



Universidade Estadual Paulista

Faculdade de Engenharia de Bauru

Departamento de Engenharia Mecânica

ANNE CAROLINE MELO DE ALCÂNTARA

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS EFEITOS DAS
OPERAÇÕES DE TORNEAMENTO E ROLETEAMENTO NO
INCONEL 718**

Bauru

2021

ANNE CAROLINE MELO DE ALCÂNTARA

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS EFEITOS DAS OPERAÇÕES DE
TORNEAMENTO E ROLETEAMENTO NO INCONEL 718**

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia de Bauru, no programa de Pós-Graduação de Engenharia Mecânica na Área de Processos e Fabricação, como parte dos requisitos necessários à obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica

Orientador: Luiz Eduardo de Angelo Sanchez

Coorientador: Samuel José Casarin

Bauru

2021

Alcântara, Anne Caroline Melo de.
Análise Microestrutural dos Efeitos das Operações
de Torneamento e Roleteamento no Inconel 718/Anne
Caroline Melo de Alcântara, 2021
116 f. : il.

Orientador: Luiz Eduardo de Angelo Sanchez

Dissertação (Mestrado)-Universidade Estadual
Paulista. Faculdade de Engenharia, Bauru, 2021

1. Roller Burnishing. 2. Inconel 718. 3.
Microestrutura. 4. Microdureza Vickers. I. Universidade
Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia. II.
Título.

ATA DA DEFESA PÚBLICA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE ANNE CAROLINE MELO DE ALCÂNTARA, DISCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA, DA FACULDADE DE ENGENHARIA - CÂMPUS DE BAURU.

Aos 05 dias do mês de agosto do ano de 2021, às 09:00 horas, por meio de Videoconferência, realizou-se a defesa de DISSERTAÇÃO DE MESTRADO de ANNE CAROLINE MELO DE ALCÂNTARA, intitulada **ANÁLISE MICROESTRUTURAL DOS EFEITOS DAS OPERAÇÕES DE TORNEAMENTO E ROLETEAMENTO NO INCONEL 718**. A Comissão Examinadora foi constituída pelos seguintes membros: Pós-doutorando SAMUEL JOSÉ CASARIN (Participação Virtual) do(a) Engenharia Mecânica / UNESP - Faculdade de Engenharia - Câmpus de Bauru, Prof. Dr. GILBERTO DE MAGALHÃES BENTO GONÇALVES (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / FEB/UNESP/Bauru, Prof. Dr. APARECIDO CARLOS GONCALVES (Participação Virtual) do(a) Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira - UNESP. Após a exposição pela mestranda e arguição pelos membros da Comissão Examinadora que participaram do ato, de forma presencial e/ou virtual, a discente recebeu o conceito final: APROVADA. Nada mais havendo, foi lavrada a presente ata, que após lida e aprovada, foi assinada pelo(a) Presidente(a) da Comissão Examinadora.

Pós-doutorando  SAMUEL JOSÉ CASARIN

Dedico essa Dissertação de

Mestrado à minha família.

Agradecimentos

Muitos fatores contribuíram para que eu pudesse escrever essas linhas. Num processo como esse, ter a compreensão dos meus pais, mesmo já idosos, em relação ao meu afastamento, fez a diferença.

Porém para tal desenvolvimento pessoal e intelectual tive a oportunidade de ingressar na Unesp em Bauru e desenvolver. E a minha permanência no Programa da Pós-Graduação só foi possível com o apoio, orientação e paciência do professor Luiz Sanchez, muito obrigada.

Durante o meu mestrado tive a oportunidade de trabalhar e ter a coorientação do professor Samuel Casarin, o qual me ajudou a amadurecer muitos conceitos e resultados que contribuíram para a construção desse trabalho. Muito obrigada pela sua paciência, resiliência e amizade.

E aos colegas do laboratório de Anelasticidade e Biomateriais do Departamento de Física-Unesp-Bauru, do Laboratório de Química que foram grandes facilitadores para que meu trabalho fosse realizado, muito obrigada. E também os colegas do laboratório de Metrologia Cristian, Vicente e Renan, que com muito bom humor e muitas contribuições tornavam o dia-a-dia leve e agradável.

Meu agradecimento a Capes, que com a bolsa de estudos pude permanecer em Bauru e me manter mais próxima da Unesp. E também à equipe de professores que tive o a oportunidade de conhecer durante as disciplinas da Pós-Graduação, pelas contribuições e conselhos.

Ao meu querido amigo Gustavo Ionta e família, que foi um grande incentivador e companheiro até determinado momento, muito obrigada. Aos meus colegas motoristas de estrada, seu Pacheco e Marina, que me traziam e me levavam para casa com segurança durante as disciplinas.

Aos meus queridos e amados pais Eneida e Raimundo que mesmo precisando dos meus cuidados, entenderam e respeitaram as minhas escolhas, sempre me motivando a seguir em frente. Aos meus irmãos Erica, Paulo e Mauro

e meus cunhados, Michael, Daniela e Paula e todos os meus sobrinhos pelo apoio e carinho mesmo de longe.

A minha mãe e amiga Jandira Carlos que sempre esteve ao meu lado, sempre disposta a me ajudar, ao meu segundo pai Noé Carlos pelas suas palavras e apoio durante todo esse tempo. E aos meus irmãos Ricardo e Ruan que mesmo distante sempre estão torcendo pelo meu desenvolvimento.

Aos meus queridos amigos Priscila, Cléo, João, Beatriz, Rafael e Ana pelo companheirismo, apoio e presença. E para concluir agradeço à Escola de artes Cênicas Sirius pelo acolhimento e suporte tão importante durante o meu desenvolvimento. E também ao poder superior por ter permitido realizar tal travessia.

Resumo

A superliga de níquel estudada é o Inconel 718, conhecida pela alta resistência a oxidação em altas temperaturas e pela atenção necessária na etapa de fabricação de peças ou equipamentos que utilizem esse material. É importante entender até que ponto, após as etapas no processo de usinagem, por exemplo, as propriedades deste tipo de liga podem ser alteradas ou, preferencialmente, melhoradas. Um dos efeitos que se tem estudado é o da operação de roleteamento (*roller burnishing*) sobre a superfície e subsuperfície do Inconel 718 após processo de torneamento. O corpo de prova foi ensaiado na temperatura ambiente e na temperatura de 310°C. A variável utilizada foi o número de passes (1 a 4) com uma carga média aplicada de 850N. O objetivo deste trabalho foi identificar a contribuição do roleteamento nas propriedades metalográficas e mecânicas do material, a partir das análises via microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV), EDS e medidas de microdureza Vickers. Foi possível verificar a deformação da matriz austenítica em função do número de passes, um aumento considerado da microdureza no 2º passe de roleteamento e possível formação da camada branca (*white layer*) no 4º passe na operação à temperatura ambiente. Foi possível também a identificação de alguns precipitados de NbC e TiN.

Palavras-chave: *roller burnishing*, Inconel 718, microestrutura, microdureza Vickers.

Abstract

The nickel superalloy studied was Inconel 718, known for its high resistance to oxidation at high temperatures and for the attention required in the manufacturing stage of parts or equipment that use this material. It is important to understand to what extent, after the steps in the machining process, for example, the properties of this type of alloy can be changed or, preferably, improved. One of the effects that has been studied is from Roller Burnishing operation on the Inconel 718 surface and subsurface turned. The test specimen was tested at room temperature and at 310° C. The variable used was number of passes (1 to 4) with an applied load average of 850N. The aim of this work was to identify the contribution of rolling in the material mechanical and metallographic properties, from the analysis via optical microscopy, scanning electron microscopy (SEM), EDS and Vickers microhardness measurements. It was possible to verify the deformation of the austenitic matrix as a function of the number of passes, a considered increase in microhardness in the 2nd rolling pass and possible formation of the white layer in the 4th pass at room temperature. It was also possible to identify some NbC and TiN precipitates.

Keywords: roller burnishing; Inconel 718; microstructures; Vickers microhardness.

Lista de Figuras

Figura 1 - Um perfil térmico de um motor turbofan que ilustra a faixa de temperatura extrema em estágio de compressão.	30
Figura 2 - Precipitados da fase γ''	39
Figura 3 - Estrutura cristalina da fase δ com posições de átomos de níquel e nióbio.....	40
Figura 4 - Fase δ no Inconel 718.....	40
Figura 5 - Imagens de MEV-Transmissão: a) cinco partículas TCP na interface γ - η ; b) Partícula TCP na interface $\gamma - \eta$; c) Partícula TCP na interface $\gamma - \eta$ estendendo ao longo dos contornos de grão; d) Fase TCP no contorno de grão.	42
Figura 6 - Ocorrência de matriz γ /Laves e matriz γ /NbC em uma superliga.....	43
Figura 7 - Carboneto identificado no Inconel 718 submetido ao roleteamento a 650°C	44
Figura 8 - Micrografia ótica da liga Inconel 718 sem sofrer deformação.	45
Figura 9 – (a) Microestrutura do Inconel 718; (b) Superfície e subsuperfície da camada de um material usinado com uma ferramenta de corte nova usando os parâmetros de $V_c = 300\text{m/min}$; $f = 0,2\text{mm/rev}$; profundidade de corte $a_p = 0,3\text{ mm}$	47
Figura 10 - Superfície da peça com o roleteamento.....	48
Figura 11 - Rugosidade de superfície melhorada pelo processo “ball burnish” de um AISI1045. Rugosidade R_a e R_z foram derivadas de topografias 3D.	49
Figura 12 - Efeito da Pressão sobre a rugosidade e na dureza da superfície do Inconel 718.....	50
Figura 13 - Diagrama esquemático exibindo o mecanismo de formação da fase δ	51
Figura 14 - Crescimento e coalescimento de precipitados δ : a) 875°C 100 s; b) 875°C 1000s; c) 975°C 100 s; d) 975°C 1000 s.	51
Figura 15 - Valores de variação de microdureza abaixo da superfície do Inconel 718 depois da usinagem com revestimento de carboneto numa velocidade de corte de 50m/min, avanço de 1mm/rev, e profundidade de corte de 0,5 mm..	53

Figura 16 - Ilustração da camada branca (white layer) em amostra de Inconel 738 LC.....	54
Figura 17 - Análise da integridade superficial em uma liga A com 43% de fase γ e uma liga B com 57 % γ	55
Figura 18 - Camadas produzidas por furação abusiva: a) Inconel 718, b) waspaloy, c) 720 Li, d) RR 1000.	56
Figura 19 - Configuração para o ensaio de roleteamento.	57
Figura 20 - Acoplamento da ferramenta.....	58
Figura 21 - Esquema de montagem das resistências em torno da peça.....	58
Figura 22 - Corpo de prova (medidas em mm) submetido ao roleteamento. ...	59
Figura 23 - Amostra metalográfica do Inconel 718 roleteado.	60
Figura 24 - Politriz/Lixadeira utilizada no lixamento e polimento.	61
Figura 25 - Microscópio ótico com imagem da microestrutura.	62
Figura 26 - Pontos de análise nas amostras-Microscopia ótica	63
Figura 27 - Microscópio Eletrônico de Varredura, UNESP-BAURU	64
Figura 28 - Disposição das amostras no MEV	64
Figura 29 - Pontos de análise nas amostras - MEV	65
Figura 30 - Microdurômetro	66
Figura 31 - Esquema de medidas de Microdureza (superficial e radial).....	67
Figura 32 - Perfil de microdureza subsuperficial nos gráficos de letra (a).....	67
Figura 33 - Perfil de microdureza subsuperficial nos gráficos de letra (b).....	68
Figura 34 - Valores de microdureza de amostra de Inconel 718 antes do roleteamento.	69
Figura 35 - Microdureza do Inconel 718, amostra torneada.	71
Figura 36 - a) Microdureza subsuperficial, amostra C01; b) Influência do primeiro passe de roleteamento.	74
Figura 37 - a) Microdureza subsuperficial da amostra C02; b) Influência do 2° passe de roleteamento.	75
Figura 38 - a) Microdureza subsuperficial da amostra C03; b) Influência do 3° passe de roletamento.	76
Figura 39 - Microdureza subsuperficial da amostra C04; b) Influência do 4° passe de roleteamento.	77
Figura 40 - Média de microdureza subsuperficial das amostras roleteadas a temperatura ambiente.	78

Figura 41 - a) Microdureza subsuperficial da amostra Q01; b) Influência do 1° passe.....	79
Figura 42 – a) Microdureza subsuperficial da amostra Q02; b) Influência do 2° passe de roleteamento.....	80
Figura 43 - a) Microdureza subsuperficial da amostra Q03; b) Influência do 3° passe de roleteamento.....	82
Figura 44 - Microdureza subsuperficial da amostra Q04; b) Influência do 4° passe de roleteamento.	83
Figura 45 - Médias de microdureza do material roleteado a 310° e torneado (T).	84
Figura 46 - Microdureza radial: a) Temperatura ambiente, b) Temperatura a 310° C.....	86
Figura 47 - Pontos de análise e modelo do corpo de prova.	88
Figura 48 - Inconel 718 antes do processo de torneamento. Erro! Indicador não definido.	
Figura 49 - Microscopia ótica da amostra torneada.	89
Figura 50 - Microscopia ótica da amostra após 1° passe de roleteamento à temperatura ambiente.	90
Figura 51 - Microscopia ótica amostra após 2° passe de roleteamento à temperatura ambiente.	91
Figura 52 - Microscopia ótica da amostra após o 3° passe de roleteamento à temperatura ambiente.	92
Figura 53 - Microscopia ótica da amostra após o 4° passe de roleteamento. ..	93
Figura 54 - Diferença das amostras após o 1° e 4° passe de roleteamento à temperatura ambiente: a) 1° passe, b) 4° passe.	94
Figura 55 - Amostra após o 4° passe de roleteamento à temperatura ambiente com regiões distintas.....	95
Figura 56 - Microscopia ótica após o 1° passe de roleteamento à 310° C	96
Figura 57 - Microscopia ótica da amostra após 2° passe de roleteamento à 310° C.....	97
Figura 58 - Microscopia ótica da amostra após 3° passe de roleteamento à 310° C.	98
Figura 59 - Microscopia ótica da amostra submetida ao 4° passe de roleteamento à 310° C.	99

Figura 60 - Amostra após o 3° passe de roleteamento À 310° C com regiões distintas.	100
Figura 61- Imagens de MEV da matriz do Inconel 718.	101
Figura 62 - MEV dos precipitados na matriz do Inconel 718.	103
Figura 63 - MEV do Inconel 718 após torneamento.	104
Figura 64 - Medições na camada superficial da amostra torneada.	105
Figura 65 - Caracterização de precipitados via EDS na amostra C03.	106
Figura 66 - Caracterização de precipitados via EDS na subsuperfície C03. ...	107
Figura 67 - Caracterização de precipitados via EDS na superfície da amostra C03.....	108
Figura 68 - Caracterização de precipitados via EDS na amostra Q02.	109
Figura 69 - Caracterização de precipitado via EDS na subsuperfície da amostra Q02.	110
Figura 70 - Identificação de TiN no contorno de grão da amostra C03.	111
Figura 71 – MEV e caracterização da camada superficial da amostra C03. ...	113
Figura 72 - MEV da camada subsuperficial das amostras: a) C01, b) C02, c) C03, d) C04, e) Q01, f) Q02, g) Q03 e h) Q04.	114
Figura 73 - Medições na camada superficial de amostras roleteadas.....	115

Lista de Tabelas

Tabela 1 - Superligas a base de níquel.....	32
Tabela 2 - Parâmetros de ajuste durante o Roller Burnishing.....	59
Tabela 3-Identificação das amostras.....	60
Tabela 4-Composição química Inconel 718 (% Peso).....	60
Tabela 5- Valores de média, máximo, mínimo e desvio padrão das medidas de dureza do material bruto.	69

Lista de Abreviaturas e Siglas

ABNT	Associação brasileira de normas técnicas
AISI	American iron and steel Institute
ASTM	American Society for testing and Materials
CFC	Cúbica de face centrada
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MQL	Minimum Quantity Lubrication
EDS	Espectometria de raio x por dispersão de energia
TCP	Topologically Close-Packed

Lista de Símbolo

Símbolos		Unidades
Al	Alumínio	
Ap	Profundidade de corte	mm
Cr	Cromo	
f	Avanço de corte	mm/rev
HCl	Ácido clorídrico	
HNO ₃	Ácido Nítrico	
Mo	Molibidênio	
Ti	Titânio	
Nb	Nióbio	
Ni	Níquel	
Ti	Titânio	
NbC	Carboneto de Nióbio	
TiN	Nitreto de titânio	
TCP	Topologically Close-Packed	
Ra	Rugosidade Média	μm
Rz	Altura máxima	μm
Vc	Velocidade de corte	m/min
γ	Gama	
δ	Delta	

Sumário

1 Introdução.....	27
2 Objetivos.....	28
2.1 Objetivo geral.....	28
2.2 Objetivos específicos.....	28
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	29
3.1 Superligas de Níquel.....	29
3.2 Mecanismos de endurecimento.....	33
3.2.1 Endurecimento por solução sólida.....	34
3.2.2 Endurecimento por precipitação.....	34
3.3 Efeito dos elementos de liga.....	34
3.3.1 Alumínio (Al).....	35
3.3.2 Boro (B).....	35
3.3.3 Cromo (Cr).....	35
3.3.4 Ferro (Fe).....	36
3.3.5 Molibdênio (Mo).....	36
3.3.6 Níbio (Nb).....	36
3.3.8 Carbono (C).....	37
3.4 Características microestruturais.....	37
3.4.1 Matriz gama γ	37
3.4.2 Fase γ'	38
3.4.3 Fase γ''	38
3.4.4 Fase δ	39
3.4.5 Fases Topologicamente Compactas (Topologically Close-Packed - TCP)	40

3.4.6 Carbonetos	43
3.5 Inconel 718	44
3.5.1 Usinabilidade do Inconel 718.....	46
3.6 Roller Burnishing (Roleteamento).....	47
3.7 Microdureza	51
3.9 Integridade superficial.....	53
4 Materiais e métodos	56
4.1 Material analisado.....	56
4.2 Preparação metalográfica.....	60
4.3 Microscopia Ótica	62
4.5 Medidas de Microdureza Vickers (HV).....	65
5 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	68
5.1 Microdureza.....	68
5.1.2 Microdureza material bruto	68
5.1.3 Microdureza da subsuperfície usinada	70
5.1.4 Microdureza subsuperficial (roleteamento na temperatura ambiente) .	73
5.2.4 Microdureza após roleteamento a 310°C.....	79
5.1.5 Microdureza Radial	85
5.2 Análise metalográfica – Microscopia ótica	87
5.2.1 Análise e caracterização do Inconel 718.	87
5.2.3 Análise e caracterização do Inconel 718 após usinagem.	89
5.2.4 Análise e caracterização do Inconel 718 submetido ao roleteamento na temperatura ambiente.....	89
5.3 Análise e caracterização do Inconel 718 via MEV/EDS.....	101
5.3.1 Caracterização dos precipitados.....	105
6 CONCLUSÕES	116
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	119

1 INTRODUÇÃO

Devido à dificuldade de usinagem das superligas de níquel existe a necessidade, tanto acadêmica quanto tecnológica, em se buscar o desenvolvimento de novas técnicas que permitam avanços na otimização da usinagem desses materiais (GILL et al. 2013; KUMAR et al. 2014).

Entender os fenômenos metalúrgicos que se dá entre a ferramenta e a peça, particularmente o cavaco, permite que se aperfeiçoe a usinagem desses materiais e, com isso, reflita em menores custos de produção (FIELD et al. 1971; BARRIO et al. 2020).

Estudos como a influência da fase γ' na usinagem das superligas de níquel, a influência do encruamento, tensão residual e microestrutura durante a usinagem do Inconel 718, podem indicar as possibilidades de melhoramento, adaptação e melhor aproveitamento das propriedades das superligas (LAVAKUMA et al. 2013; LIAO et al. 2018; LEE et al. 2020).

A partir de uma matriz novos materiais são desenvolvidos, os quais, dependendo das suas características, pode facilitar consideravelmente a introdução de elementos químicos que poderão, melhorar e fortalecer as propriedades mecânicas do material (MIYAKUS et al. 1986; DUCK, 2015).

Para melhorar as propriedades dos materiais após a etapa de usinagem, existem pesquisas que fizeram uso do processo de roleteamento (tradução livre para *roller burnishing*) (Verma e Mahato, 2013). É uma operação no qual se deforma a superfície de um material através de um dispositivo regular (geralmente um rolamento ou esfera) pressionado contra a superfície da peça de trabalho com o intuito de melhorar a qualidade superficial. (RODRIGUEZ et al. 2011; SHULZE et al. 2016).

Neste trabalho foi realizado uma análise da influência do roleteamento na subsuperfície do corpo de prova, realizado em duas condições, a temperatura ambiente e à 310°C, com a aplicação de uma carga média de 850 N. A partir das análises de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV),

análise EDS de partículas precipitadas e medidas de microdureza, avaliou-se o efeito do roleteamento na peça previamente torneada. Foi possível verificar a influência do processo na microdureza subsuperficial do material, na microestrutura de grãos e na incidência de precipitados dos tipos NbC e TiN.

2 OBJETIVOS

2.1 Objetivo geral

O objetivo geral deste trabalho foi realizar uma análise microestrutural de uma superliga de níquel, no caso o Inconel 718, em relação aos efeitos produzidos pelo processo de roleteamento em temperatura ambiente e 310°, após o torneamento e contribuir para uma melhor compreensão dos fenômenos microestruturais que ocorrem.

2.2 Objetivos específicos

- Fazer um estudo bibliográfico sobre o que está sendo pesquisado à respeito do comportamento das ligas de Inconel 718 submetidas a processos de roleteamento.
- Estudar as características do Inconel 718 e descrever suas alterações após os processos de torneamentos e roleteamento analisando a microdureza e sua microestrutura e, também, a ocorrência de precipitados no material via EDS.
- Avaliar a viabilidade do uso de roleteamento para a melhoria das propriedades do material e recomendá-lo, a partir das análises de resultados, para uso fora do âmbito acadêmico.

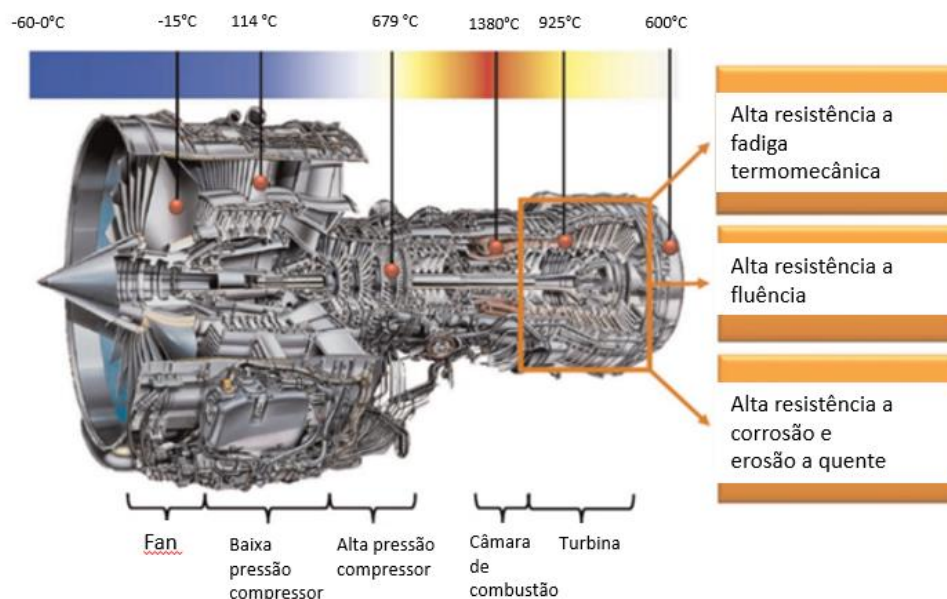
3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Superligas de Níquel

As superligas são conhecidas por serem empregadas em ambientes de trabalho com temperaturas que podem chegar em torno de 1800°F (980°C), sem deformidade ou desgaste, e com elevada dureza. Por isso, são muito empregadas em componentes aeronáuticos, automotivos e também em equipamentos nucleares e petrolíferos (KALE e KHANA, 2017; MARQUES et al. 2016; DUCK, 2015).

Além de apresentarem alta resistência à corrosão, resistência à deformação por fluência térmica e boa estabilidade de superfície, estas ligas são usadas principalmente em aplicações envolvendo propriedades elétricas ou em aplicações que requerem alta resistência à corrosão e oxidação em altas temperaturas. Por isso são muito utilizadas em equipamentos estáticos e rotacionais de seções extremamente quentes de motores aéreos, como lâminas e discos do compressor e turbina conforme apresentado na figura 1. (GOWTHAMAN, 2019; D'ADDONAA, 2017).

Figura 1 - Um perfil térmico de um motor turbofan que ilustra a faixa de temperatura extrema em estágio de compressão.



Fonte: Adaptação Nowotnik, 2016, pág1.

Como particularidades, as ligas a base de níquel apresentam uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), apresentam uma matriz austenítica que implica em propriedades de alta ductilidade, endurecimento por precipitação e fases topologicamente compactas (*Topologically Closed Packed*). Além da variedade de adição de elementos de liga que conferem ao material características relevantes, podendo aumentar significativamente a resistência e a durabilidade das ligas. Estas ligas são fortalecidas pela presença de fases endurecidas e precipitados (GOWTHAMAN, 2019; SILVA, 2010).

As superligas podem ser identificadas como fundidas, forjadas e em forma de produtos de metalurgia do pó. As ligas fundidas a base de níquel podem ser endurecidas por solução sólida ou por precipitação (NOWOTNIK, 2016). As ligas podem ser endurecidas por solução sólida e pela presença de finos carbonetos precipitados. Já as ligas endurecidas por precipitação são fortalecidas pela combinação de partículas precipitadas na matriz, endurecimento de solução sólida e a presença de carbonetos.

Corney e Hassan (2017) classificam as superligas em: (i) à base de níquel; (ii) à base de ferro-níquel e; (iii) à base de cobalto. Segundo esses autores, a maioria são endurecidas por precipitação intermetálica na matriz CFC, característica alcançada através dos elementos alumínio, titânio e nióbio que são utilizados para produzir os precipitados primários γ' e γ'' . A partir da identificação da precipitação primária ou principal da liga, define-se os subgrupos. As que são endurecidas por precipitação primária da fase γ' são identificadas como Waspaloy, Astroloy, U-700 e U720, ATI 718 Plus e, como exemplo de ligas que são endurecidas principalmente pela fase γ'' , o Inconel 718.

Os efeitos dos elementos de liga e as exigências do mercado resultaram em variadas ligas de níquel com relação a variação na composição e microestrutura. Os elementos de ligas mais importantes são Al, Ti, Cr, Nb, Mo, W, Ta, Hf, Re e C. As principais variações microestruturais são a quantidade de precipitação e sua morfologia, tamanho e forma de grãos e distribuição de carbonetos (AZADIAN, 2004). É apresentada na Tabela 1 as superligas divididas em grupos com as denominações comerciais.

Tabela 1 - Superligas a base de níquel.

Ligas	Composição comercia (wt %, bl. Ni)																
	Cr	Co	Mo	Fe	Al	Ti	Ru	Mn	Ta	Re	Hf	C	B	W	Nb	Y	Zr
Rene 80	14.0	9.5	4.0	-	3.0	5.0	-	-	-	-	-	0.17	0.02	4.0	-	-	0.03
Mar-M2246	8.3	10.0	0.7	-	5.5	1.0	-	-	3.0	-	0.14	0.02	10.0	-	-	-	0.05
In-713	12.1	-	4.6	-	5.9	0.6	-	-	-	-	-	0.05	0.01	-	2.1	-	0.10
Ligas solidificadas direcionalmente																	
Rene 80 DS	12.9	9.6	4.0	-	3.02	4.48	-	-	-	0.074	0.07	0.015	4.9	-	-	0.02	-
CM 247 LC DS	0.07	9.2	0.5	-	5.6	1.0	-	3.0	-	1.5	0.07	0.015	9.2	-	-	0.015	-
Ligas de cristal simples 1º geração																	
Rene N4	9.8	7.5	2.0	-	4.2	3.5	-	-	4.7	-	0.15	0.05	-	6.0	0.5	-	-
PWA 1480	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
CMSX-2	8.0	5.0	0.6	-	5.6	1.0	-	-	6.0	-	-	-	-	8.0	-	-	-
Ligas de cristal simples 2º geração																	
Rene N5	7.0	7.5	1.5	-	6.2	-	-	-	6.5	3.0	0.15	0.05	-	5.0	-	0.01	-
PWA 1484	5.0	10.0	2.0	-	5.6	-	-	-	9.0	3.0	0.1	-	-	6.0	-	-	-
CMSX-4	6.5	9.0	0.6	-	5.6	1.0	-	-	6.5	3.0	0.10	-	-	6.0	-	-	-
Ligas de cristal simples 3º geração																	
Rene N6	4.2	12.5	1.4	-	5.8	-	-	-	7.2	5.4	0.15	0.05	-	6.0	-	0.01	-
CMSX-4	2.0	3.0	0.4	-	5.7	0.2	-	-	8.0	6.0	0.2	-	-	5.0	0.1	-	-
Ligas de cristal simples 4º geração																	
TMS 138	3.2	5.8	2.8	-	5.9	-	2.0	-	5.6	5.0	0.1	-	-	5.9	-	-	-
TMS138A	3.2	5.8	2.8	-	5.7	-	3.6	-	5.6	5.8	0.1	-	-	5.6	-	-	-
Ligas de cristal simples 5º geração																	
TMS-162	2.9	5.8	3.9	-	5.8	-	6.0	-	5.6	4.9	0.1	-	-	5.8	-	-	-
TMS-173	2.8	5.6	2.8	-	5.6	-	5.0	-	5.6	6.9	0.1	-	-	5.6	-	-	-
Superligas forjadas																	
Inconel 718	19.0	-	3.0	18.5	0.5	0.9	-	-	-	-	-	-	0.2	-	5.1	-	-
Rene 41	19.0	11.0	10.0	-	1.5	3.1	-	-	-	-	-	0.09	0.005	-	-	-	-
Nimonic 80 A	19.5	-	-	-	1.4	2.4	-	-	-	-	-	0.06	0.003	-	-	-	0.06
waspaloy	19.5	13.5	4.3	-	1.3	3.0	-	-	-	-	-	0.08	0.006	4.0	-	-	0.03
Superligas de Metalurgia do Pó																	
Rene 95	13.0	8.0	3.5	-	3.5	2.5	-	-	-	-	-	0.065	0.013	3.5	3.5	-	0.05
Rene 88 DT	16.0	13.0	4.0	-	2.1	3.7	-	-	-	-	-	0.03	0.015	4.0	0.7	-	-
Inconel 100	12.4	18.4	3.2	-	4.9	4.3	-	-	-	-	-	0.07	0.02	-	-	-	0.07
N18	11.2	15.6	6.5	-	4.4	4.4	-	-	-	-	0.5	0.02	0.015	-	-	-	0.03

Fonte: Nowotinin, 2016, pág 2.

As fases importantes nas superligas a base de níquel incluem (HASSAN et al. 2017; KRAKOW et al. 2017, DUPONT et al. 2009)

- Matriz γ
- O precipitado cúbico intermetálico $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, denominado de γ'
- O precipitado intermetálico em formato de disco Ni_3Nb , denominado de γ''
- O precipitado intermetálico ortorrômbico Ni_3Nb , denominado de fase δ
- Carbonetos: sendo os mais comuns os do tipo MC e M_{23}C_6
- Fases topologicamente compactas (TPC).

As ligas de Níquel foram criadas e desenvolvidas a partir da modificação química da liga Níquel-Cromo (NiCr_{20}) enquanto as ligas Fe-Ni foram modificações de fase e química do aço austenítico 18-8. O grupo Fe-Ni contém cerca de 25% a 60% de níquel, com adição de ferro variando de 10% a 60%. Com os elementos de adição introduzidos, garantem o endurecimento por solução e precipitação das fases γ' - $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ e /ou γ'' - Ni_3Nb , que são ligas direcionadas para trabalhos em faixa de temperatura de 540°C a 815°C. Na temperatura em torno de 815 °C, os precipitados γ' e γ'' se tornam instáveis e envelhecem à fase de equilíbrio η - Ni_3Ti e δ - Ni_3Nb , a qual é associado ao decréscimo significativo na resistência a fluência. (DUCK, 2015).

O efeito de fortalecimento dessas ligas resulta do aquecimento acima da temperatura da solução de fases como γ' e carbonetos. A precipitação é obtida através de um tratamento térmico, no qual após a têmpera, a liga é submetida ao envelhecimento abaixo da temperatura da solubilização, a fim de formar nucleação homogênea da fase precipitada. O processo de precipitação é realizado usando parâmetros que levam a distribuição fina da fase secundária, que pode atuar como uma barreira de deslocamento causando maior resistência do material (NEWOTINIK, 2016; GALIZONI et al. 2019)

3.2 Mecanismos de endurecimento.

O principal mecanismo de fortalecimento das superligas de níquel se dá pela criação de tensões na estrutura cristalina dos precipitados γ' pela introdução na matriz γ , de elementos de soluto com diferentes tamanhos. Para um elevado efeito de endurecimento por solução-sólida, por exemplo, é importante escolher os elementos de liga que possam fornecer a maior quantidade de deformação da rede, sem causar formação de novos componentes de fase (NEWOTINIK, 2016).

3.2.1 Endurecimento por solução sólida.

Trata-se de uma técnica conhecida por endurecimento por solução sólida intersticial ou substitucional que consiste no aumento da concentração de elementos químicos que impõem deformações de rede sobre os átomos adjacentes, e resulta no aumento da resistência à tração e ao escoamento (CALLISTER, 2018). A distorção na rede atômica, segundo Liu e Zhang (2020), inibe a movimentação de discordâncias.

3.2.2 Endurecimento por precipitação.

A resistência mecânica de algumas ligas metálicas também pode ser aumentada pela formação de precipitados, partículas extremamente pequenas de uma segunda fase dentro da matriz da fase original. Este aumento de resistência é obtido através de transformações de fases induzidas por tratamentos térmicos apropriados (GOWTHAMAN e JEYAKUMAR, 2019). Com o endurecimento por precipitação, o material apresentará obstruções ao movimento de discordâncias que caracteriza um reforço.

3.3 Efeito dos elementos de liga.

A adição dos elementos de liga pode melhorar consideravelmente as propriedades das superligas. Segundo Gowthaman (2019) os elementos de liga promovem aumento de tenacidade e durabilidade desses materiais. Tendem a segregar nas fases γ e γ' e o posicionamento desses elementos estão diretamente ligados a diferença entre o diâmetro atômico do elemento de liga e do níquel (HASSAN e CORNEY, 2017).

3.3.1 Alumínio (Al)

Somatiza às ligas resistência a oxidação e é um dos elementos eficiente na formação de precipitados intermetálicos $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ou γ' (“*solution hardening*”) que favorece o endurecimento das ligas. (TANCRET, 2003; THAKUR et al. 2016). A presença do Al pode formar Al_2O_3 mais estável. (NEWOTNIK, 2016).

3.3.2 Boro (B)

Elemento que apresenta uma grande diferença de raio atômico comparado ao do níquel. Em pequenas adições, o boro tende a combinar com elemento cromo ou molibidênio e resultam na precipitação de carbonetos e boretos localizados no contorno de grão austenítico (γ), o que melhora a ductilidade e aumenta a resistência do contorno de grão das ligas de níquel e Fe-Ni. (NOWOTNIK, 2016; GOWTHAMAN et al. 2019; HASSAN e CORNEY, 2017).

3.3.3 Cromo (Cr)

Concede às superligas, consideravelmente, resistência à oxidação das fases γ e γ' . Mas também pode ser usado como reforço nos contornos de grãos pela formação de carbonetos e precipitação, assim como Mo, W, Nb, Ti, além de formar na superfície da liga Cr_2O_3 (KIM et al. 2012; THAKUR et al. 2016).

3.3.4 Ferro (Fe)

Considerado elemento de estabilidade da matriz, com um raio atômico similar ao do níquel, reside preferencialmente na matriz austenítica γ (HASSAN e CORNEY, 2017).

3.3.5 Molibdênio (Mo)

Muito utilizado no mecanismo de endurecimento por solução sólida. Também pertence ao grupo de elementos com o raio atômico similar ao do níquel. (GOWTHAMAN et al. 2019; NEWOTNIK, 2016).

3.3.6 Nióbio (Nb)

O Nb é um elemento que contribui com a formação da fase de endurecimento γ' , no Inconel 718. A segregação de Nb durante a solidificação é o fator que influencia a estabilidade das fases presentes, além de resultar na formação de um precipitado de reforço $\text{Ni}_3\text{Nb}(\text{AlTi})$ a fase γ'' . A concentração de Nb permite também formação de NbC, fases laves (baixo ponto de fusão), carbonetos MC e a formação de um filme líquido nas regiões interdentríticas. (LEE et al. 2020; MURALIDHARAN et al. 1996; NEWOTNIK, 2016).

3.3.7 Titânio (Ti)

A adição de Ti contribui com a formação da fase de endurecimento γ' . Também pode ser responsável pela formação da fase γ'' e de carbonetos primários MC e secundários M_{26}C_3 , M_6C , M_7C_3 . (NEWOTNIK, 2016).

3.3.8 Carbono (C)

Quantidades de carbono são adicionadas para a formação de carbonetos nos contornos de grãos. Concentrações de carbono acima de 2% podem combinar com alguns elementos reativos e formar assim os carbonetos no formato MC. (GOWTHAMAN, 2019; NOWOTINIK, 2016).

3.4 Características microestruturais.

Quando se refere à microestrutura de ligas de níquel, é comum encontrar na literatura uma descrição em relação a matriz característica do material, ao resultado do fortalecimento dessas ligas proveniente da precipitação de fases e a influência dos elementos de ligas. Gowthman (2019) descreve que as superligas são fortalecidas com a precipitação de fases que promovem seu endurecimento e que a matriz austenítica aumenta a solubilidade de elementos de liga.

3.4.1 Matriz gama γ

A matriz γ é uma fase de solução sólida austenítica, que exibe uma estrutura cúbica de face centrada (CFC), a qual mantém essa configuração de estrutura até o seu ponto de fusão, com uma alta capacidade de endurecimento por solução sólida através da formação de uma matriz contínua com a concentração de elementos como Fe, Cr, Mo, Ti e Al (ZANADIAN, 2004).

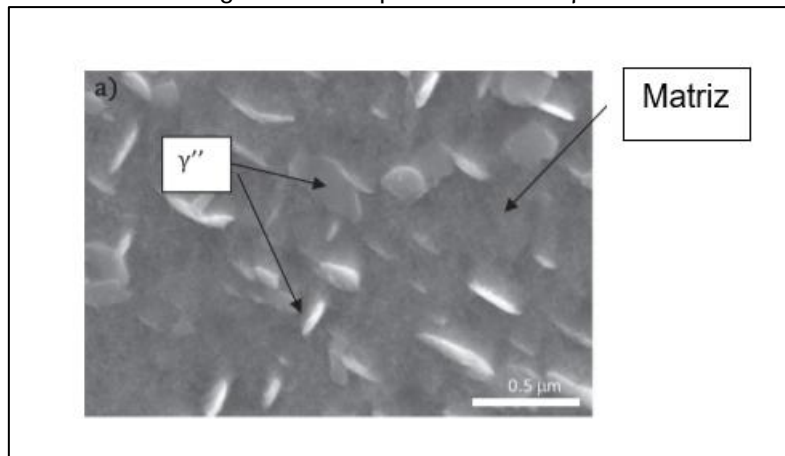
3.4.2 Fase γ'

Esta fase é considerada por alguns pesquisadores (KRAKOW et al. 2017 e THAKUR, 2015) o mais importante elemento nas superligas. Identificada como a fase γ' $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, pode ser responsável pelo longo tempo de estabilidade térmica das superligas, trata-se de uma fase bastante dúctil, logo, aumenta a resistência da matriz sem afetar a tenacidade a fratura da liga.

A fase γ' impede a movimentação de discordâncias na matriz γ . Conhecida como fase intermetálica, durante o envelhecimento de superligas é a principal fase de precipitação. Esse efeito de endurecimento por precipitação é efetivo até certa faixa de temperatura que está diretamente ligada às proporções de γ' . É a fase de fortalecimento, a qual proporciona resistência a fadiga e alta resistência às ligas em altas temperaturas. (LIAL et al. 2018; GOWTHAMAN, 2019).

3.4.3 Fase γ''

A fase γ'' na figura 2 é uma fase intermetálica com uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado e semicoerente com a matriz γ . Apresenta uma cinética de precipitação mais lenta e, em temperaturas em torno de 650° , a fase γ'' é transformada em fase δ (ZANADIAN, 2004; KROKOM, 2017).

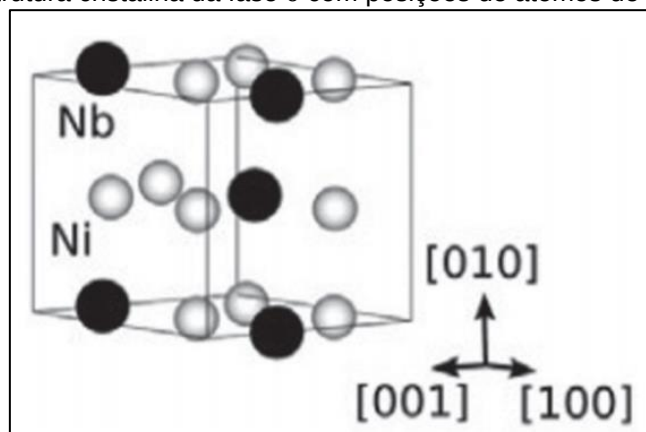
Figura 2 - Precipitados da fase γ'' 

Fonte: Anderson et al. 2017

3.4.4 Fase δ

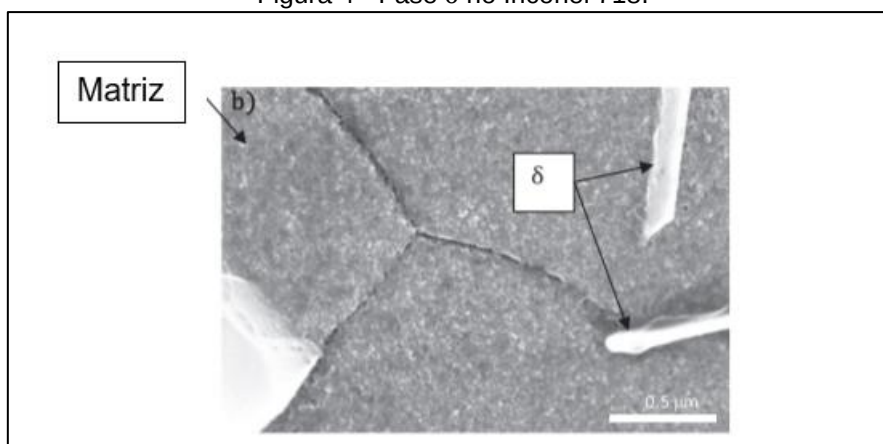
A fase δ , geralmente, é mais estável que a fase γ'' . Significa que a fase γ'' é facilmente transformada na fase δ em um ambiente de alta temperatura a longo prazo. Quando ocorre deformação à quente a morfologia e a distribuição da fase δ influenciam diretamente no controle de tamanho de grão e a estabilidade microestrutural da liga. É uma fase precipitada em forma alongada (Ni_3Nb), ortorrômbica e por ser incoerente com a matriz (Figuras 3 e 4) enfraquece a liga e, no entanto, pode impedir o crescimento de grão (KANETAS et al. 2018; LEE et al. 2020; THAKUR et al. 2016; MURALIDHARAN, 1996).

Figura 3 - Estrutura cristalina da fase δ com posições de átomos de níquel e nióbio.



Fonte: Hassan e Corney, 2017

Figura 4 - Fase δ no Inconel 718.



Fonte: Anderson et al, 2017

3.4.5 Fases Topologicamente Compactas (Topologically Close-Packed - TCP)

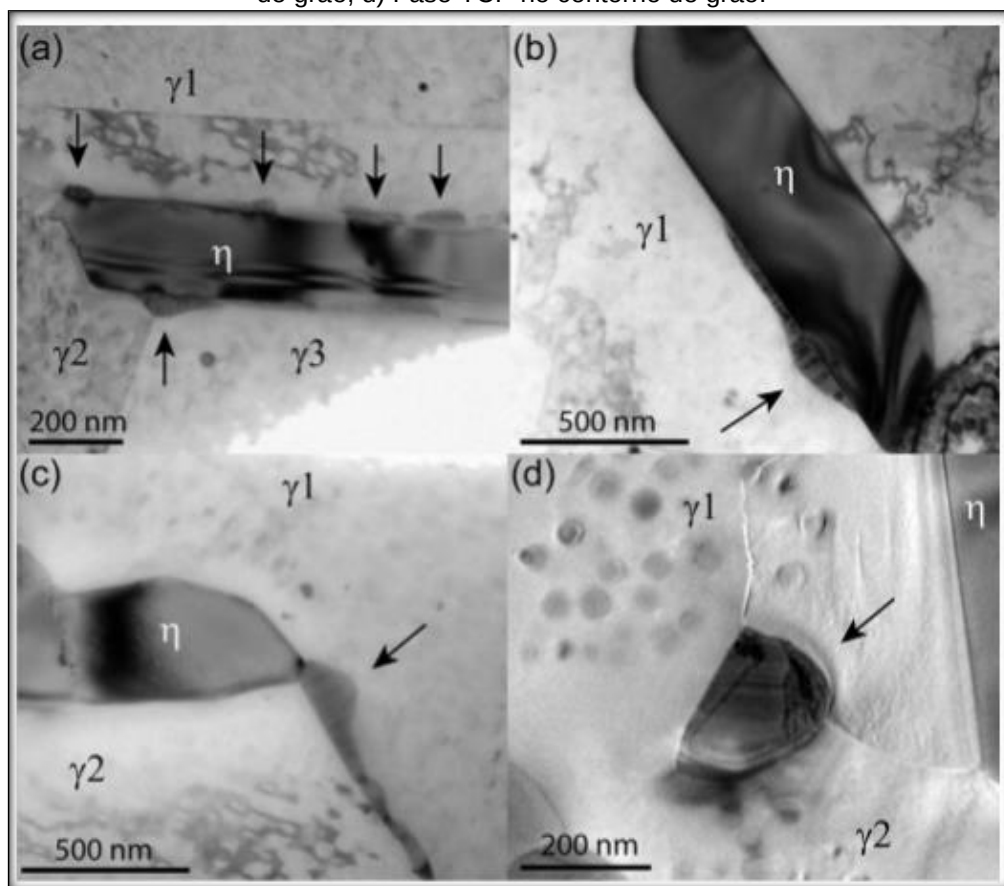
Apesar de muitos dos elementos de liga melhorar as propriedades das superligas, eles também podem formar fases indesejáveis. São tratadas na literatura como fases topologicamente compactas (*Topologically Close-Packed - TCP*) e que podem resultar em fragilização caso não haja um cuidadoso controle no processamento da liga. As estruturas cristalográficas das fases TCP são

constituídas por camadas compactas de átomos. (ROSS e SIMMS, 1987; SILVA, 2010; NEWOTINIK, 2016).

As fases TCP podem ser formadas em muitas superligas de níquel se estas forem submetidas a tratamentos térmicos ou forem expostas a condições de altas temperaturas por longos períodos de tempo. Estas fases são compostas tipicamente dos elementos Ni, Cr, Co, Mo e W e são potencialmente prejudiciais se ocorrerem em um volume elevado, devido à saturação de átomos de soluto que contribuem para a solução sólida de endurecimento. (KRAKOW et al. 2017; POLLOCK e MURPH, 1996)

Krakow et al. (2017) ao estudarem sobre a liga 718 plus (a qual se diferencia do Inconel 718 principalmente pela presença dominante do precipitado η), após tratamentos térmicos identificaram as fases TCP nas interfaces $\gamma - \eta$ conforme apresentado na figura 5.

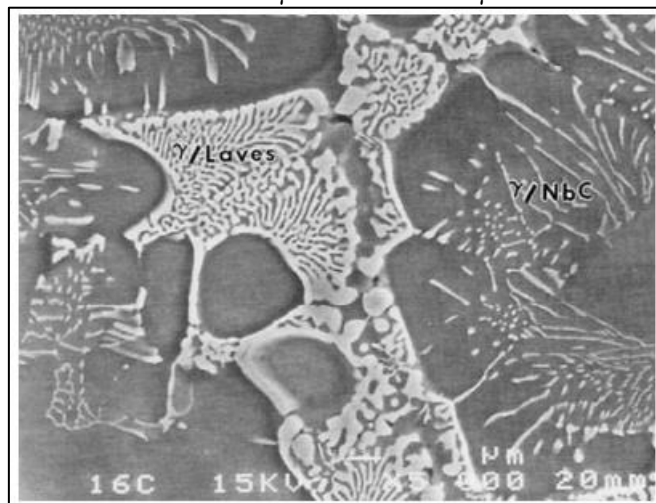
Figura 5 - Imagens de MEV-Transmissão: a) cinco partículas TCP na interface γ - η ; b) Partícula TCP na interface γ - η ; c) Partícula TCP na interface γ - η estendendo ao longo dos contornos de grão; d) Fase TCP no contorno de grão.



Fonte: Krakow et al, 2017

Como exemplo de fase TCP que se forma no Inconel 718, existe a fase Laves (Figura 6), a qual é formada quando os elementos de liga Nb, Mo, Ti e Si excedem o limite de solubilidade na matriz austenítica. Essa fase diminui os elementos vitais da matriz e favorece a formação e crescimento de trincas (THARAPEL, 2017; AZADIAN, 2004).

Figura 6 - Ocorrência de matriz γ /Laves e matriz γ /NbC em uma superliga.

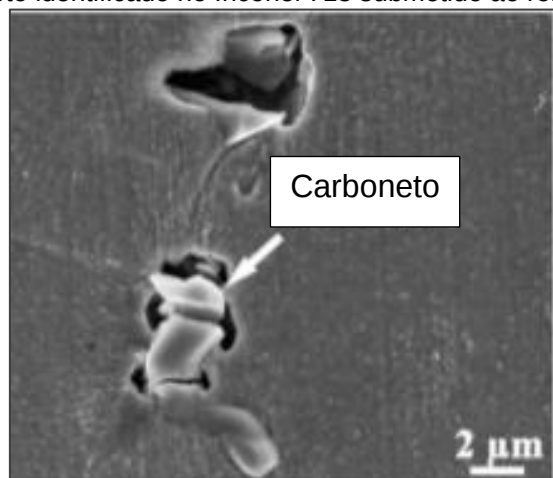


Fonte: Dupont et al, 2009

3.4.6 Carbonetos

Os carbonetos (Figura 7) em superligas podem melhorar a resistência a fluência pela precipitação nos contornos de grão, o que impede seu deslizamento e permite o relaxamento de tensão ao longo dos contornos de grão. Os finos precipitados de carbonetos nos grãos aumentam a resistência da liga, e são muito importantes nas superligas a base de cobalto. Os carbonetos podem também amarrar ou segurar alguns elementos que ajudam a estabilidade durante o serviço das ligas (NEWOTINIK, 2016).

Figura 7 - Carboneto identificado no Inconel 718 submetido ao roleteamento a 650°C



Fonte: Zhang et al. 2018.

Os carbonetos podem não afetar tanto as propriedades das superligas em baixas temperatura devido às pequenas frações de volume. No entanto podem contribuir significativamente com a taxa de fluência e a taxa de ruptura por conta do efeito desses precipitados no contorno de grão sob tensão.

3.5 Inconel 718

O Inconel 718 possui excelentes propriedades mecânicas, as quais combinadas a alta resistência a corrosão em altas temperaturas é amplamente utilizado em turbinas a gás, motores de aeronaves, reatores nucleares e bombas. Essas características dinamizaram seu uso industrial a partir da década de 1960.

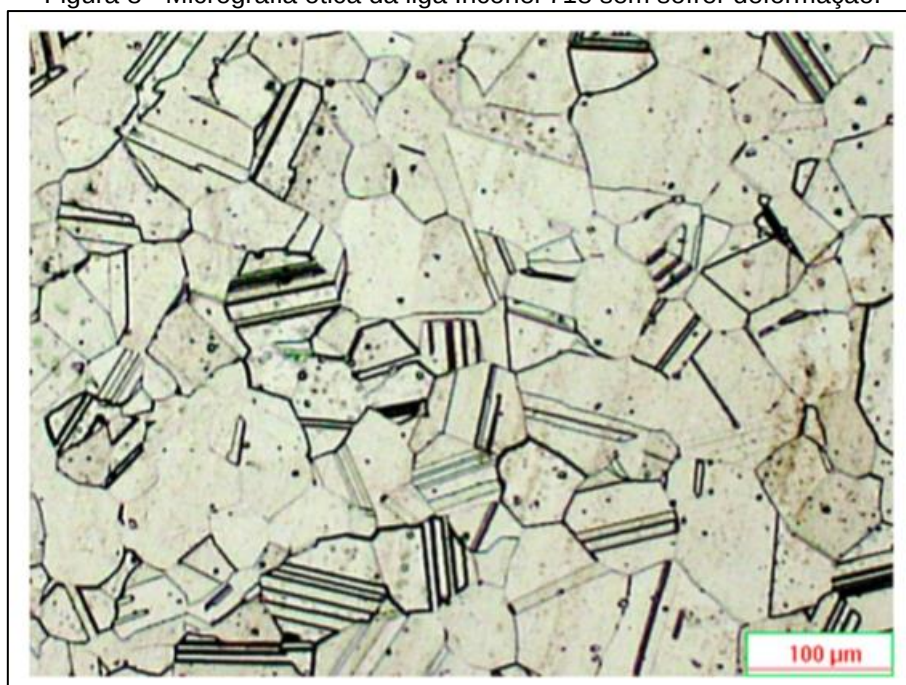
O estudo sobre essa liga, tem sido amplamente relacionado a parâmetros de processo de fabricação e às características de integridade de superfície da liga especialmente com o foco na camada superficial (ZHE CHEN et al. 2016; THOMAS et al. 2006).

O Inconel 718 é uma das superligas resistente ao calor pertencente ao grupo de liga Ni-Fe endurecida por precipitação, que também contém em sua composição, ferro, nióbio, molibdênio, alumínio, titânio, cobalto, carbono,

manganês e silício (SILVA, 1953, DUPONT et al. 2009). A precipitação nos contornos de grão da fase δ ou β é uma característica marcante desse material, que aumenta a resistência intergranular da liga (KRAKOW et al. 2016; D'ADDONA, 2017; THOMAS et al. 2006).

Na Figura 8 é apresentada uma imagem do Inconel 718 sem sofrer deformação. Azabarmas et al. (2016) explicam por essa imagem que a microestrutura é composta de grãos equiaxiais e maclas de recozimento. A presença dessas estruturas sinaliza que o material teria passado pelo processo de recristalização.

Figura 8 - Micrografia ótica da liga Inconel 718 sem sofrer deformação.



Fonte: Azabarmas et al. 2016.

A composição química e seu arranjo microestrutural são tais que permitem a aplicabilidade desse material comercialmente. Com a adição de Ti e Al é possível a formação intermetálica γ' . A adição do carbono possibilita a formação dos carbonetos, que deve ser baixa o bastante para que não comprometa a precipitação das fases γ' e γ'' . O molibdênio se apresenta com o intuito de melhorar a resistência mecânica por solução sólida (THOMAS et al. 2006).

3.5.1 Usinabilidade do Inconel 718

A usinagem do Inconel 718 tem sido explorada nas últimas décadas para o entendimento da integridade superficial durante o processo de corte. Apesar de ser um material com muitas características positivas por ser uma superliga, caracteriza-se por apresentar uma dificuldade de usinagem. Isso é atribuído, segundo Iturbe (2016) a tendência desse material ao encruamento, a presença de carbonetos abrasivos e alta reatividade química com o material de ferramentas e revestimento. Fato que implica num comportamento durante a usinagem que se assemelha aos dos aços inoxidáveis austeníticos.

A usinagem de superligas é extremamente difícil devido à alta dureza e desgaste de ferramenta (EZUGIWU, 2004). Estudos mostram que durante a usinagem ocorre a soldagem e a adesão do material da peça de trabalho na ferramenta e que resulta nos desgastes durante o corte do Inconel. (GOWTHAMAN, 2019; D'ADDONA, 2017).

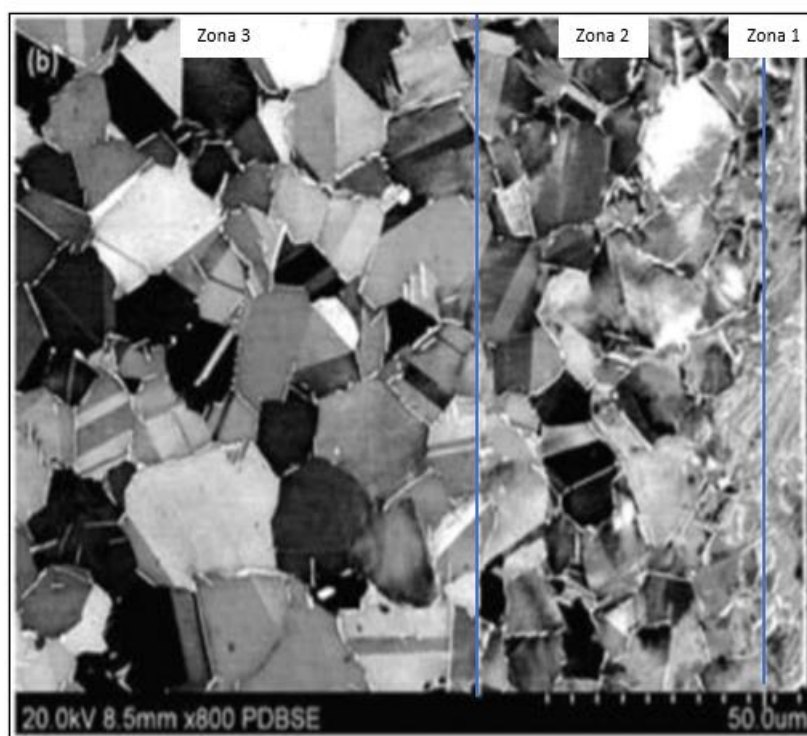
Pelo fato do Inconel 718 conter em sua estrutura carboneto de nióbio, durante a usinagem pode ocorrer a quebra do carboneto ou aprisionamento na superfície (*"carbide cracking"*). É devido a este fenômeno que a tensão de cisalhamento aumenta durante o corte e a ocorrência de fissuras localizadas faz com que a resistência a fadiga do material diminua consideravelmente (ULUTAN e OZEL, 2011)

Como alternativa de melhorar a performance da usinagem das superligas aplicou-se a criogenia. Essa técnica contribui para melhorar a integridade superficial e elevar a vida da ferramenta. Isso acontece com a redução de temperatura gerada na zona de corte, o que além de contribuir com aumento da vida da ferramenta possibilita a redução da difusão, abrasão e desgaste químico. Some-se a isso, a possibilidade de melhorar a qualidade superficial do material usinado quando comparado à usinagem a seco e a usinagem em MQL (*Minimum Quantity Lubrication*) (KALE, 2017; ITURBE et al. 2016)

Quando se refere a usinagem de superligas de níquel, geralmente as pesquisas apontam uma superfície metalúrgica com características particulares. Thakur et al. (2016) descrevem que a partir de análises avançadas de microscopia é possível distinguir a formação de três zonas distintas (Figura 9) na subsuperfície do material usinado:

- Zona 1: é identificada como uma região severamente deformada;
- Zona 2: constitui uma camada parcialmente deformada com planos de deslizamento e grãos alongados;
- Zona 3: é caracterizada pelo material livre de qualquer deformação (essa deformação é mais evidente em um processo de corte abusivo).

Figura 9 – Microestrutura do Inconel 718; Superfície e subsuperfície da camada de um material usinado com uma ferramenta de corte nova usando os parâmetros de $V_c = 300\text{m/min}$; $f = 0,2\text{mm/rev}$; profundidade de corte $a_p = 0,3\text{ mm}$.



Fonte: Thakur et al. 2016.

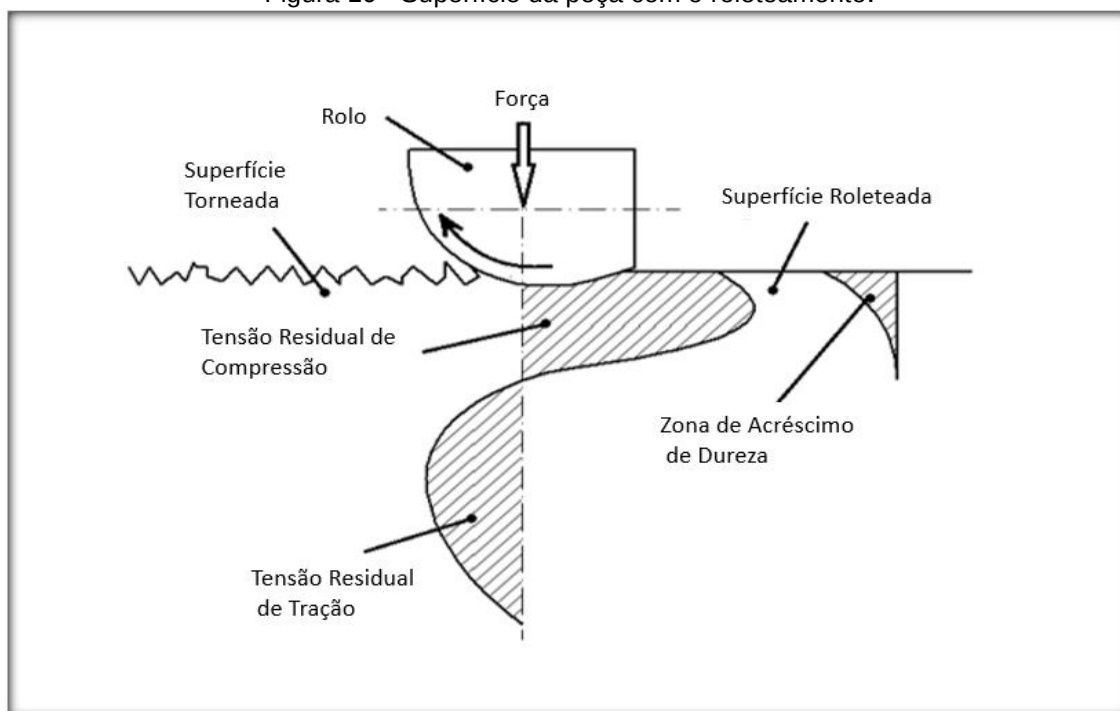
3.6 Roller Burnishing (Roleteamento)

Roller Burnishing, roleteamento em tradução livre e que será usado daqui para frente, é um processo de manufatura especialmente concebido para

fornecer à peça usinada os benefícios advindos da deformação plástica. Durante o roleteamento, a peça é submetida à deformação, porém sob baixas taxas, em suas camadas superficial e subsuperficial. Como consequência, há inerente elevação de dureza, com aumento da resistência ao desgaste, à corrosão, à fadiga e indução de tensões residuais de compressão, tornando o roleteamento um processo de acabamento e de fortalecimento do material (Figura 10). (SAI e LEBRUN, 2003).

O processo pode ocasionar deformação elástica e plástica, encruamento ou amolecimento e até transformações de fase. São efeitos que dependem da combinação de parâmetros (velocidade, diâmetro, ferramenta, lubrificação, número de passes, profundidade de penetração e força de roleteamento). (PRIYANKA et al. 2017; SHULZE et al. 2006; SHULZE et al. 2016).

Figura 10 - Superfície da peça com o roleteamento.



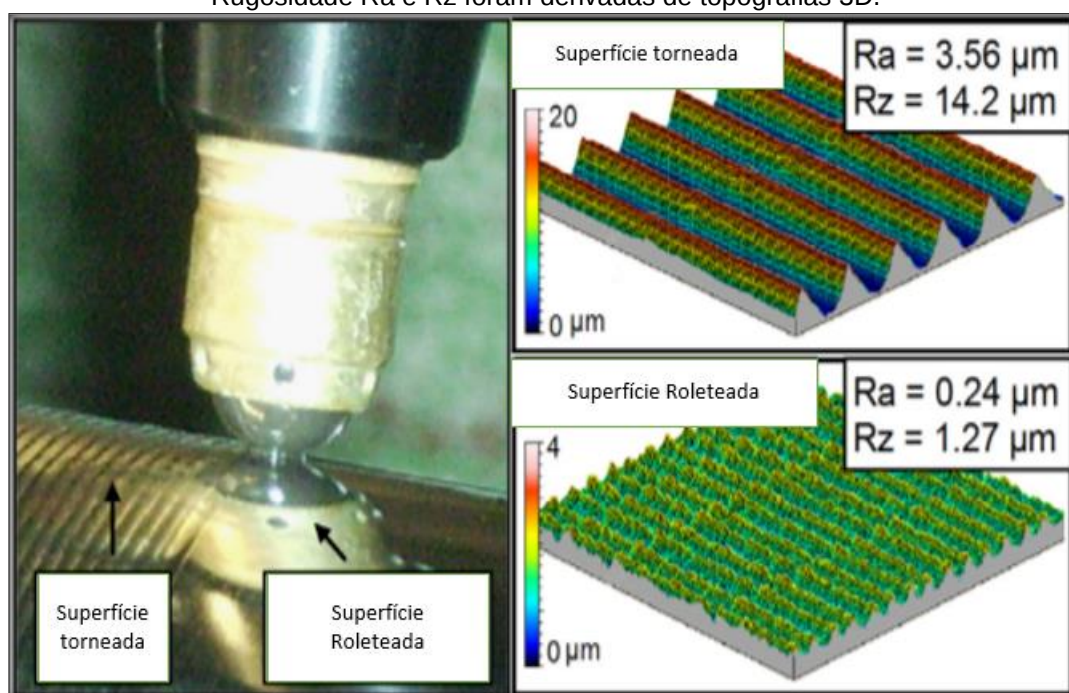
Fonte: Adaptado de Akkurt, 2011.

Rodriguez et al. (2011) ao estudar um aço de classificação AISI 1045, verificou nas amostras torneadas o efeito do processo hidrostático “*ball burnishing*” em que a pressão é suprida por uma bomba hidráulica a uma pressão de até 40 MPa. Uma esfera de cerâmica é pressionada contra a superfície da peça de trabalho de modo a esmagar os picos de rugosidade da

superfície. A esfera está localizada em uma cápsula e pode girar em qualquer direção.

Ao estabelecer a otimização dos parâmetros, foi realizada uma análise da rugosidade da superfície e análise de microdureza em função do aumento da pressão. As topografias 3D apresentam imagens correspondentes a uma superfície torneada e a uma superfície roleteada como ilustrado na Figura 11. Foi apresentado também a deformação dos grãos da superfície (perceptíveis de 20-30 μm) devido ao encruamento gerado durante o processo.

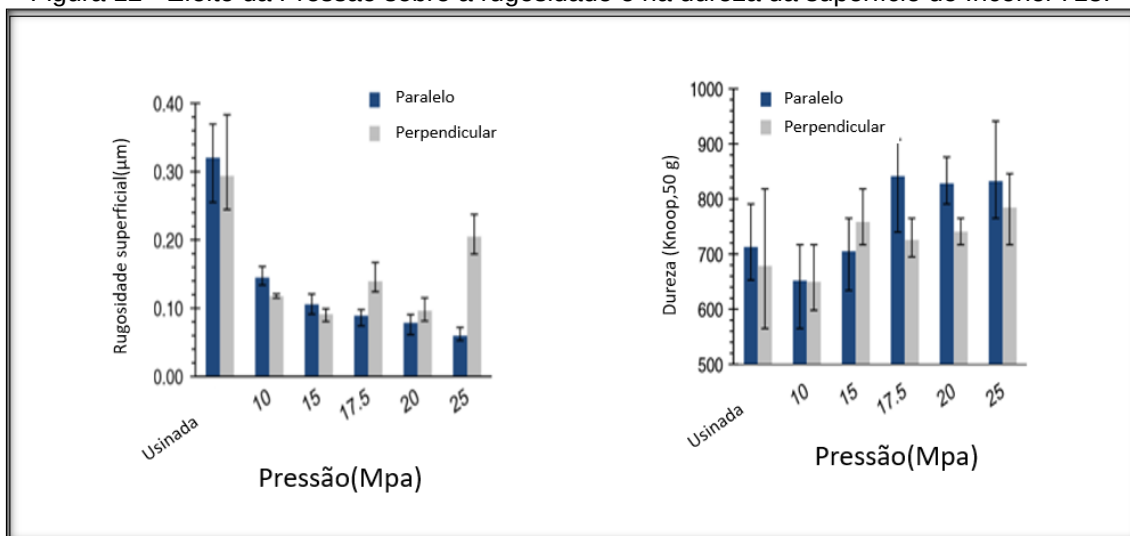
Figura 11 - Rugosidade de superfície melhorada pelo processo “ball burnish” de um AISI1045. Rugosidade Ra e Rz foram derivadas de topografias 3D.



Fonte: Adaptado de Rodriguez et al. 2011.

Sequera et al. (2014) ao estudarem o processo de *ball burnish* no Inconel 718, amostras foram fresadas e as esferas do roleteamento eram de 6mm de diâmetro. Sob diferentes pressões observou-se que, com o aumento da pressão, a rugosidade tende a diminuir e a dureza do material apresentou um aumento como podemos ver na Figura 12. Os pesquisadores citados argumentaram que esse aumento de dureza ocorre devido a matriz austenítica da liga e ao aumento da densidade de discordâncias resultante da deformação plástica.

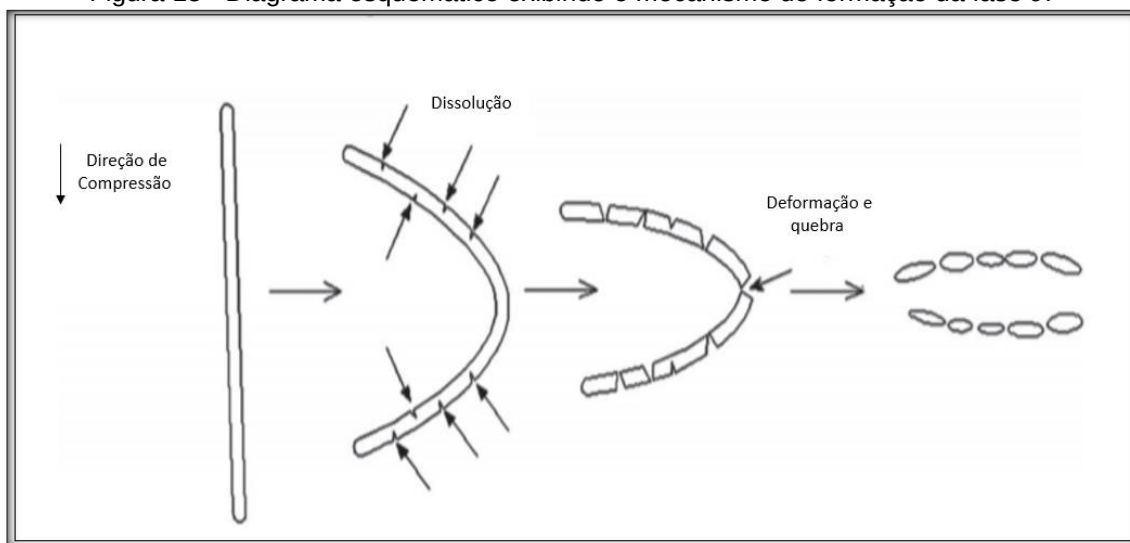
Figura 12 - Efeito da Pressão sobre a rugosidade e na dureza da superfície do Inconel 718.



Fonte: Adaptado de Sequera et al. 2016.

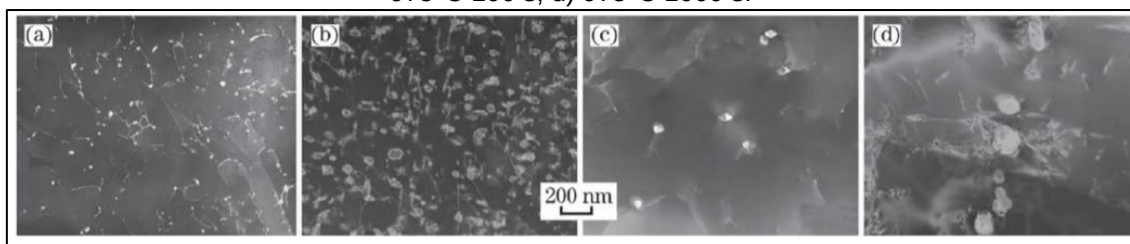
Corney e Hassan (2017) propõem um mecanismo da precipitação da fase δ no Inconel 718, em função do efeito da laminação a frio. Foi demonstrado que a laminação a frio promove a precipitação da fase δ , atribuído à cinética de segregação do nióbio ser mais rápida. A Figura 13 mostra a transformação da fase δ durante processo de deformação, em que a mesma se apresenta como uma placa que se transforma em partículas esféricas. Nas Figuras 13 e 14 são apresentadas exemplos da formação, crescimento e engrossamento de precipitados δ após tratamentos térmicos precedidos de deformações.

Figura 13 - Diagrama esquemático exibindo o mecanismo de formação da fase δ .



Fonte: Adaptado de Corney e Hassan, 2017.

Figura 14 - Crescimento e coalescimento de precipitados δ : a) 875°C 100 s; b) 875°C 1000s; c) 975°C 100 s; d) 975°C 1000 s.



Fonte: Corney e Hassan, 2017

3.7 Microdureza

De acordo com a ASTM E 92-17, a dureza é avaliada a partir das medidas das áreas ou profundidade da endentação de um endentador sobre a superfície do material, sob uma condição de carga específica. O ensaio de microdureza em materiais metálicos é determinado em dureza Vickers e Knoop. A dureza Vickers é normalmente determinada usando forças de teste de endentação em gramas força (gf) que a partir destas se obtém diagonais medida em micrômetros (μm), que são utilizadas no cálculo em que se obtém o resultado em Microdureza Vickers (HV).

Na engenharia, as cargas teste utilizadas vão de 5 a 10 kgf e, no teste de microdureza, normalmente são aplicadas cargas que vão de 1 a 1000 gf, ou cargas que promovam uma profundidade de endentação de 70 - 100 μm . No entanto, as cargas típicas utilizadas no ensaio de microdureza estão na faixa de 1 a 100 gf. (ASTM E92-17 ,1997, SUNDARAJAN, 2001).

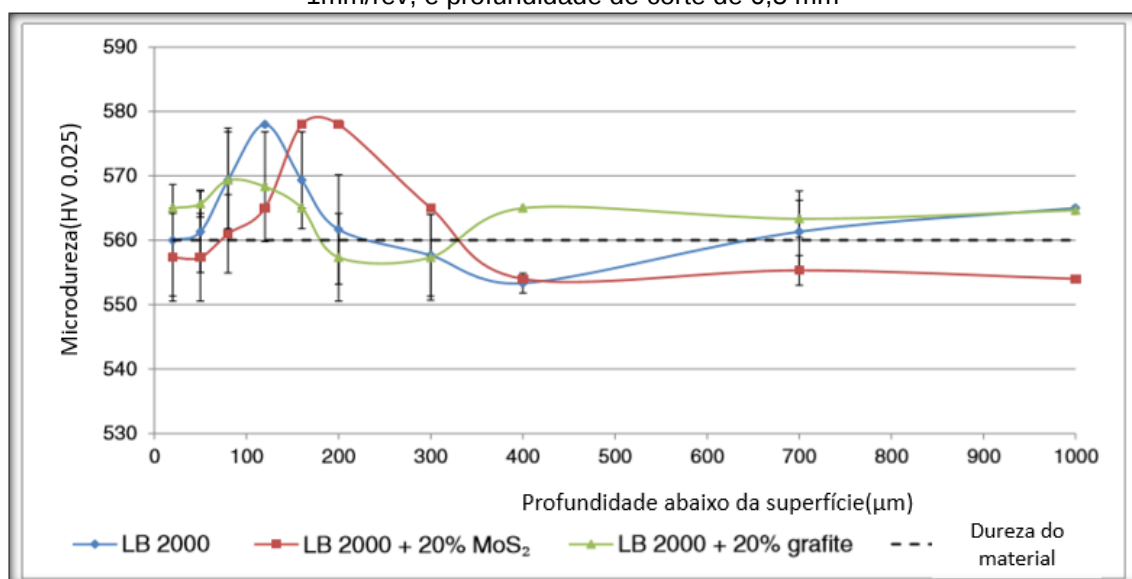
Smallman et al. (2014) explicam que no teste de microdureza a endentação é feita em uma amostra por um endentador de diamante através da aplicação de uma carga P. No caso de teste de microdureza Vickers, trata-se um diamante piramidal de base quadrada, altamente polido e pontiagudo (SUNDARAJAN, 2001). O comprimento resultante da endentação é medido através de um microscópio ótico e a dureza é avaliada pela tensão aplicada pelo endentador.

O endentador, ao ser acionado, movimenta-se lentamente até a superfície da amostra que se encontra plana e perpendicular à ação do mesmo. Para isso é necessário que o teste use a maior carga possível, com um cuidadoso controle e esteja numa condição livre de qualquer vibração.

Marques et al. (2016) apresentaram uma análise do comportamento da microdureza da superfície torneada do Inconel 718 com lubrificantes sólidos (grafite e desulfito de molibidênio MoS₂). Foi relatado que nenhuma alteração significativa nos valores de dureza foi observada nas regiões mais próximas da superfície usinada, uma vez que os valores são semelhantes aos da dureza do material bruto, antes da usinagem.

No entanto foram observadas, após a usinagem, evidências de amolecimento à 40 μm da superfície usinada, que é atribuído às altas temperaturas geradas na zona de corte durante a usinagem de superligas. Para distâncias maiores de 80 μm até 190 μm , houve uma tendência de endurecimento do material, sendo possível observar que a subsuperfície da peça de trabalho foi afetada em até 300 μm contado à partir da superfície externa. Tal comportamento da microdureza é apresentado na Figura 15 através de um gráfico.

Figura 15 - Valores de variação de microdureza abaixo da superfície do Inconel 718 depois da usinagem com revestimento de carboneto numa velocidade de corte de 50m/min, avanço de 1mm/rev, e profundidade de corte de 0,5 mm



Fonte: Adaptado de Marques et al., 2016

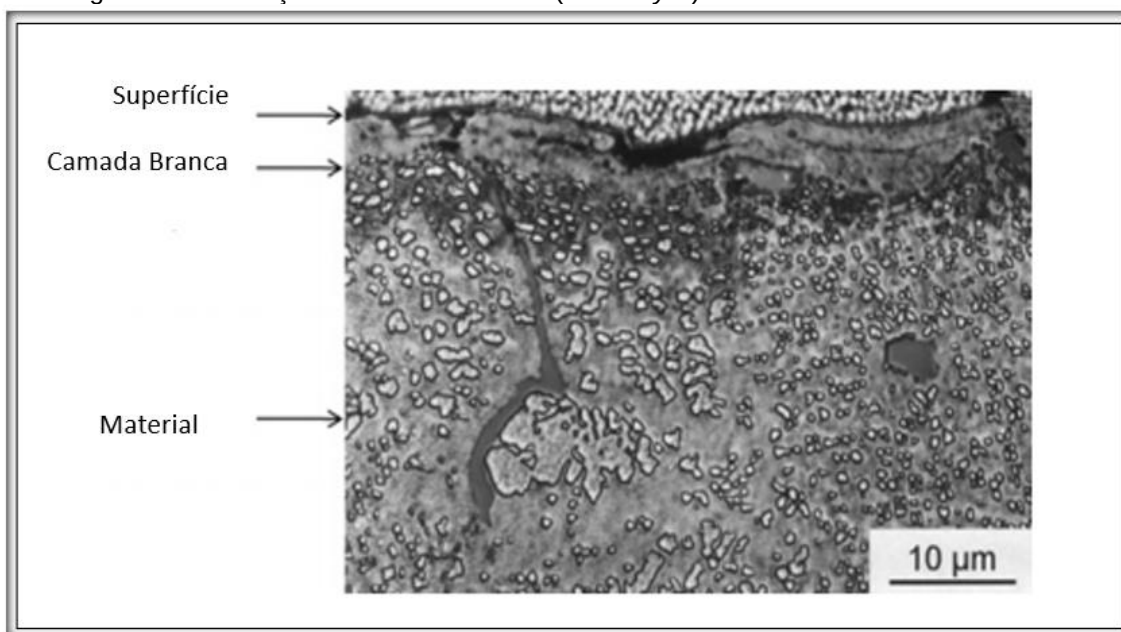
3.9 Integridade superficial

A integridade superficial toma uma atenção especial no processo de fabricação pela aplicabilidade e o ambiente em que o material vai ser submetido. Marques et al. (2016) explicam que a qualidade superficial e subsuperficial da peça de trabalho pode ser usada para determinar a eficiência do processo de usinagem, com o melhoramento da integridade superficial pode-se adicionar valor ao produto.

A integridade superficial corresponde a topografia da superfície com suas propriedades físicas e metalúrgicas, produzida durante a usinagem ou outras operações que geram superfície, e que podem apresentar alterações como deformações plásticas, recristalização, mudança de dureza na camada superficial, transformação de fases, micro e macrotrincas além de distribuição de tensões residuais. (FIELD & KHALES, 1971; ULUTAN & OZEL, 2011).

A preocupação na fabricação das superligas de níquel é sempre associada, na literatura, à qualidade da integridade superficial do material usinado. Ulutan e Ozel (2011), ao estudarem a integridade de superfície de ligas de níquel e titânio explicam que além da camada superficial apresentar características diferentes do material bruto, é possível que apareça uma camada denominada de *white layer* e, às vezes, acompanhada de mais uma camada escura (Figura 16).

Figura 16 - Ilustração da camada branca (*white layer*) em amostra de Inconel 738 LC

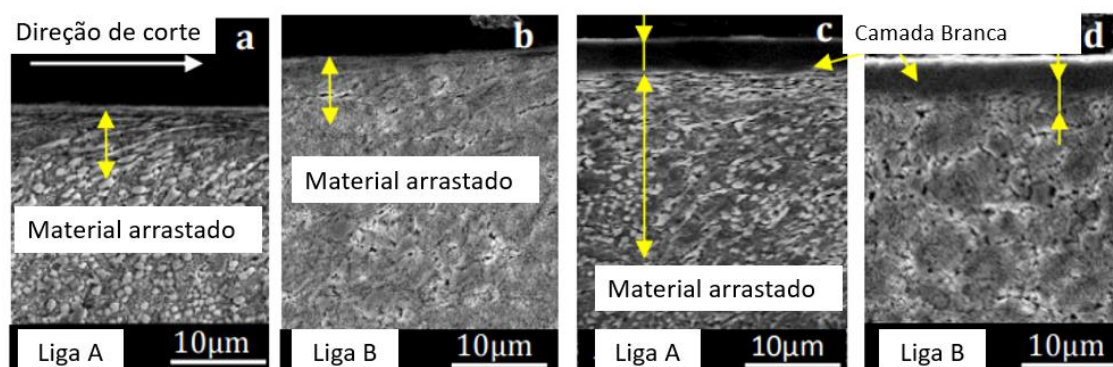


Fonte: Adaptado de Ulutan e Ozel, 2011

Liao et al. (2018) ao pesquisarem a influência da fase γ' na usinagem de duas ligas a base de níquel submetidas a condições normal e severa de corte respectivamente, identificaram, em ambas as ligas, na condição mais severa de corte a camada *white layer*. É apresentado na figura 17 na imagem a e b , numa condição normal de corte, e a mesma espessura de material arrastado, mesmo com diferença na porcentagem da fase γ' .

Porém na imagem c e d em que a condição de corte foi mais severa além do surgimento da *white layer*, a liga A com 43% da fase γ' apresentou uma espessura de material arrastado maior em relação a liga B com 57% de γ' .

Figura 17 - Análise da integridade superficial em uma liga A com 43% de fase γ' e uma liga B com 57 % γ'

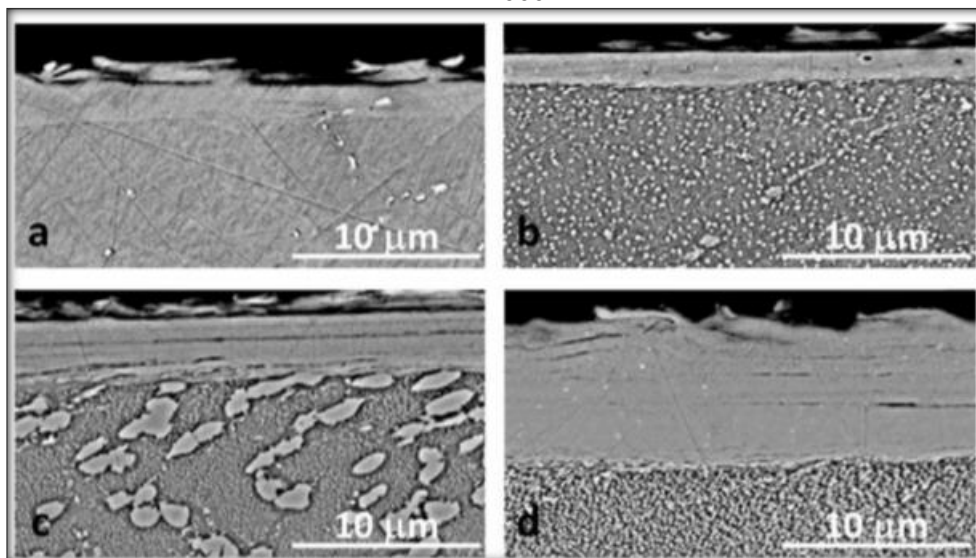


Fonte: Adaptado de Liao et al. 2018.

Ao analisar imagens da figura 17 , a e b com a superfície da liga A e B respectivamente apresentam uma similaridade na espessura do material arrastado.

Thakur e Gangophadyuay (2016) apresentaram como justificativas à formação da white layer, a influência de uma deformação plástica mais severa e a concentração de calor próximo a região da superfície. Apresentaram uma análise de imagens (Figura 18) de camadas submetidas à usinagem abusiva de superligas, dentre elas o Inconel 718.

Figura 18 - Camadas produzidas por furação abusiva: a) Inconel 718, b) waspaloy, c) 720 Li, d) RR 1000.



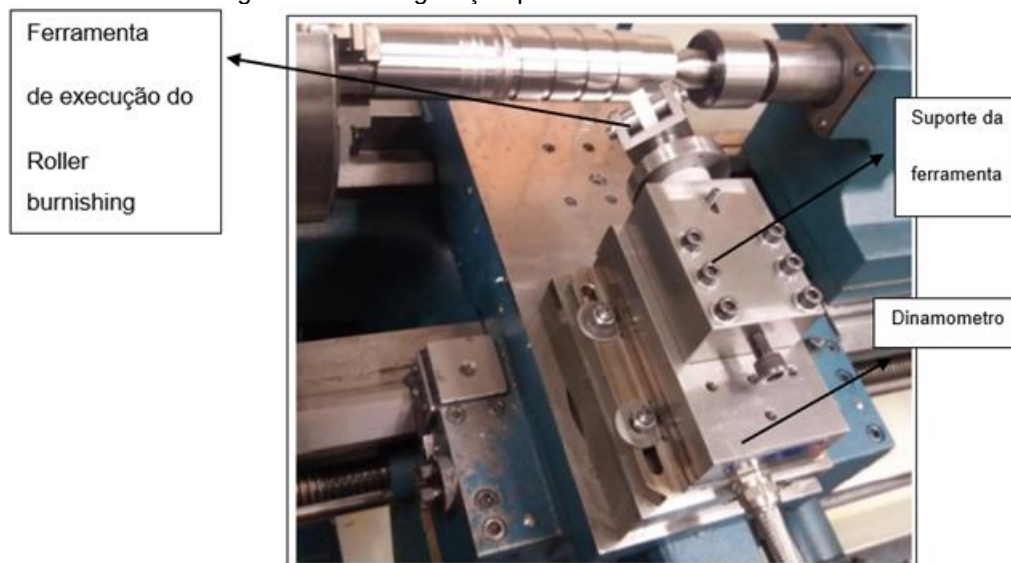
Fonte: Thakur e Gangopadhyay, 2016.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Material analisado

As amostras foram disponibilizadas para continuidade da análise já iniciada no estudo do processo de roleteamento realizado por Godoy (2017). O ensaio de roleteamento foi realizado em um torno Modelo Tormax 30, da Romi, com a instalação do dinamômetro fixado e rolamento de zircônia (Figura 19).

Figura 19 - Configuração para o ensaio de roleteamento.

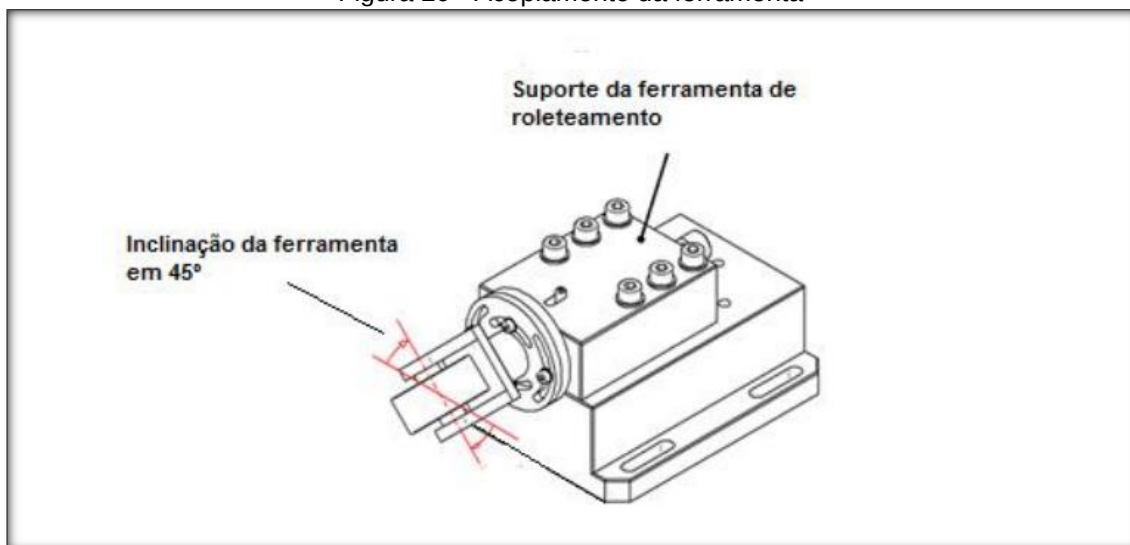


Fonte: Godoy,2017

A ferramenta de roleteamento de acordo com Godoy teve o desenvolvimento iniciado em um trabalho de iniciação científica Fapesp, composta de uma mola interna, arruela de nylon para absorção de vibrações, montada em um suporte que é fixado sobre um dinamômetro com a finalidade de realizar os ensaios de roleteamento medindo as forças durante o processo.

Trata-se de uma ferramenta de roletamento que permite a inclinação em relação ao eixo axial da peça (Figura 20), o que possibilita alterar a área de contato da interface peça-ferramenta e variar a pressão de trabalho.

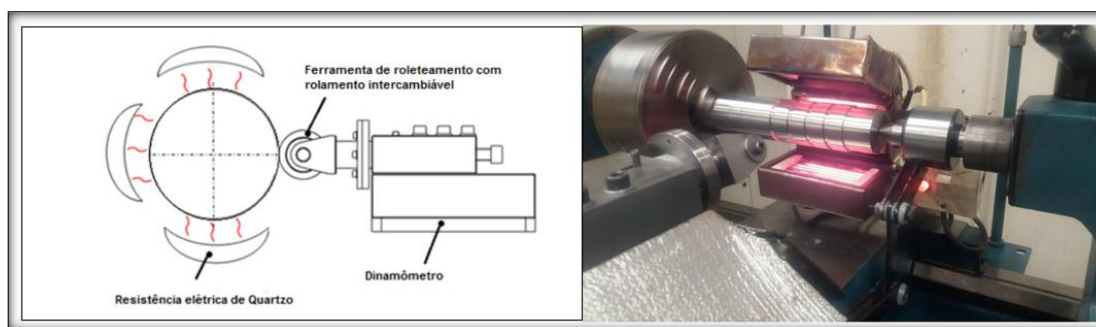
Figura 20 - Acoplamento da ferramenta



Fonte: Godoy, 2017.

Para o ensaio realizado sob aquecimento foram utilizadas três resistências de quartzo com 500W, modelo GC 500/220, fabricação Eletrothermo. As resistências foram montadas ao redor do corpo de prova (Figura 21).

Figura 21 - Esquema de montagem das resistências em torno da peça.



Fonte: Godoy, 2017

A operação de roletamento foi realizada com um avanço de 0,062 mm /rev com combinações de parâmetros como força de roletamento (850N) e número de passes que são apresentados na Tabela 2. Para verificação de melhor estabilidade operacional em relação aos valores de rugosidade obtidos, verificou-se que a combinação adequada era com a rotação de 1400 rpm e força de 850 N.

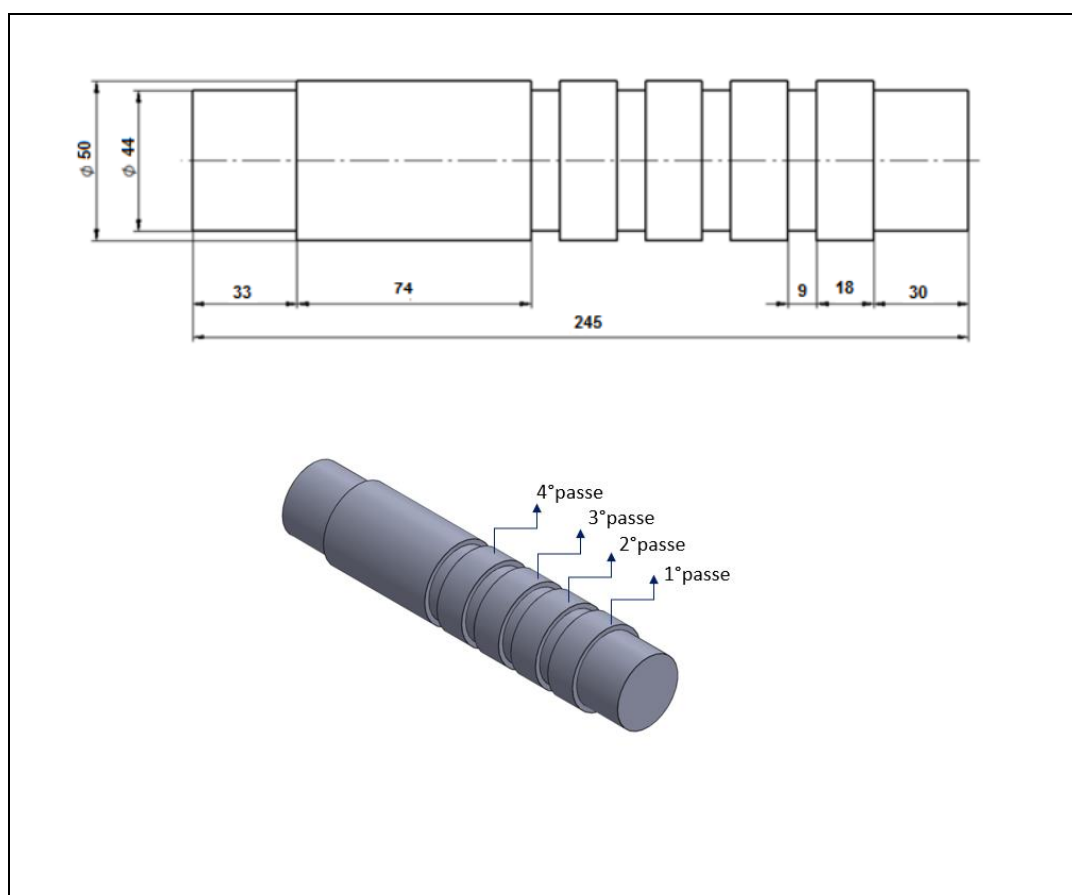
Tabela 2 - Parâmetros de ajuste durante o Roleteamento do 1° ao 4° passe

Força de Roleteamento(N)	Rotação (rpm)
350	180
550	560
850	1400

Fonte: Godoy, 2017.

O corpo de prova usinado e roleteado para o presente estudo está representado na Figura 22.

Figura 22 - Corpo de prova (medidas em mm) submetido ao roleteamento.



Fonte: Adaptado de Godoy, 2017.

As amostras para análise foram embutidas (Figura 23) e identificadas como apresentado na tabela 3. A composição química do material em estudo fornecida pelo fabricante Villares Metals encontra-se na Tabela 4.

Figura 23 - Amostra metalográfica do Inconel 718 roleteado.



Fonte: Própria autora.

Tabela 3-Identificação das amostras.

Torneada	T01
Roleteamento a temperatura ambiente	C01, C02, C03 e C04
Roleteamento a 330°C	Q01, Q02, Q03 e Q04

Nota: 01, 02, 03 e 04 referem-se ao número de passes de roleteamento (Ex: C02 = amostra ensaiada a temperatura ambiente; Q02 = amostra ensaiada a quente com dois passes de roleteamento).

Tabela 4-Composição química Inconel 718 (% Peso)

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

Fonte: Villares Metals, 2017

4.2 Preparação metalográfica

O local de realização dessa etapa foi no Laboratório de Pesquisa de Anelasticidade e Biomateriais do Departamento de Física-Unesp-Bauru.

A preparação metalográfica consistiu em 3 etapas principais: lixamento, polimento e ataque químico. Durante o lixamento foram utilizadas lixas 400 a 2000 Mesh. No polimento foi utilizado alumina com granulometria de 1 micron. Os processos de lixamento e polimento foram realizados na politriz/lixadeira metalográfica Aropol 2V/Arotec (Figura 24).

Figura 24 - Politriz/Lixadeira utilizada no lixamento e polimento.



Fonte: Própria autora

Para revelação da microestrutura foram realizadas, inicialmente, tentativas a partir de ataque eletroquímico utilizando ácido crômico. Esse método não proporcionou bons resultados, fato que pode ser atribuído à amostra estar embutida em resina preta, a qual manchava a superfície a ser analisada. Para evitar a quebra ou desgaste do embutimento, foi então realizado o ataque com glicerégia, reagente a base de glicerina e água régia em que foi obtido êxito na revelação da microestrutura. A formulação do reagente é representada da seguinte forma.



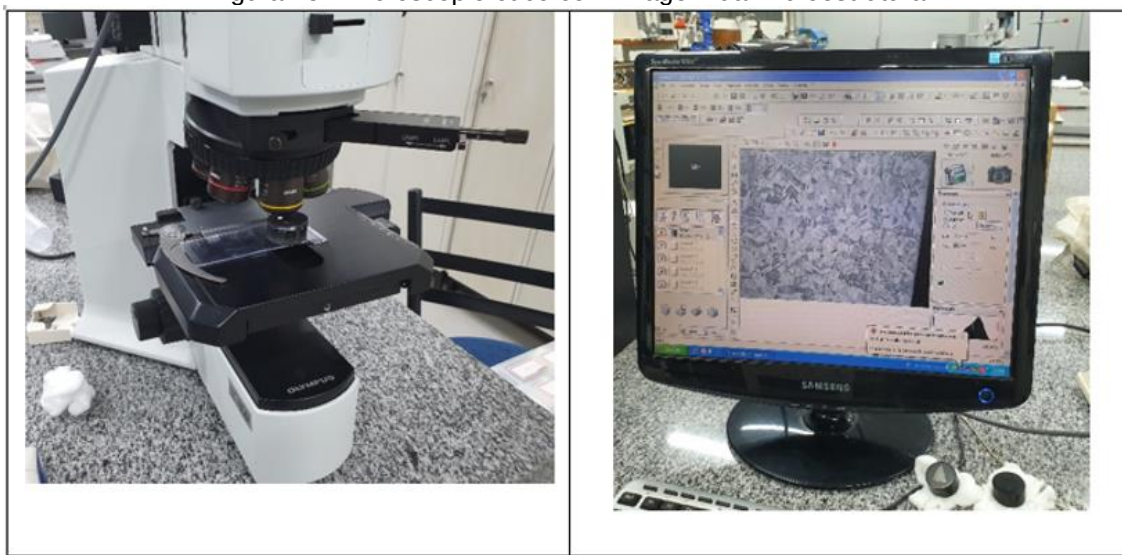
O reagente foi produzido no laboratório de Química- Unesp-Bauru. É necessário que o reagente seja preparado somente no momento do uso, para que o mesmo não evapore e perca o efeito de ataque.

Um bastão de vidro envolvido com algodão foi utilizado para realizar o ataque por fricção por 2 minutos nas amostras. Em seguida a amostra foi lavada com água destilada e secada com um secador manual.

4.3 Microscopia Ótica

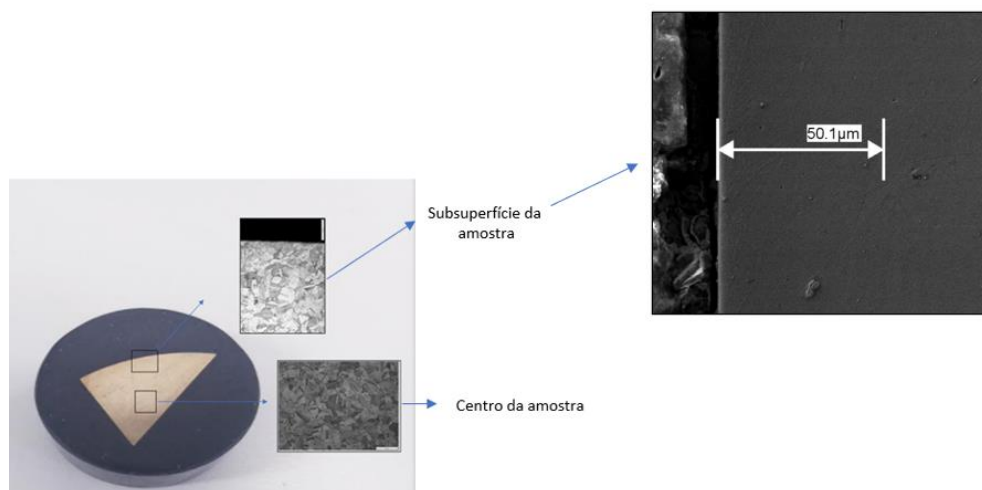
A microscopia ótica foi realizada no Departamento de Física e finalizado no departamento de Engenharia Mecânica – Unesp - Bauru. Foram analisadas imagens do material no centro da amostra e da subsuperfície. As imagens do microscópio e dos pontos de análises são apresentados nas figuras 25 e 26.

Figura 25 - Microscópio ótico com imagem da microestrutura.



Fonte: Própria autora

Figura 26 - Pontos de análise nas amostras-Microscopia ótica



Fonte: Própria autora

A imagem da subsuperfície da amostra é obtida para estudar o efeito do processo de torneamento e roleteamento e o centro da amostra é uma região do material livre de interferência dos processos utilizados.

4.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia de Energia Dispersiva (EDS)

Nessa análise foi utilizado o MEV do laboratório de Física da UNESP-Bauru, e posteriormente para conclusão da análise foi utilizado o MEV do Instituto de Química na Unesp-Araraquara. As figura 27 e 28 são do MEV com a disposição das amostras para análise.

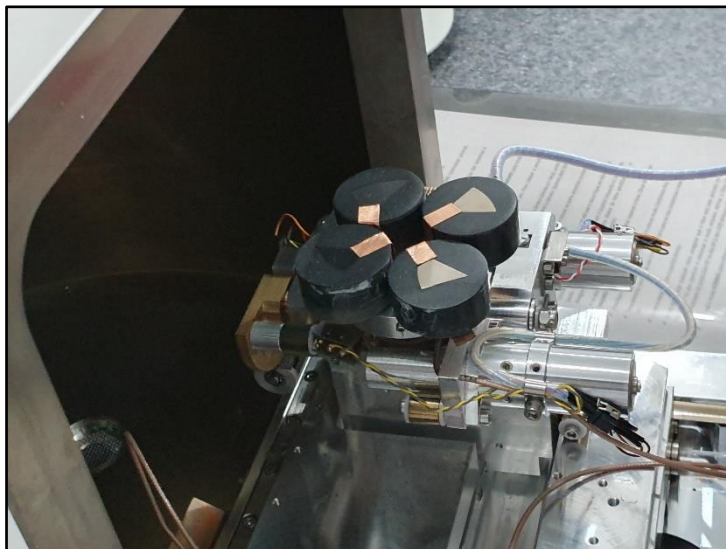
A análise corresponde à região central da amostra, e as regiões correspondente a subsuperfície seguindo o mesmo procedimedimento da figura 26. Através das imagens obtidas em MEV foi possível identificar e quantificar alguns precipitados com o auxílio do EDS.

Figura 27 - Microscópio Eletrônico de Varredura, UNESP-BAURU



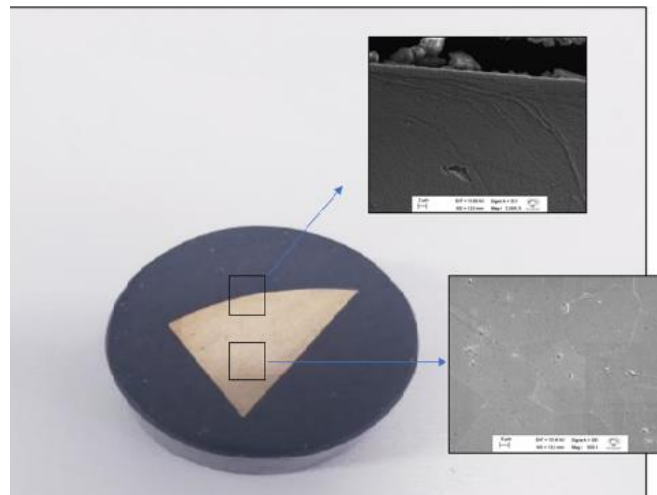
Fonte: Própria autora

Figura 28 - Disposição das amostras no MEV



Fonte: Própria autora

Figura 29 - Pontos de análise nas amostras - MEV



Fonte: Própria autora

4.5 Medidas de Microdureza Vickers (HV)

Inicialmente analisou-se para as cargas, de 50 a 500gf, o tamanho e o formato das endentações até fixar a carga de 100 gf. As medidas foram realizadas em um microdurômetro da Mitutoyo (Figura 30) em ampliações de 50X e 100X, explorando a distância mínima entre as diagonais (ASTM E 92).

Figura 30 - Microdurômetro

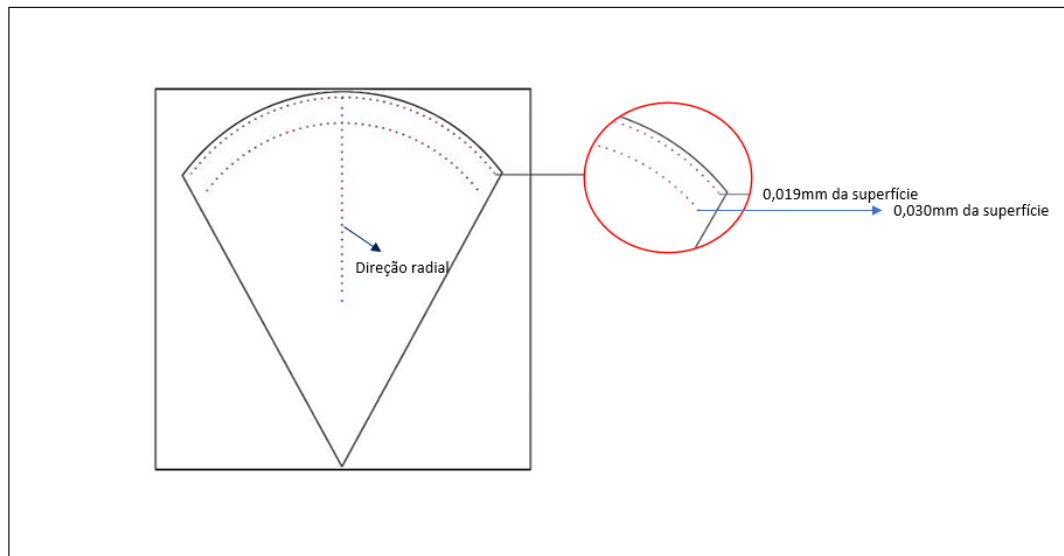


Fonte: Própria autora.

As medidas foram realizadas de acordo com a norma ASTM E 92 e ASTM E384 com carga de 100 gf no tempo de 10 segundos no material obtendo as seguintes informações:

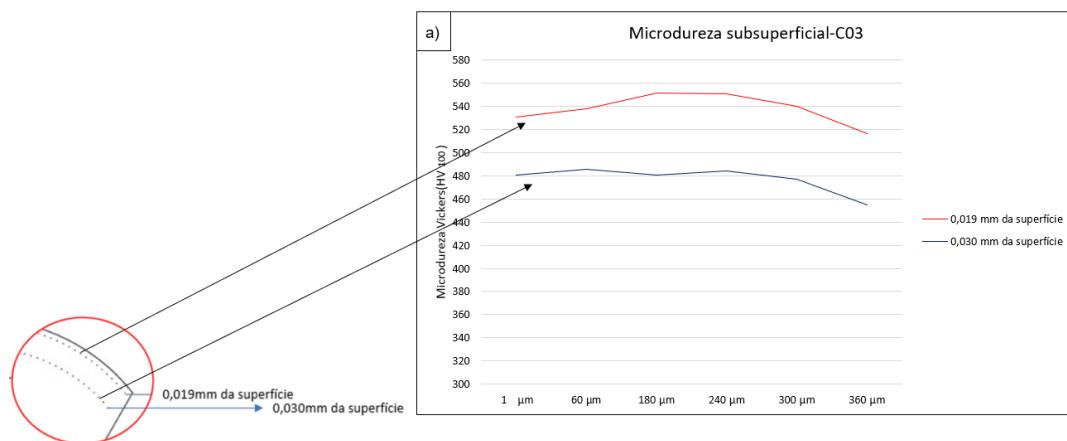
- Foram efetuados no material 27 endentações com a carga de 100 gf.
- Obteve-se uma referência de microdureza do material bruto, a partir dos valores de média, máximo e mínimo para a carga de 100 gf.
- Os valores de microdureza na camada subsuperficial (0,019 e 0,030mm da superfície), e radialmente com 7 endentações, onde pode ser visualizado na Figura 31.
- A partir dos valores de microdureza da camada a 0,019 mm da superfície, foram obtidas a média de microdureza e plotado os gráficos para observar o efeito do número de passes (figura 31 e 32).

Figura 31 - Esquema de medidas de Microdureza (superficial e radial)



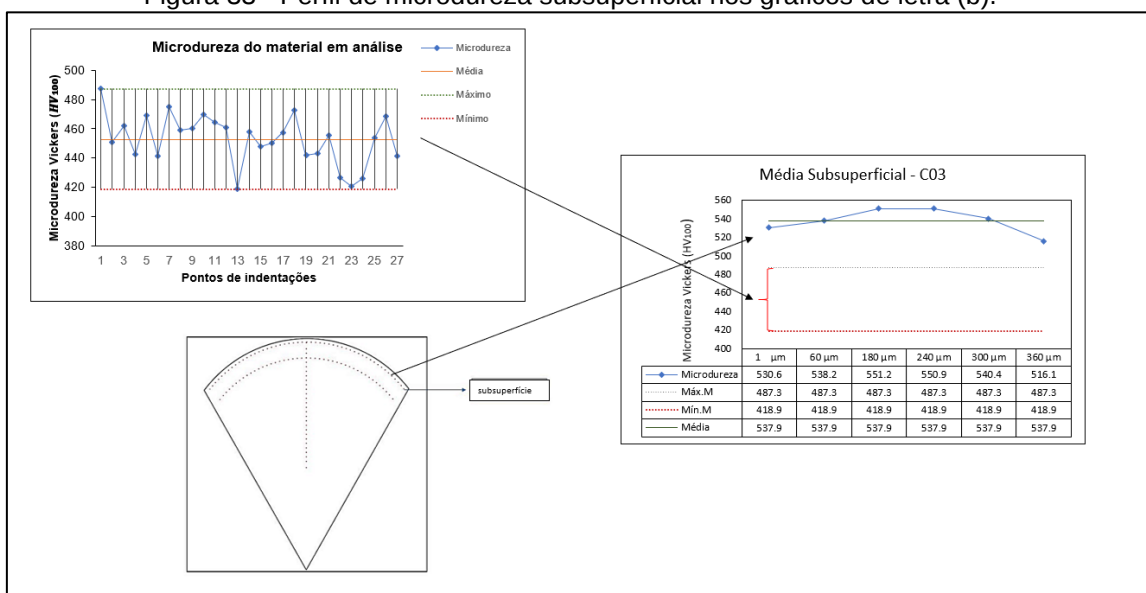
Fonte: Própria autora.

Figura 32 - Perfil de microdureza subsuperficial nos gráficos de letra (a).



Fonte: Própria autora.

Figura 33 - Perfil de microdureza subsuperficial nos gráficos de letra (b).



Fonte: Própria autora.

Os valores obtidos das endentações foram lançados em imagens gráficas que permitissem analisar as variações das medidas de microdureza em função do número de passes de roleteamento. Com o esquema indicado na imagem das Figuras 31 e 32 foi constatado as diferenças de microdureza na camada subsuperficial e na direção radial da amostra.

5 RESULTADOS E DISCUSSÕES

5.1 Microdureza

5.1.2 Microdureza do material bruto

O resultado de microdureza do material bruto está na figura 34. O gráfico apresenta todos os valores obtidos de microdureza do material sem sofrer qualquer deformação. E, na tabela 5 são apresentados os valores de média, máximo, mínimo e desvio padrão.

Esses valores foram analisados, para que fossem utilizados de referência nas análises posteriores das amostras roleteadas.

Figura 34 - Valores de microdureza de amostra de Inconel 718 antes do roleteamento.

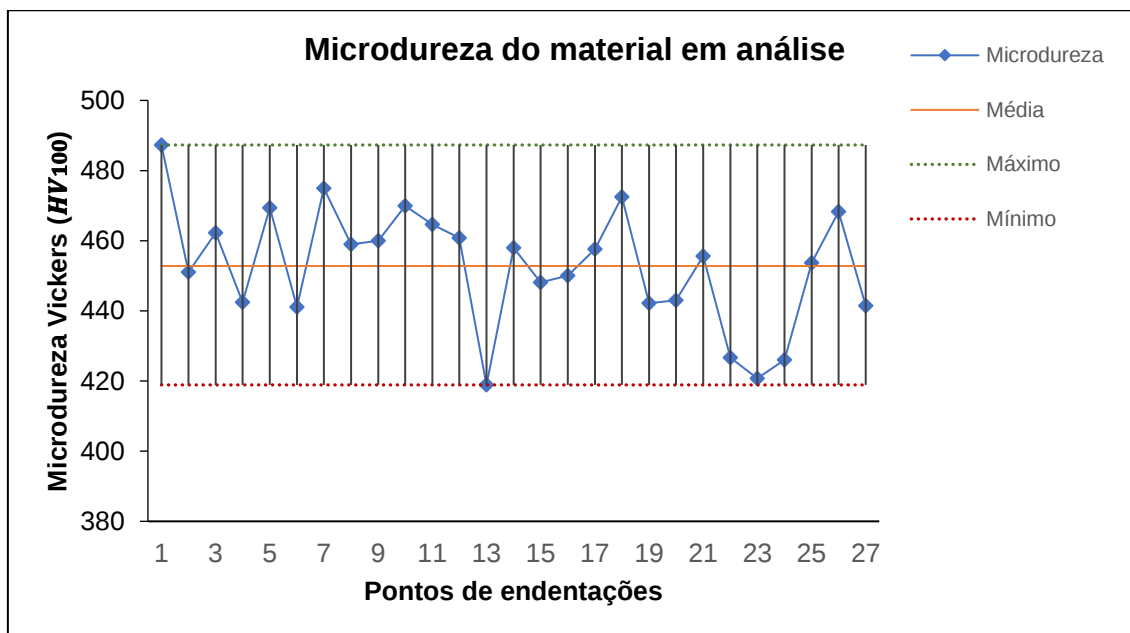


Tabela 5- Valores de média, máximo, mínimo e desvio padrão das medidas de dureza do material bruto.

Microdureza Vickers (HV_{100})			
Média	Menor	Maior	Desvio Pad. A
452,80	418,9	487,3	17,00

As variações verificadas são previsíveis, pelo fato do material apresentar uma microestrutura complexa constituída de elementos que contribuem para esse comportamento descrito pelo gráfico da Figura 34.

Com os pontos de microdureza disponibilizados observado na figura 35 notou-se que mais da metade dos pontos analisados distribuem-se próximo da linha central, a distribuição os pontos não ficaram excessivamente dispersos, onde ficaram numa faixa variável de dureza dentro dos limites de maior e menor valor.

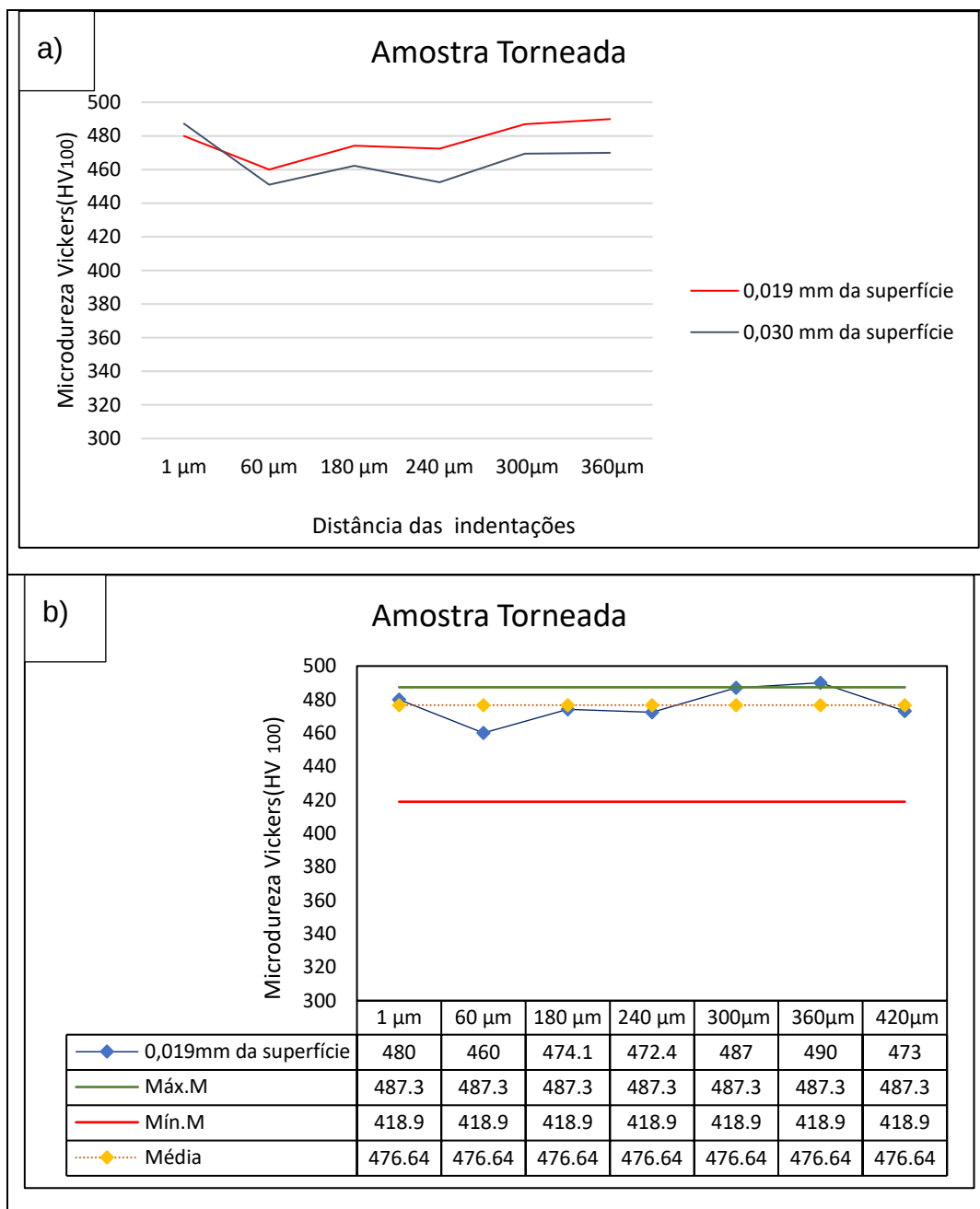
5.1.3 Microdureza da subsuperfície usinada

Para análise da camada subsuperficial, inicialmente analisou-se o aumento da microdureza em relação ao material bruto para observar possíveis alterações desde a amostra torneada. Para cada subsuperfície analisada são apresentadas duas imagens de análise da microdureza como exemplificado na metodologia

A figura 35 (a) apresenta o segmento de microdureza a 0,019 mm e a 0,030mm e na figura 35 (b) a média de microdureza subsuperficial de cada amostra, para comparar com os valores de microdureza do material de origem.

Ao analisar a amostra torneada (Figura 35(a)), nota-se que não houve uma diferença considerada entre os segmentos de microdureza medidos a 0,019 e 0,030 mm da superfície. Analisando a média de microdureza da subsuperfície (à 0,019 mm da superfície) dentro da faixa de valores máximo e mínimo do material (35(b)), nota-se a existência de valores que se encontram fora da faixa de valores do material de origem, para carga de 100 gf.

É provável que ao longo da superfície a microdureza apresente este comportamento, onde alguns valores ainda estarão dentro da faixa de microdureza do material de origem e outros já terão aumentado.



Observa-se nos gráficos da Figura 35 que mesmo após a usinagem, não se tem uma alteração significativa na microdureza. A distribuição dos pontos aproximou a média de microdureza da subsuperfície torneada ao limite máximo de microdureza do Inconel 718 (487, 3 HV).

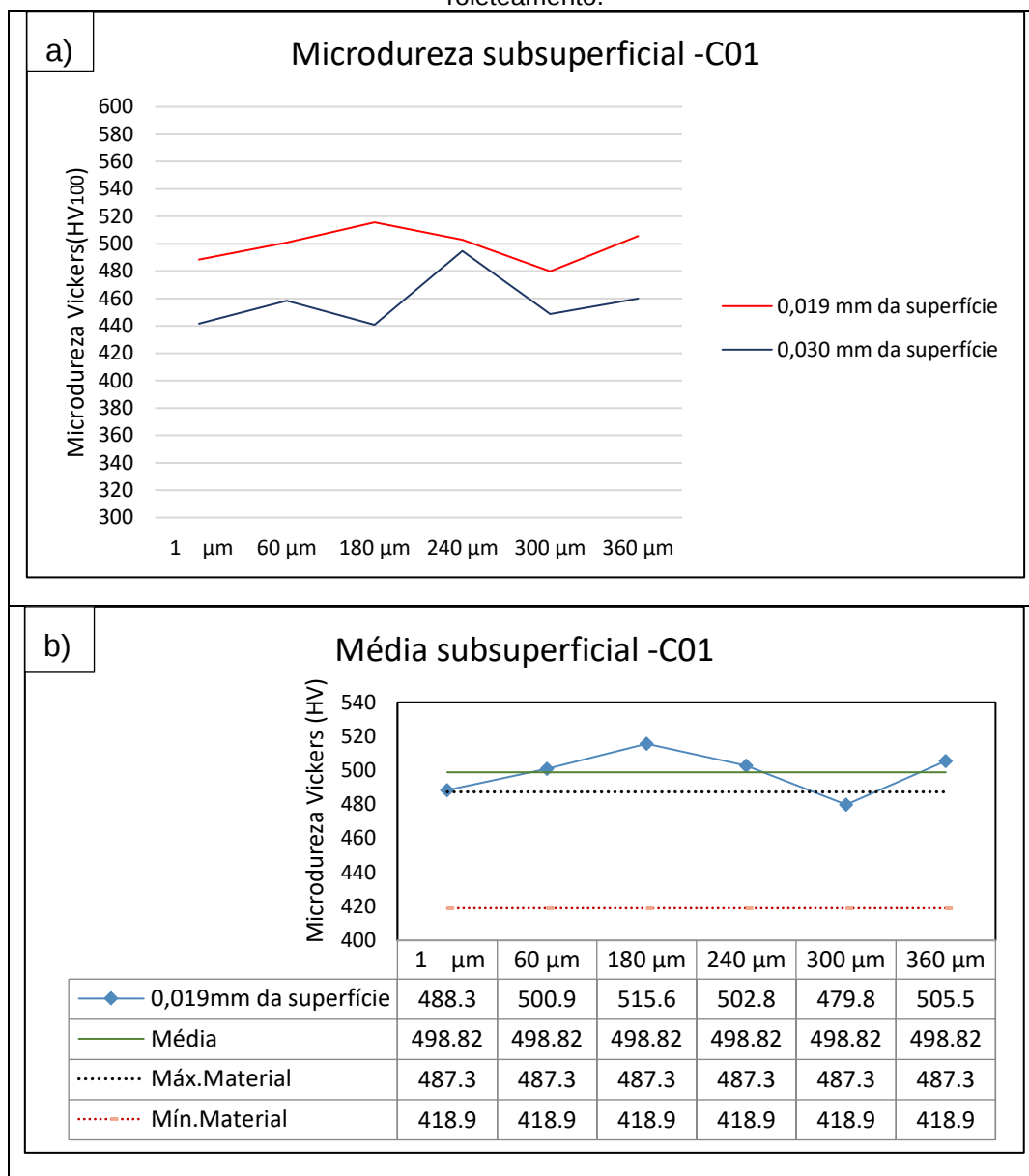
Isso pode ser atribuído ao fato de a usinagem ter sido realizada com parâmetros devidamente ajustados para tal material em questão, e que não foi aplicada pressão suficiente para uma possível deformação do material que

alterasse a microdureza. O que possibilita afirmar que, com o ajuste adequado dos parâmetros no processo de fabricação, é possível que o Inconel 718 não apresente grandes variações de microdureza entre a camada subsuperficial e o material bruto.

5.1.4 Microdureza subsuperficial (roleteamento na temperatura ambiente)

Na amostra C01 (vide Tabela 3) nota-se a influência do primeiro passe na microdureza. Ao considerar o comportamento ao longo do perfil em análise (0,019mm da superfície) é notado um aumento com uma variação similar ao verificado na região a 0,030 mm da superfície (Figura 36(a)). É possível verificar na Figura 36(b) a diferença dos valores de microdureza em relação ao material de origem. Foi constatado um leve aumento da microdureza com uma média de 499 HV em que se obteve extremos de 515,6 e 479,8 HV.

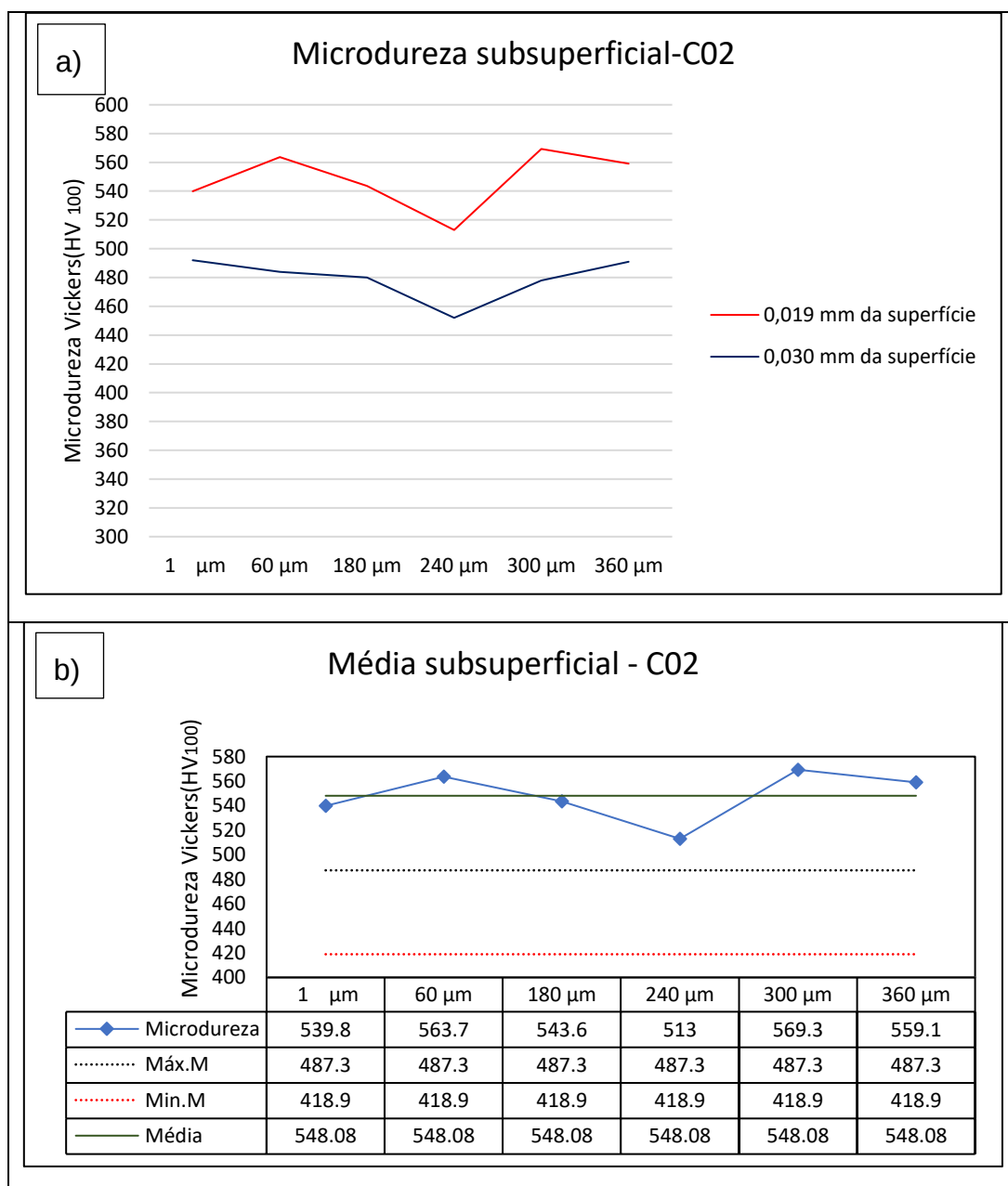
Figura 36 - a) Microdureza subsuperficial, amostra C01; b) Influência do primeiro passe de roleteamento.



A partir do segundo passe, na amostra C02 foi possível observar além do aumento na microdureza da subsuperfície, um perfil gráfico similar de microdureza obtido a 0,030 mm (Figura 37(a)).

observa-se na Figura 37(b) um considerável aumento da microdureza com uma média de 548 HV, e extremos de 569,3 e 513 HV. Resultado em que a média de microdureza da subsuperfície se distancia consideravelmente da média e limites de valores de microdureza do Inconel 718 .

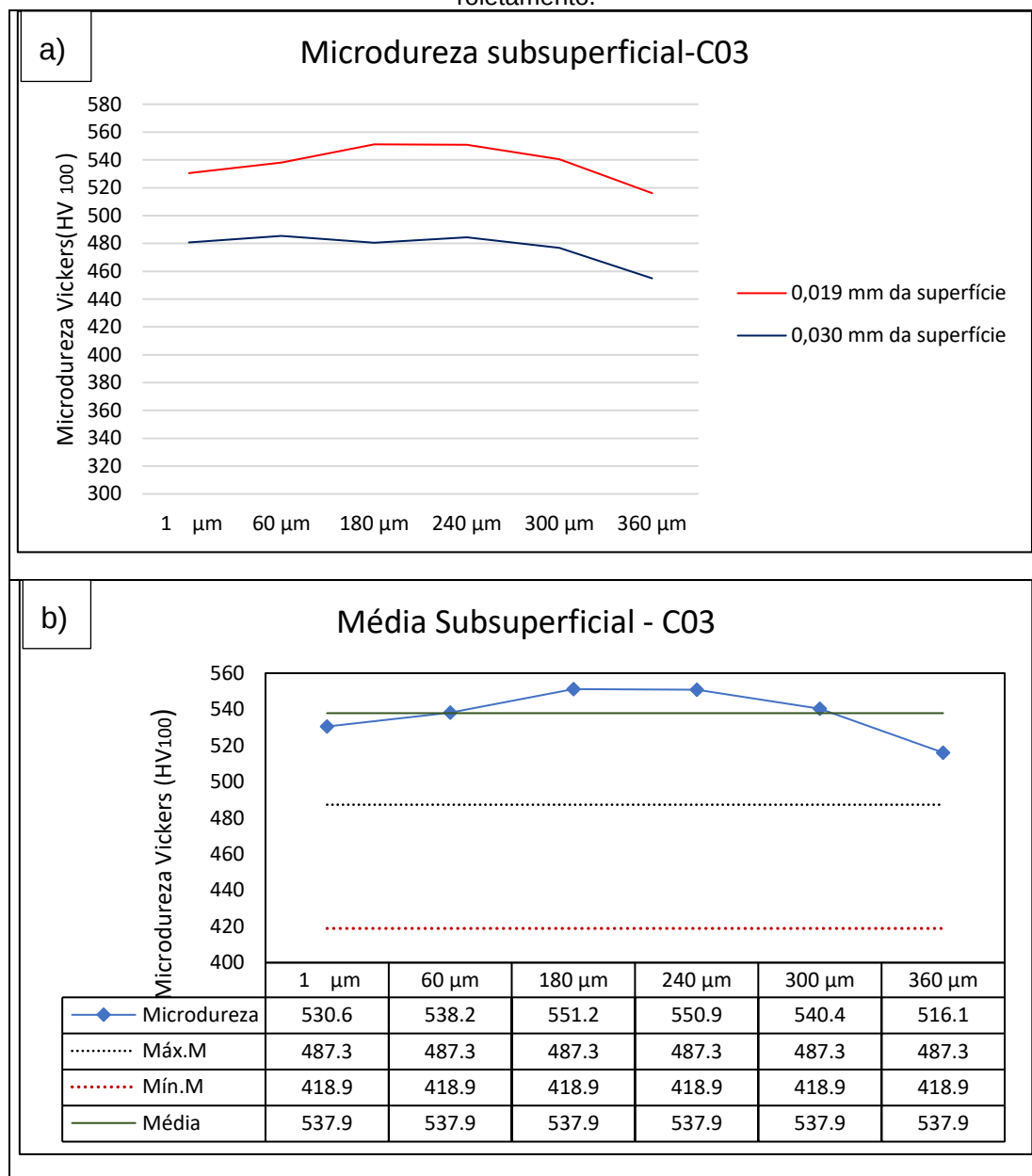
Figura 37 - a) Microdureza subsuperficial da amostra C02; b) Influência do 2º passe de roleteamento.



No terceiro passe, na amostra C03 novamente é notado a similaridade no comportamento do perfil em análise (Figura 38(a)). Constatou-se uma suavização na amplitude do perfil. A média de microdureza da subsuperfície atingiu uma média de 538 HV e extremos de 551 e 516 HV (Figura 38(b)). A disposição dos pontos de microdureza da subsuperfície apesar de apresentar

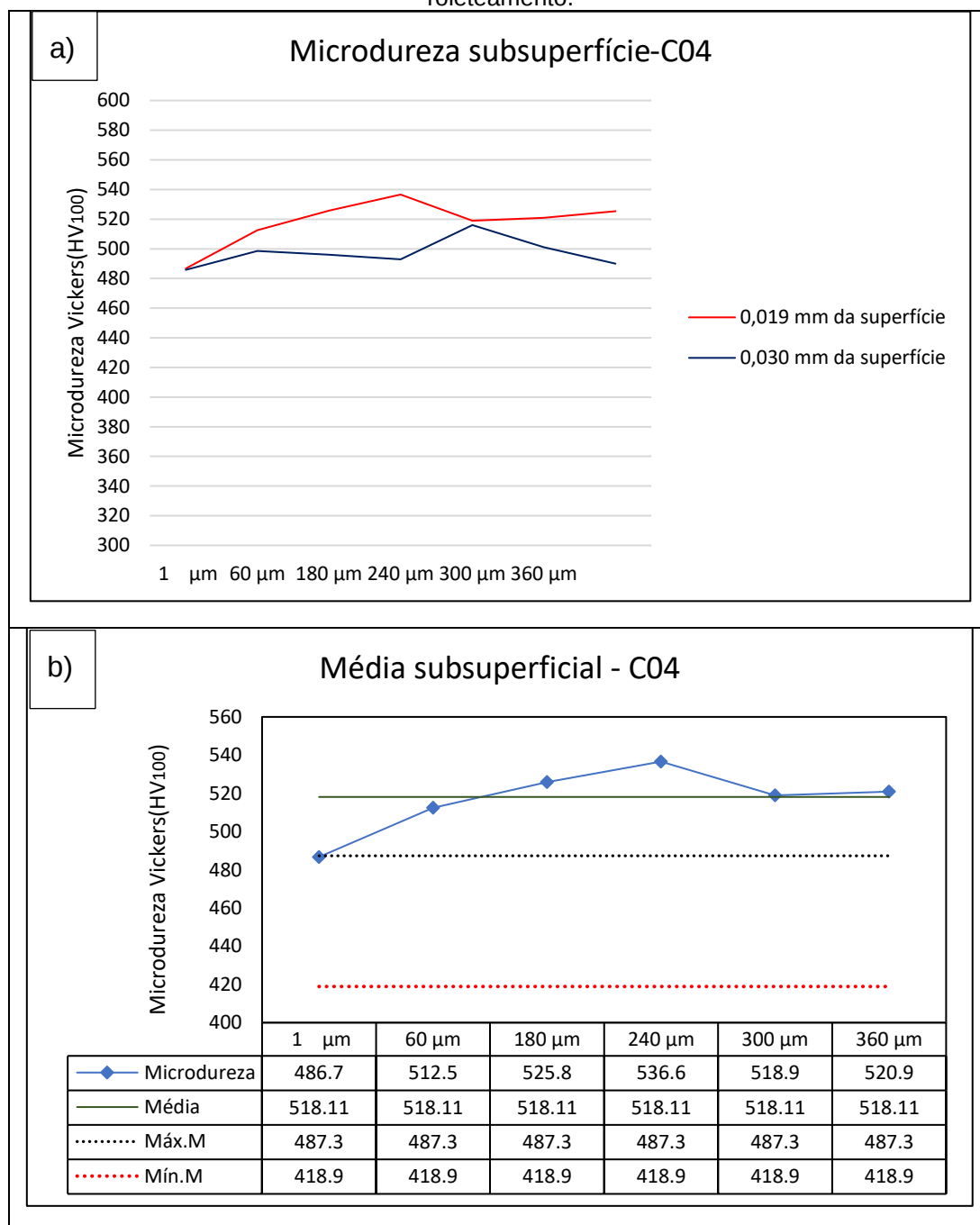
valores extremos, o seguimento de microdureza flutua próximo da média de 537,9 HV.

Figura 38 - a) Microdureza subsuperficial da amostra C03; b) Influência do 3º passe de roletamento.



Na amostra C04 houve uma nova redução do valor da média de microdureza, se comparado aos passes anteriores. No entanto, é importante salientar que não se atingiu à um valor médio de microdureza inferior ao do Inconel 718 torneado. Apesar de um dos pontos atingir o limite máximo de microdureza do inconel 718, o perfil da subsuperfície da amostra C04(Figura 39 (a) e (b)) não se insere dentro da faixa de controle do material de origem

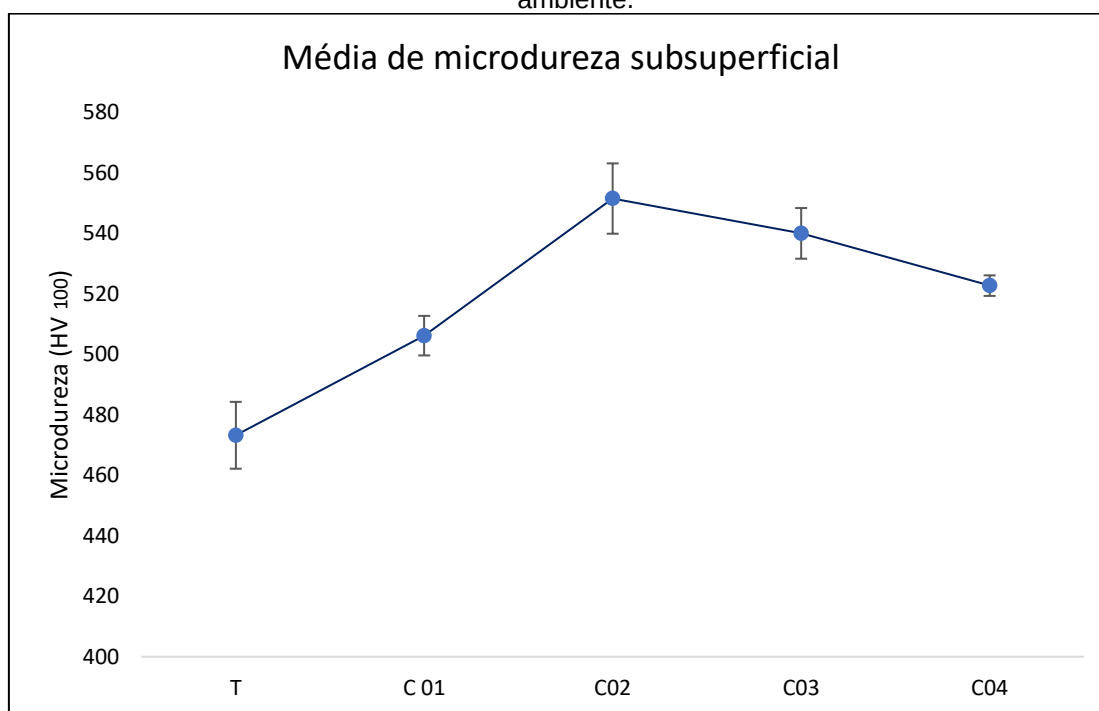
Figura 39 - Microdureza subsuperficial da amostra C04; b) Influência do 4º passe de roleteamento.



Conforme aumenta-se o número de passes existe um indicativo de aumento gradual da microdureza (à 0,019mm da superfície) até o 3º passe. Porém, ao analisar o 4º passe não houve um aumento de microdureza considerado na subsuperfície, mas também não houve redução para um valor mais baixo do valor inicial do material de origem (bruto).

Ao analisar os valores médios de microdureza das amostras roleteadas à temperatura ambiente e a amostra torneada, obteve-se o seguinte gráfico (Figura 40):

Figura 40 - Média de microdureza subsuperficial das amostras roleteadas a temperatura ambiente.



Se for considerado os valores de microdureza em relação ao material torneado, com o início do roleteamento na temperatura ambiente, no primeiro passe já é possível perceber alterações no perfil de microdureza. Já no segundo passe observa-se um considerável aumento na média da microdureza, saltando para 548 HV.

Nas ligas de Inconel 718 roleteadas, o aumento de microdureza é devido ao fato de a matriz austenítica poder sofrer transformação martensítica induzida por deformação e, também, devido ao aumento da densidade de discordâncias em decorrência da deformação plástica (GUO et al. 2016).

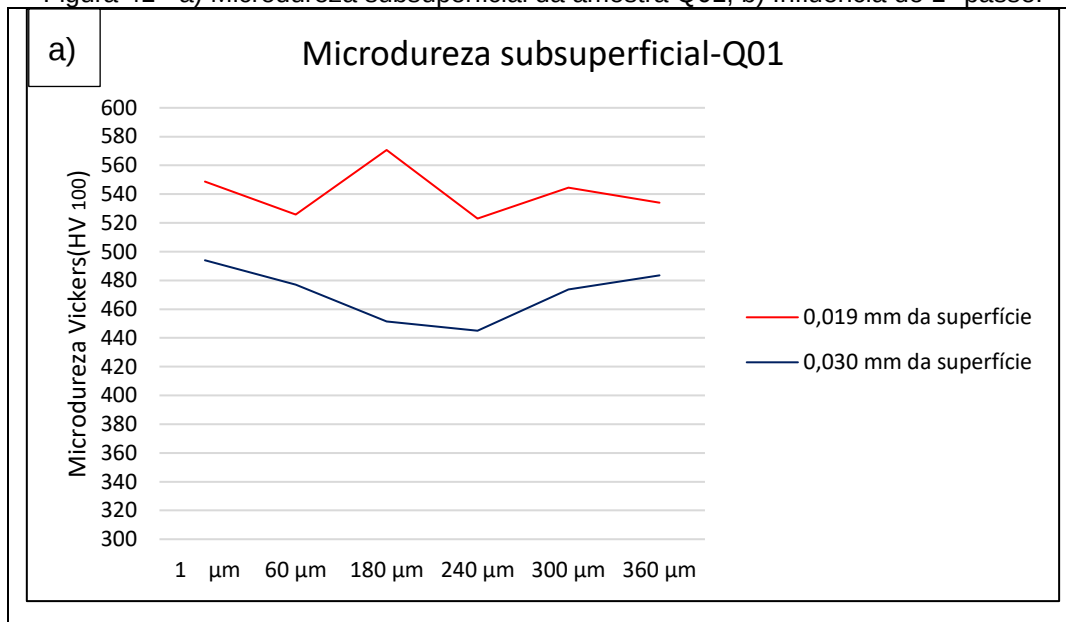
As amostras foram submetidas à etapas que podem ter contribuído para o refinamento de grão. Segundo Rodrigues e Jasineviciis (2017) o aumento da resistência dos aços se dá com o efeito da laminação a frio e recozimento, a fim de produzir grãos refinados. Com a granulação refinada se tem um aumento da

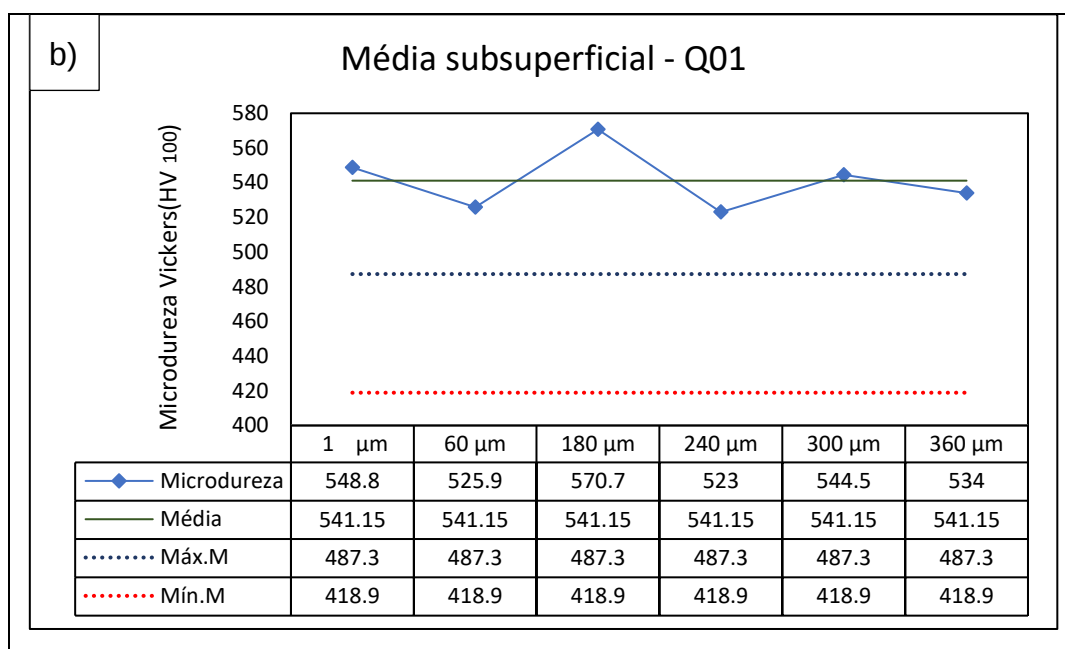
resistência e da tenacidade, já que quanto menor o tamanho do grão maior é a área de contorno de grão, estabelencendo-se barreiras ao deslizamento de discordância, e a distribuição de tensão torna-se mais uniforme.

5.2.4 Microdureza após roleteamento a 310°C.

Nas amostras submetidas ao roleteamento a 310°C também nota-se a elevação dos valores de microdureza (Figura 41(a)) ao longo do perfil, de forma bem evidente. Os valores de microdureza da subsuperfície apresentaram uma média de 541 HV e extremos de 570,7 e 523 HV (Figura 41(b))

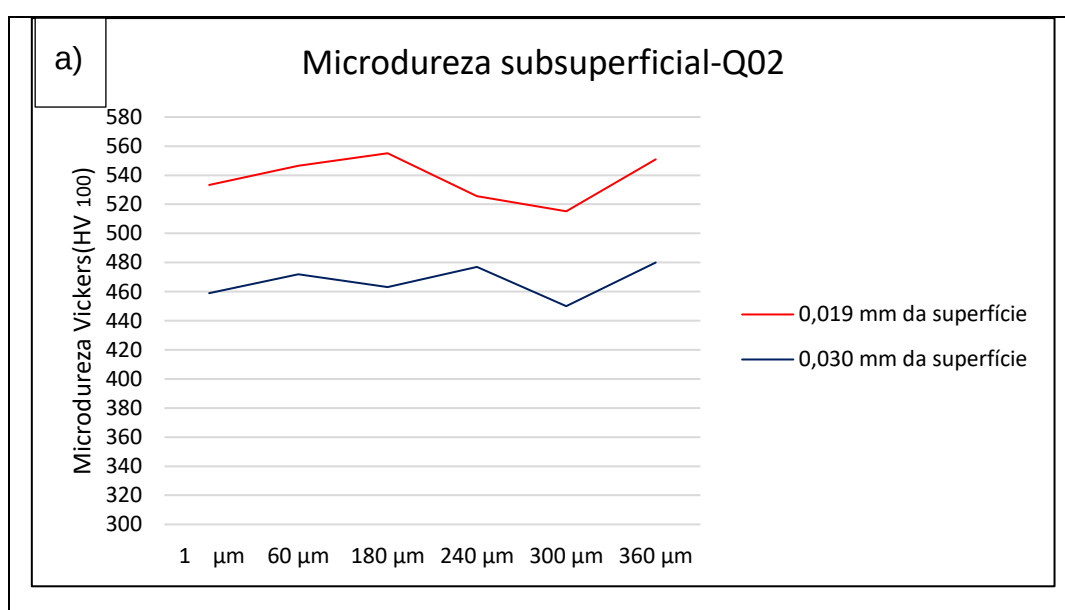
Figura 41 - a) Microdureza subsuperficial da amostra Q01; b) Influência do 1° passe.

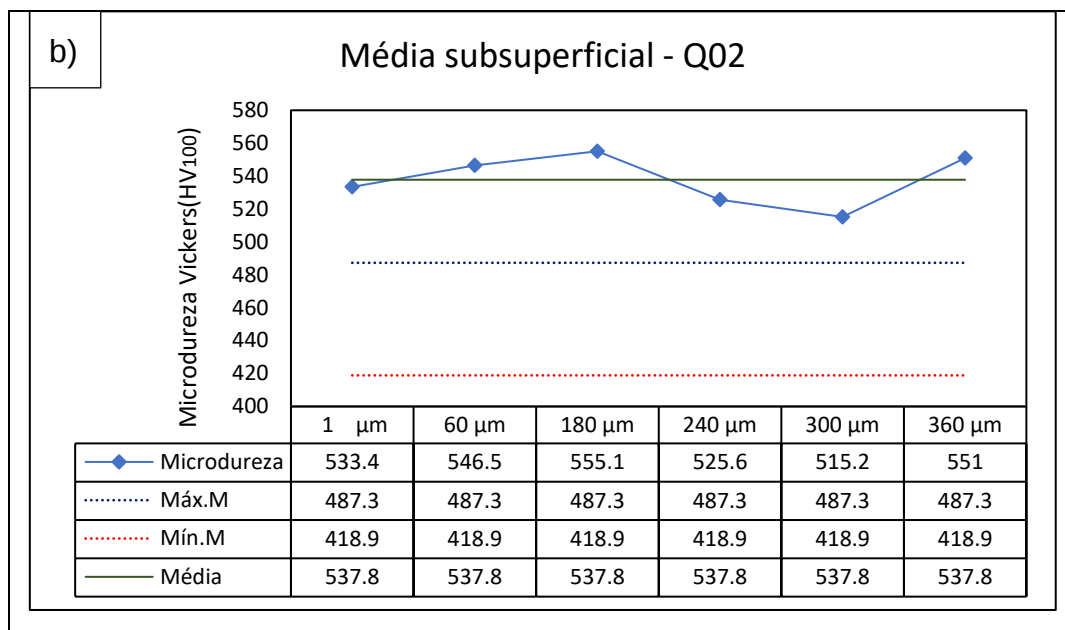




Na amostra Q02, mesmo com o aumento visível da microdureza, ocorre uma semelhança de perfil do comportamento do material nas regiões mensuradas (Figura 42(a)). Com uma média de 537,8 HV e extremos de 555 e 515 HV (Figura 42(b)).

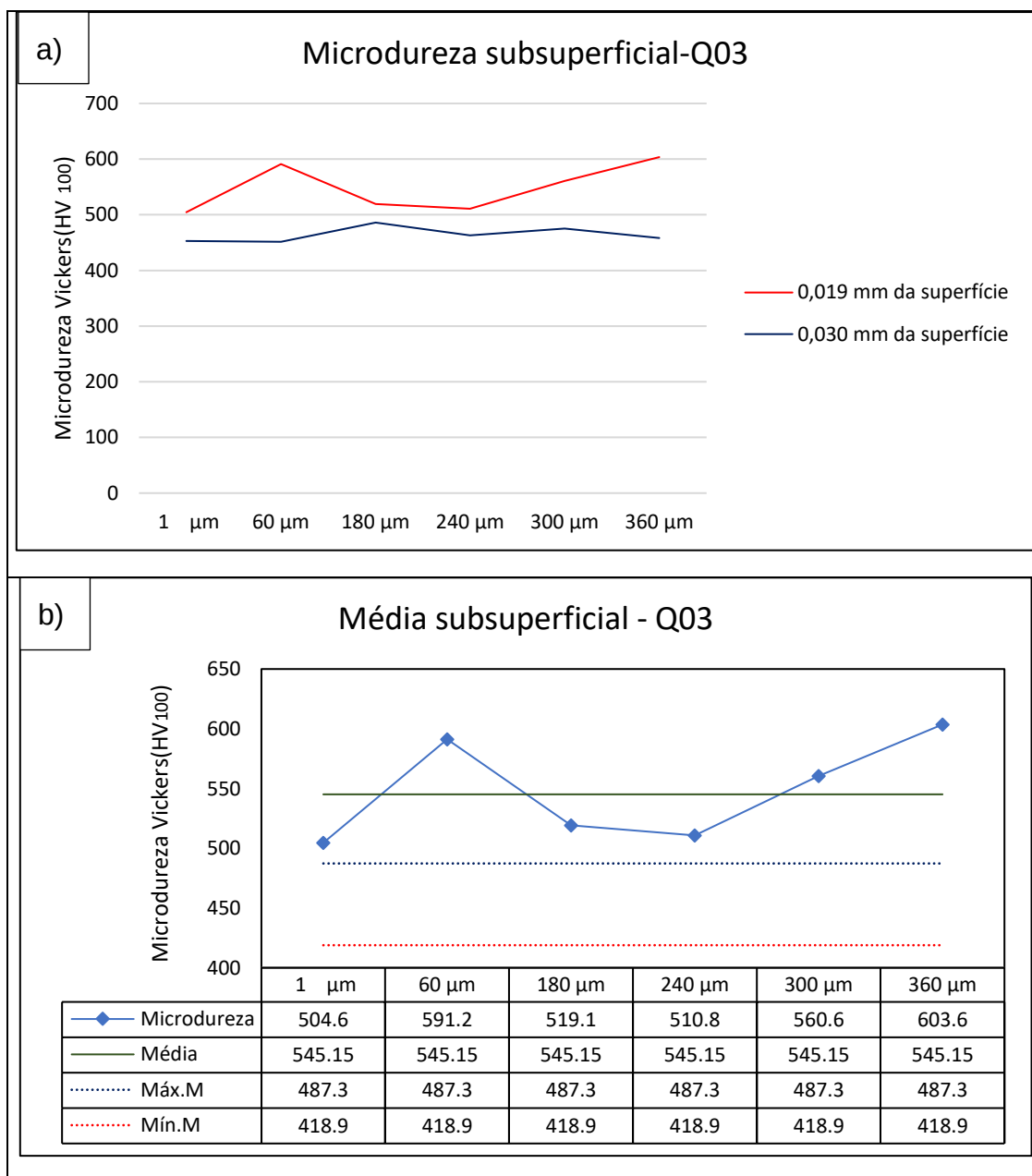
Figura 42 – a) Microdureza subsuperficial da amostra Q02; b) Influência do 2º passe de roleteamento.





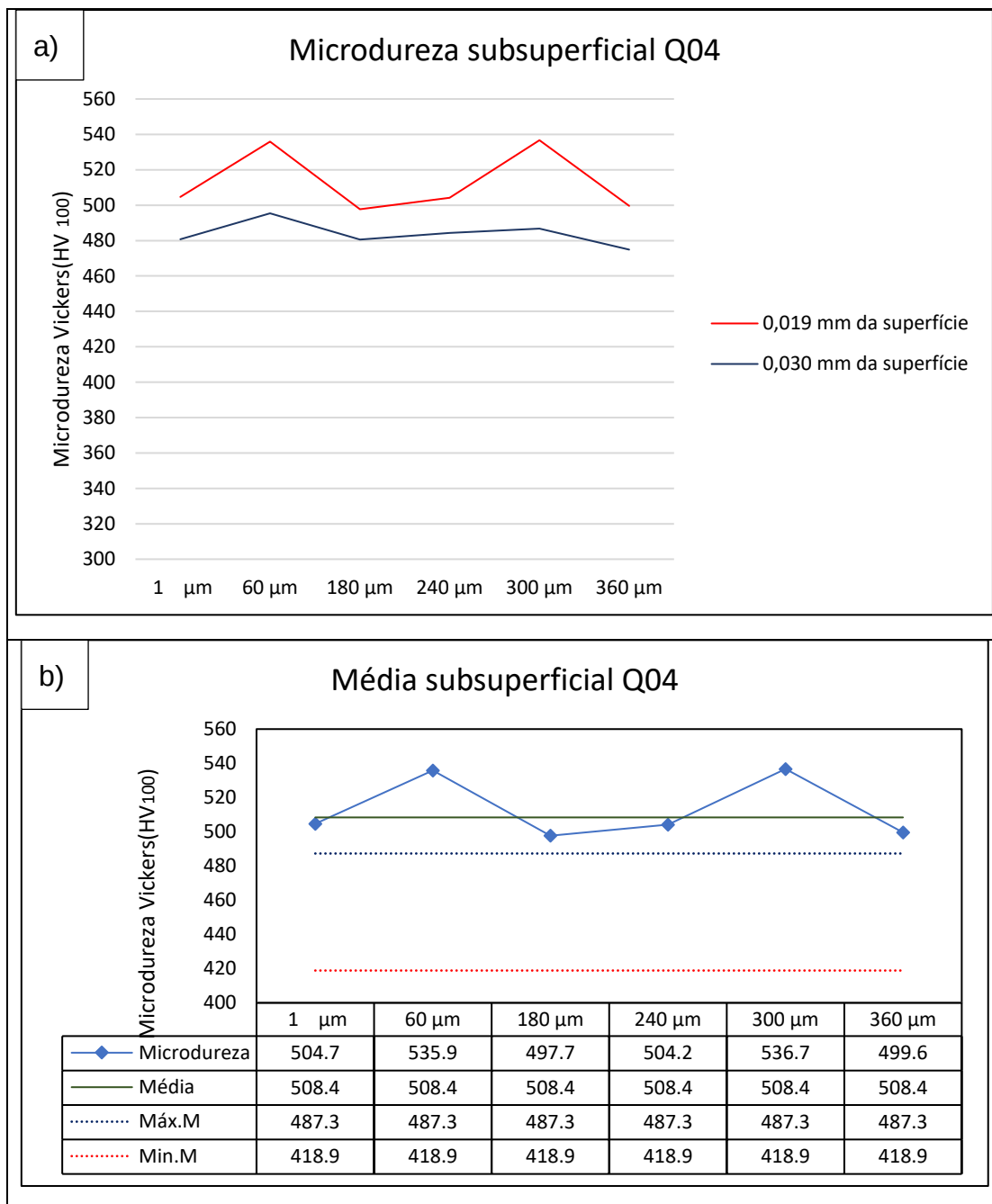
Com a amostra de identificação Q03 apesar dos picos de valores de microdureza é possível observar também que o perfil à 0,019mm é similar ao da região a 0,030mm da superfície (Figura 43(a)). Em relação à média de microdureza da subsuperfície obteve-se um valor de 545 HV com extremos de 603 e 504 HV (Figura 43(b)).

Figura 43 - a) Microdureza subsuperficial da amostra Q03; b) Influência do 3º passe de roleteamento.



Na amostra Q04 a microdureza obteve-se uma média de 508HV (Figura 44 (a) e (b)) um indicativo de redução, comparado ao comportamento da amostra Q03. Apesar da redução visualizada no 4º passe, ainda percebe-se uma dureza superior ao do material de origem.

Figura 44 - Microdureza subsuperficial da amostra Q04; b) Influência do 4º passe de roleteamento.

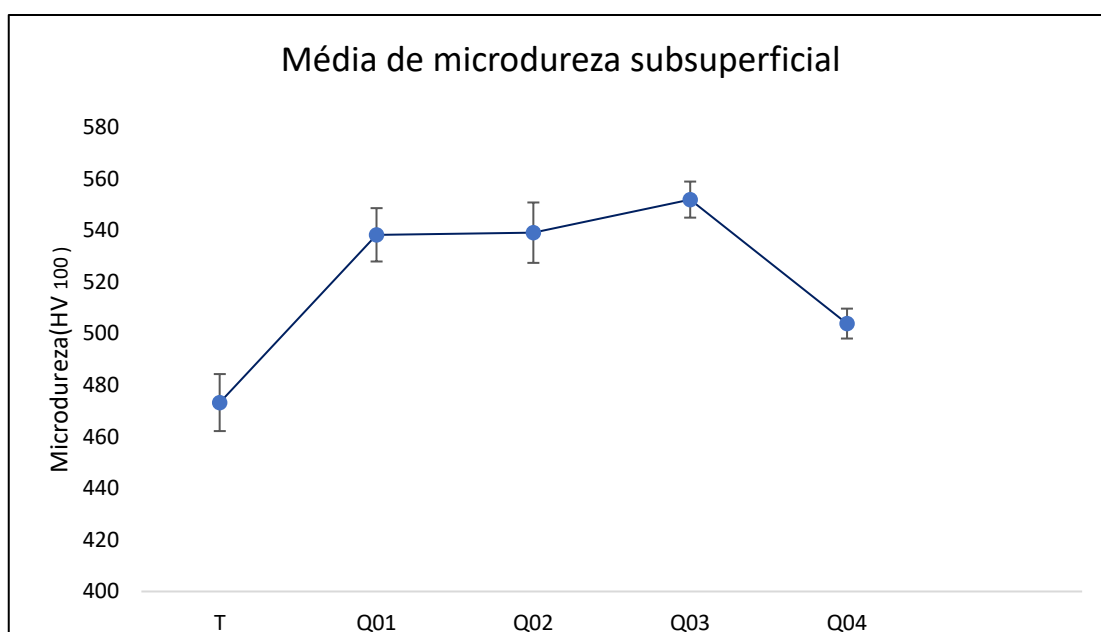


Considerando os valores médios de microdureza observados no material roleteado a quente (na distância de 0,019mm), logo no primeiro passe constatou-se uma diferença nesses valores médios quando medidos a 0,030mm da superfície. Nota-se ainda um gradual aumento nos valores médios no segundo e terceiro passes (em uma intensidade superior à observada nos ensaios a

temperatura ambiente). Neste terceiro passe registrou-se um valor médio de microdureza de 545 HV e um pico máximo de 603,6 HV.

Da mesma forma como observada no processo na temperatura ambiente, também ocorreu um decréscimo no valor da microdureza no perfil da amostra do 4º passe, mas ainda mantendo um valor maior em relação a microdureza do material usinado, fato que pode ser observado no gráfico a seguir (Figura 45) onde é apresentado a média de microdureza das amostras do processo de roleteamento a 310° C e a da amostra torneada.

Figura 45 - Médias de microdureza do material roleteado a 310° e torneado (T).



A elevação da microdureza no processo a quente, já no primeiro passe, segundo Sanchez (2017), ocorre devido um decréscimo na tensão limite de escoamento do material, que o torna mais susceptível ao encruamento. Desta forma caracteriza uma das vantagens do material aquecido ao ser processado, em que para mesma carga aplicada (850 N) o material sofreu uma deformação mais acentuada do que à temperatura ambiente nos mesmos parâmetros de roleteamento.

O aumento da microdureza a 310° C apresentado na figura 45 sinaliza um aumento de resistência maior se comparado ao roleteamento a temperatura ambiente. Xavier et al, 2017 explicam que quando o Inconel 718 é exposto à

cargas mecânicas e térmicas podem ocorrer além da deformação plástica, o envelhecimento por deformação e a recristalização.

Quando um metal é trabalhado abaixo da sua temperatura de recristalização, sua resistência aumenta consideravelmente pela formação de uma estrutura complexa de discordâncias que interagem entre si, dificultando a movimentação entre elas. Isso pode ser explicado pela formação de um deslocamento da estrutura celular, ocorrências de transformações martensíticas induzidas por tensão, o material de trabalho utilizado e a quantidade de ciclos de deformação devido aos números de passes (SHULZE et al. 2016).

Como o Inconel 718 é constituído por fases e precipitados endurecedores é possível que ocorra, com os passes aplicados de roleteamento, um aumento na densidade dessas estruturas, ocorrência de tensões residuais, juntamente com a movimentação das discordâncias. Características que podem funcionar como um forte bloqueio em relação a deformação do material.

Lavakumar(2013) apresentou que em caso de ligas que são endurecidas por precipitação, como a ligas de níquel, o comportamento de endurecimento por deformação é atribuído ao tamanho e natureza dos precipitados assim como ao mecanismo de movimentação das discordâncias.

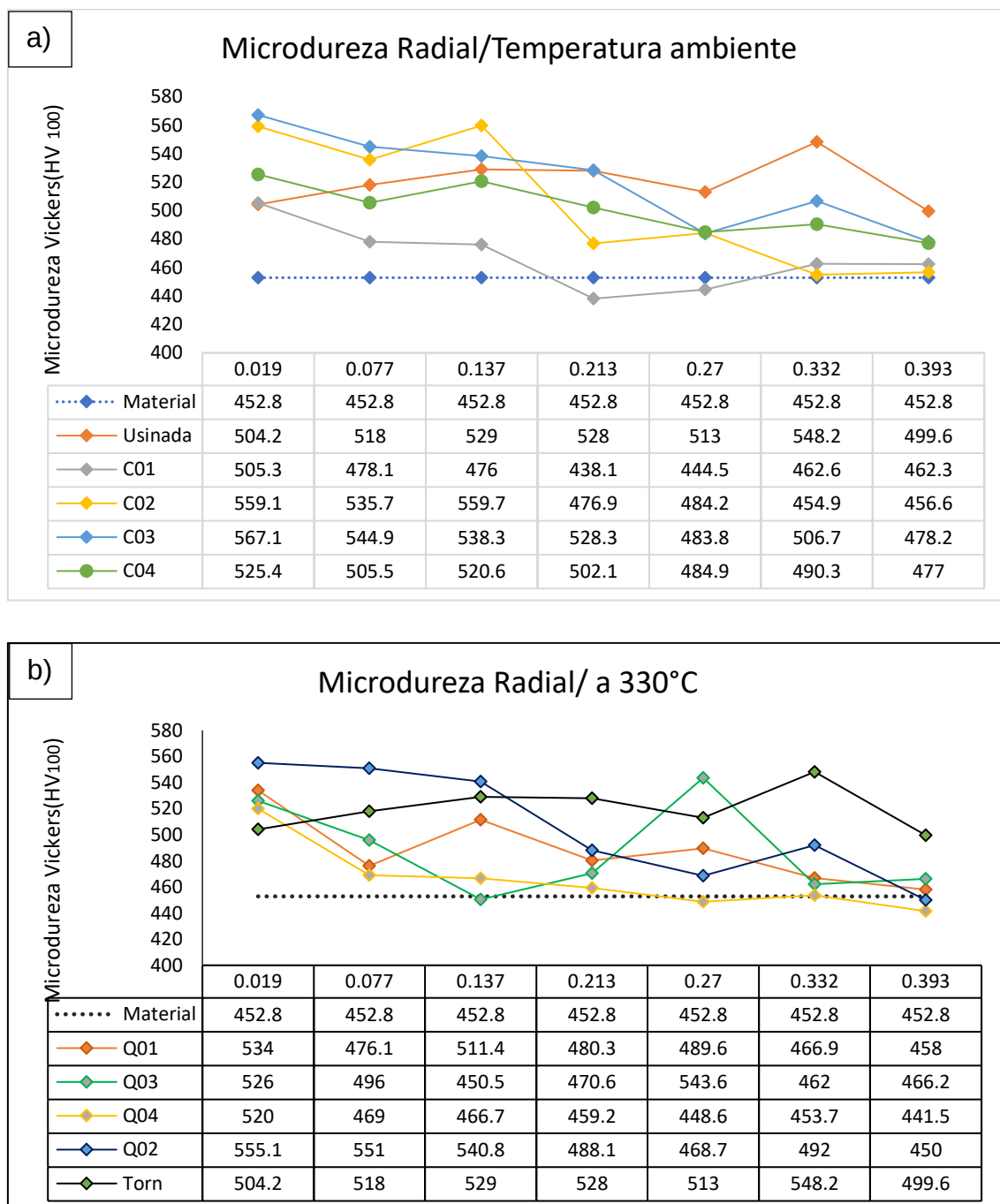
A queda no valor de microdureza foi verificada em ambos os processos a partir do 3º passe, sendo que no roleteamento a 310° C a capacidade de endurecimento do material sinaliza ser maior, pois foi possível ainda aumentar a dureza da subsuperfície até o 3º passe de roleteamento, um ponto que pode ser atribuído à temperatura utilizada no ensaio e à deformação do material em cada passe.

5.1.5 Microdureza Radial

Para complementar a análise de microdureza foram realizadas medidas da subsuperfície para o interior das amostras (medidas radiais) com o objetivo de avaliar a influência dos números de passes na microdureza do material. Com

os resultados das medidas foram construídos gráficos de microdureza (HV) para análise do roleteamento à temperatura ambiente (Figura 46 (a)) e à quente (Figura 46 (b)).

Figura 46 - Microdureza radial: a) Temperatura ambiente, b) Temperatura a 310° C



Foi possível observar nas amostras roleteadas que existe uma tendência em aumentar a microdureza da subsuperfície conforme o aumento do número de passes de roleteamento. Porém ao fazer uma comparação das medidas na

direção radial das amostras, fica mais evidente um possível decréscimo da microdureza na região que compreende desde a subsuperfície até, aproximadamente, 0,390 mm de distância radial à superfície, em ambos os processos, a partir do 3º passe.

Vale ressaltar que no segundo passe, em ambas condições de temperatura, o material já teve uma deformação preliminar. Além de já ter passado por um encruamento inicial com o primeiro passe, à 310° no segundo passe já existe o efeito cíclico da carga combinado com a temperatura.

Rodriguez et al. (2012) explicam que a pressão utilizada no roleteamento pode ser considerada um parâmetro crítico no processo, já que as pressões muito altas podem resultar em um aumento da rugosidade e marcas indesejadas na peça de trabalho, fato que pode evidenciar um limite de deformação pelo roleteamento observado no 4º passe.

Estudos que envolvem roleteamento apontam a existência de tensões residuais decorrente do deslocamento da rede cristalina e, conseqüentemente, o aumento da densidade de discordâncias na superfície e subsuperfície do material. No processo de recuperação (aquecimento do material abaixo da temperatura de recristalização), ocorre alguma redução no número dessas discordâncias e nas configurações das mesmas (CALLISTER, 2009; SHULZE et al. 2016).

5.2 Análise metalográfica – Microscopia ótica

5.2.1 Análise e caracterização do Inconel 718.

A microestrutura do material foi analisada inicialmente em diferentes pontos do corpo de prova que não foram submetidos à alguma interferência mecânica ou térmica. O material analisado apresentou uma matriz típica para o Inconel 718 como apresentado nas figuras 47 e 48. A literatura caracteriza essa matriz como austenítica, identificada como fase gama (γ) com contornos de grãos bem definidos e regulares e com maclas de recozimento (Figura 48), o que

indica, como já mencionado na revisão bibliográfica, que o material já teria passado por um processo de recristalização.

Figura 47 - Pontos de análise e modelo do corpo de prova.

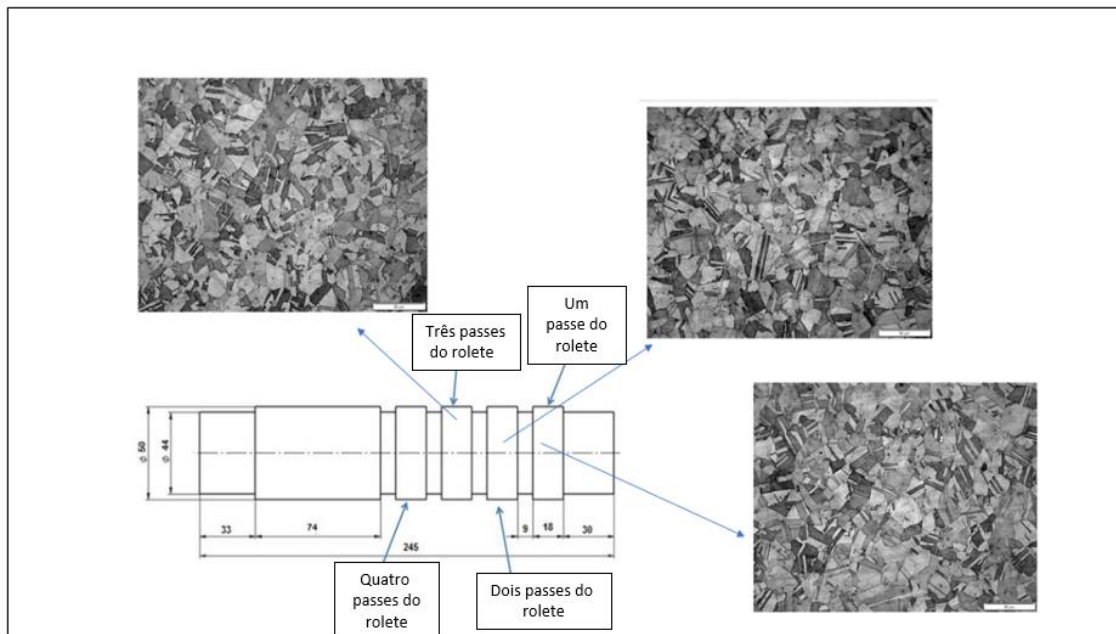
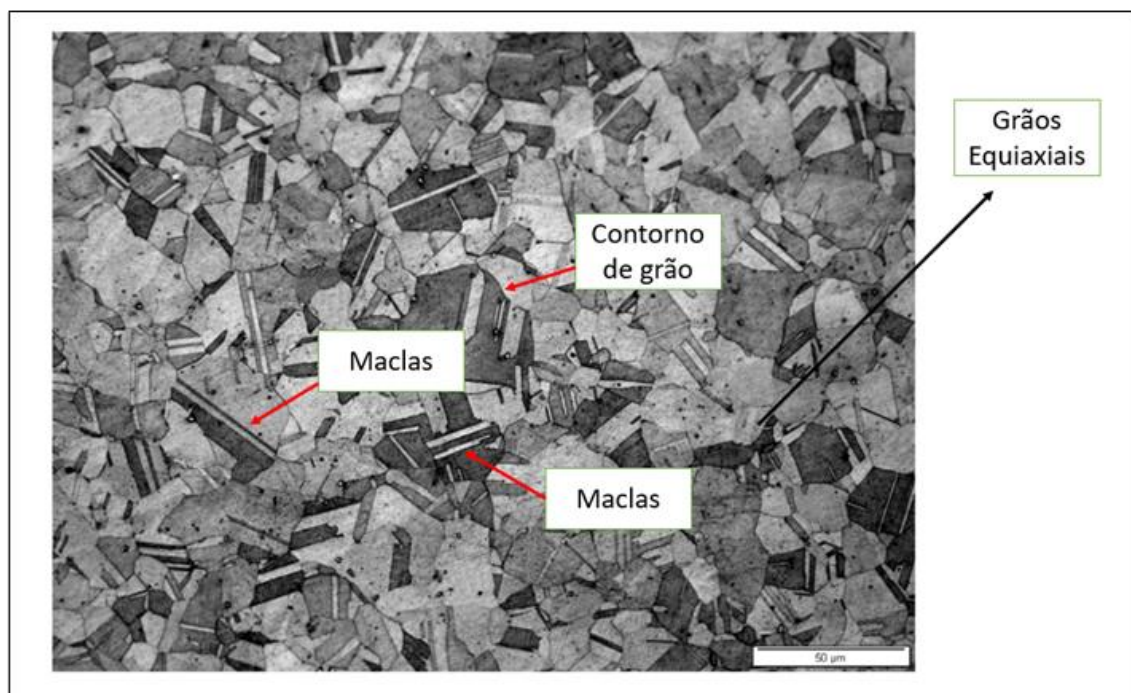


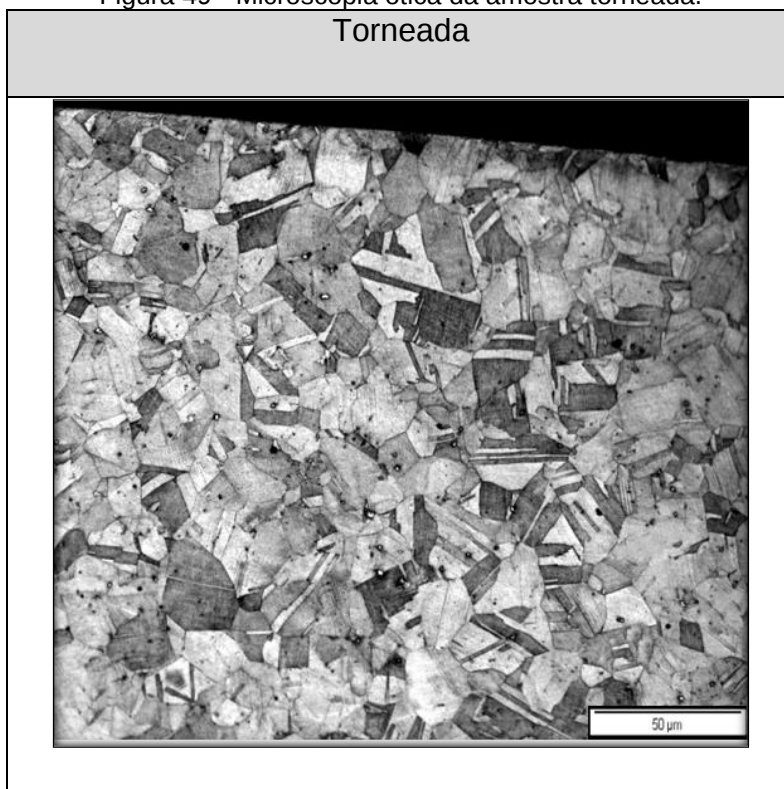
Figura 48-Inconel 718 antes do processo de torneamento.



5.2.3 Análise e caracterização do Inconel 718 após usinagem.

Apesar da liga utilizada ser considerado pela literatura um material de difícil usinagem devido também a tendência ao encruamento (JEYAPANDIARAJAN e XAVIOR, 2019), a amostra torneada da Figura 49 trata-se de uma superfície mais preservada, o que pode caracterizar uma usinagem menos severa.

Figura 49 - Microscopia ótica da amostra torneada.

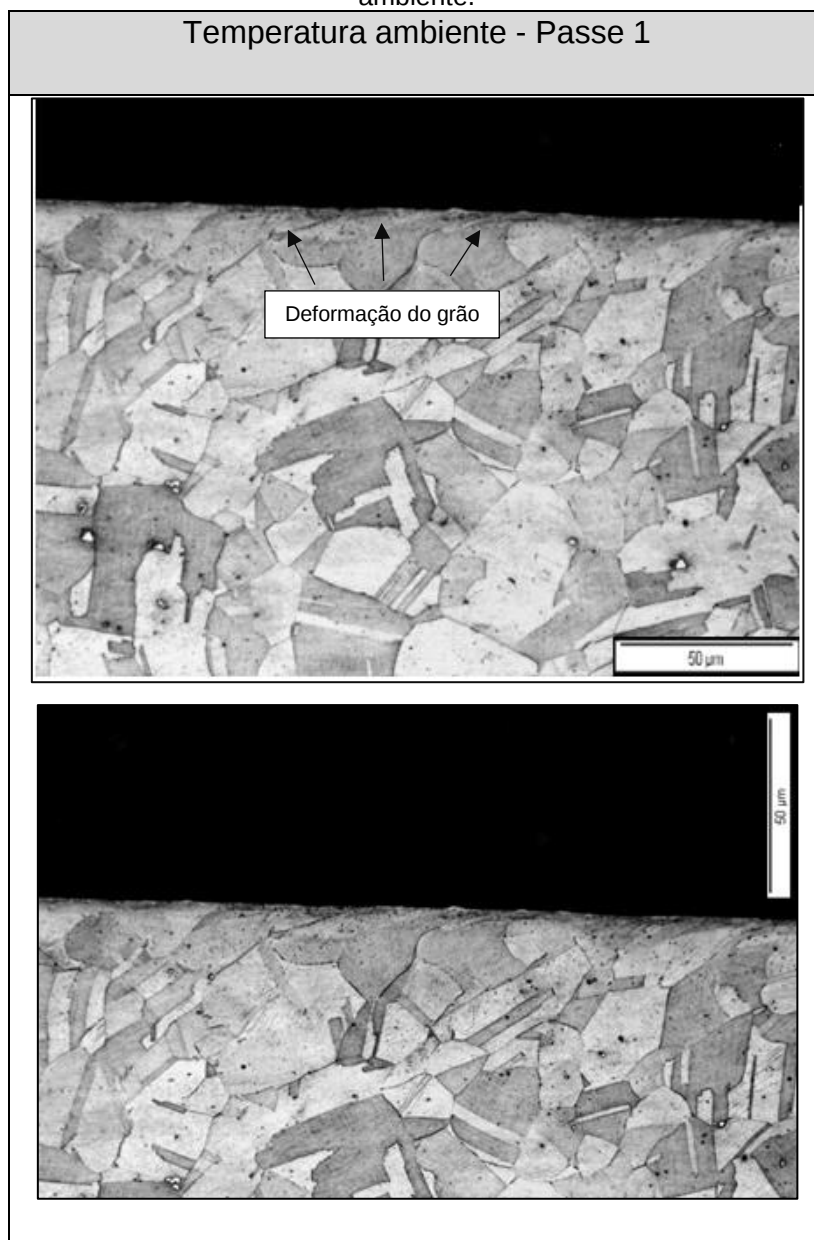


5.2.4 Análise e caracterização do Inconel 718 submetido ao roleteamento na temperatura ambiente.

Ao analisar as imagens das amostras submetidas ao processo de roleteamento foi possível observar o comportamento do material usinado à carga aplicada (850N). Nos ensaios à temperatura ambiente, como ilustrado na Figura

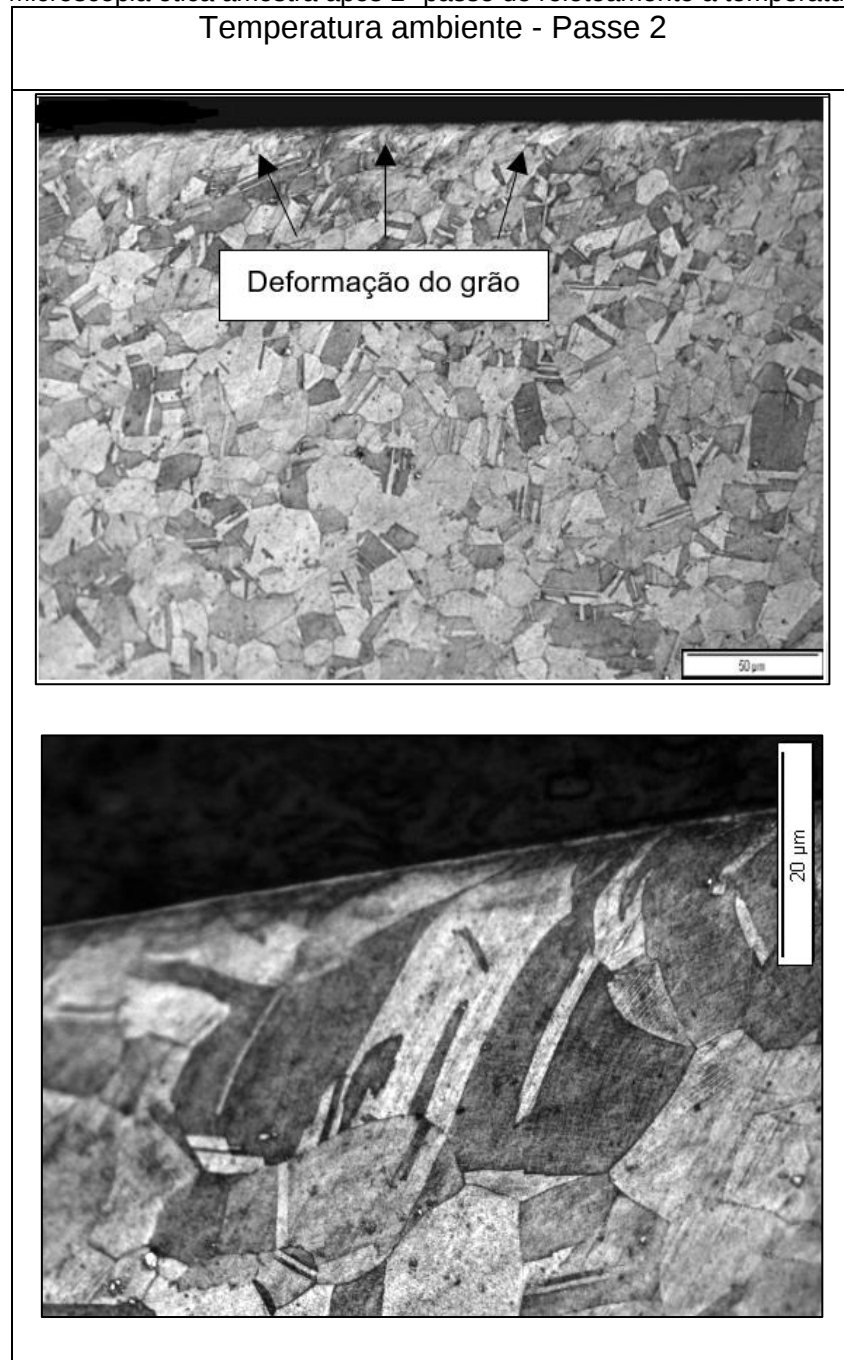
50, no primeiro passe a deformação dos grãos se destacam e é provável que os efeitos da carga aplicada afetem, além das deformações dos grãos, as tensões residuais e, conseqüentemente, os precipitados que estão dentro e nos contornos de grão.

Figura 50 - Microscopia ótica da amostra após 1º passe de roleteamento à temperatura ambiente.



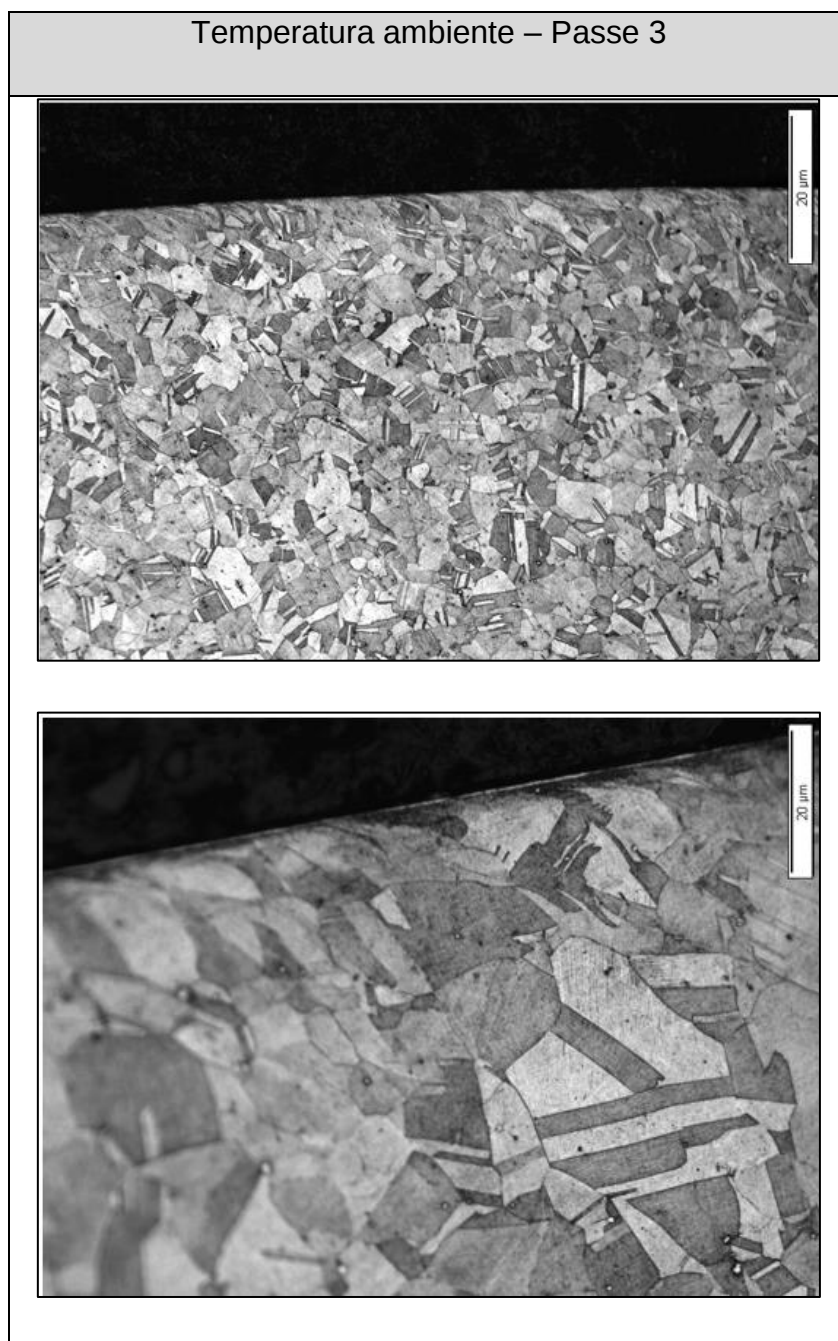
No segundo passe (Figura 51) já se observa uma dimensão mais evidente da deformação dos grãos na superfície. O que indica que, com o segundo ciclo de carga, atingiu-se um volume maior de deformação.

Figura 51 - Microscopia ótica amostra após 2º passe de roleteamento à temperatura ambiente.



No terceiro passe (figura 53) nota-se ainda, na microscopia ótica, uma possível evidência de uma superfície cuja coloração apresenta-se diferente do restante do material.

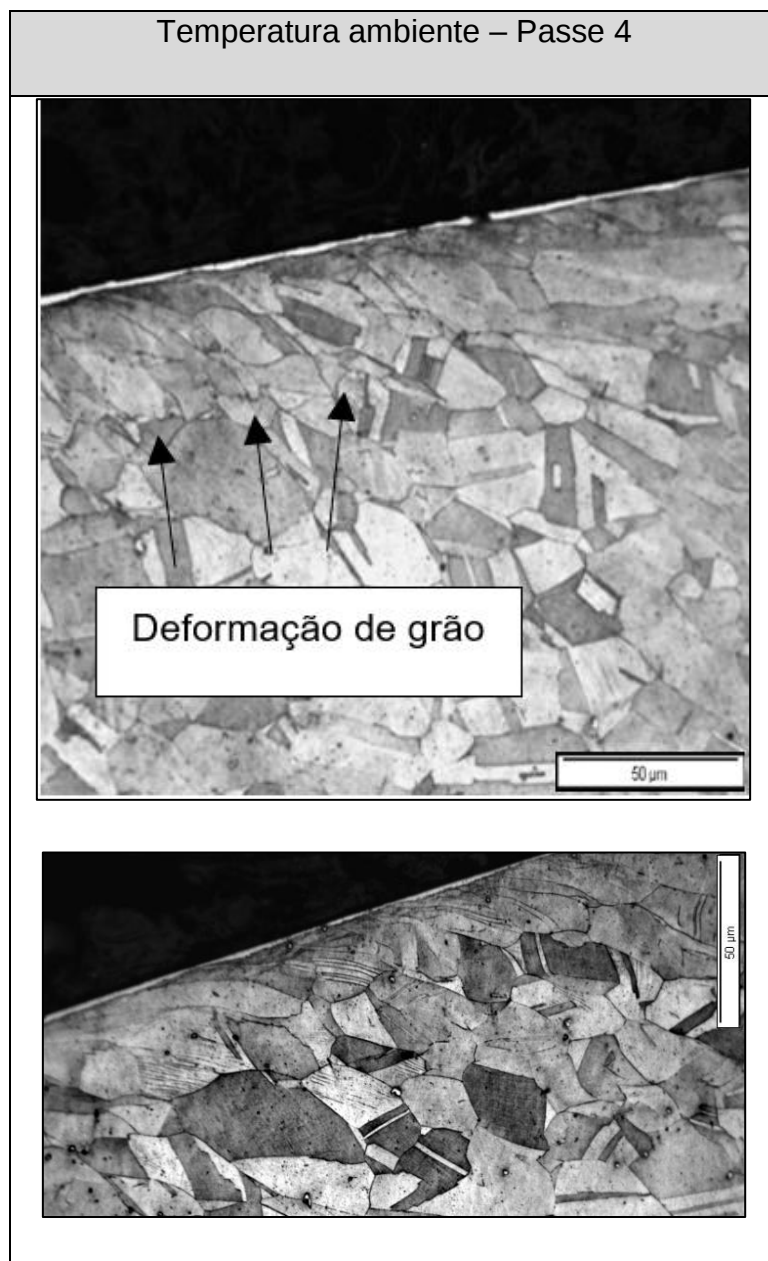
Figura 52 - Microscopia ótica da amostra após o 3º passe de roleteamento à temperatura ambiente.



Na amostra C04 já fica mais evidente uma camada externa, a qual diferencia bastante da subsuperfície dos grãos alongados. Nessa amostra é possível caracterizar 3 regiões distintas identificadas na Figura 53, uma superfície externa de coloração mais clara, posteriormente uma faixa de grão

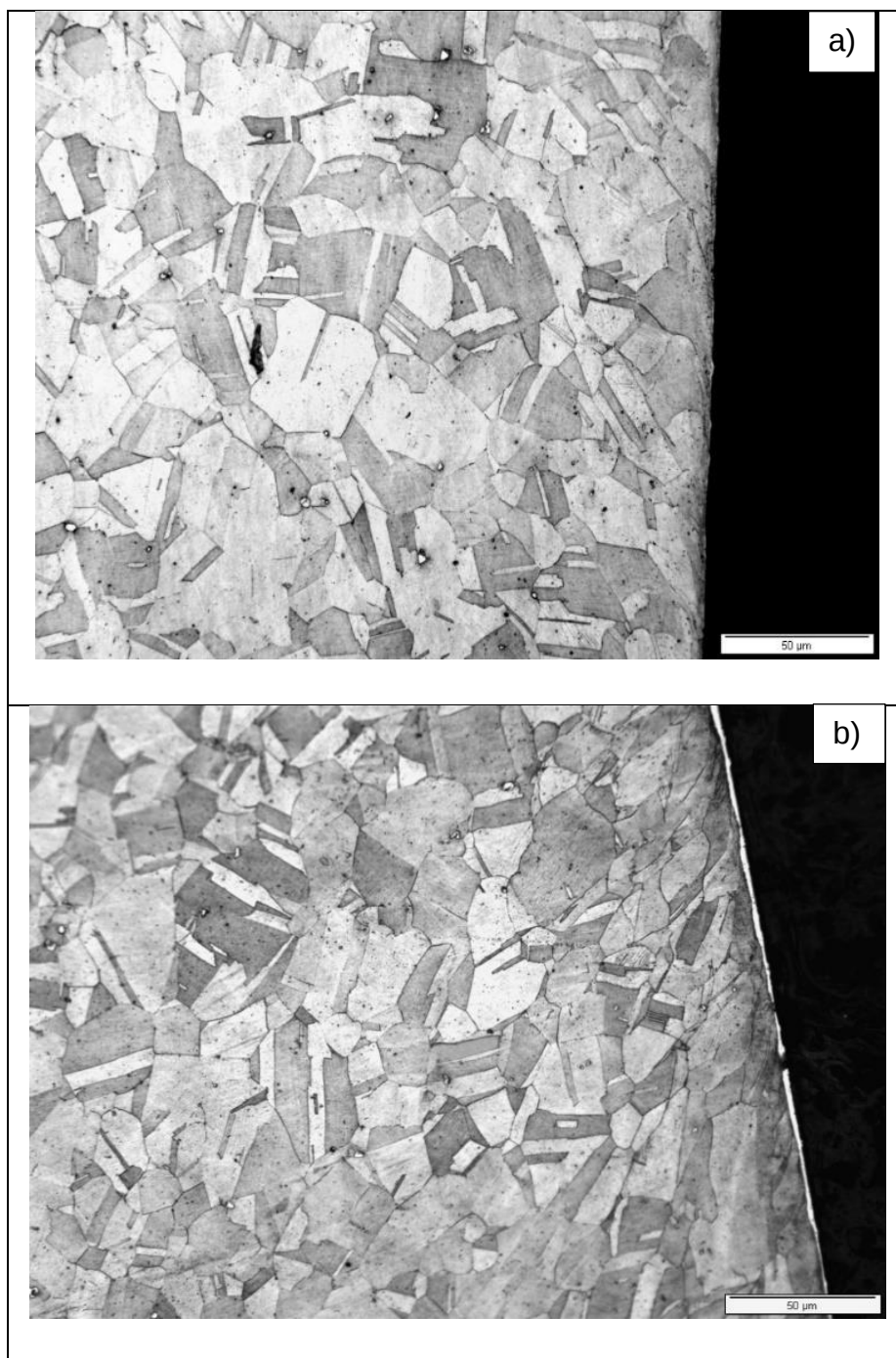
deformados e alongados e, em seguida, a estrutura do material com os grãos sem deformação.

Figura 53 - Microscopia ótica da amostra após o 4º passe de roleteamento.



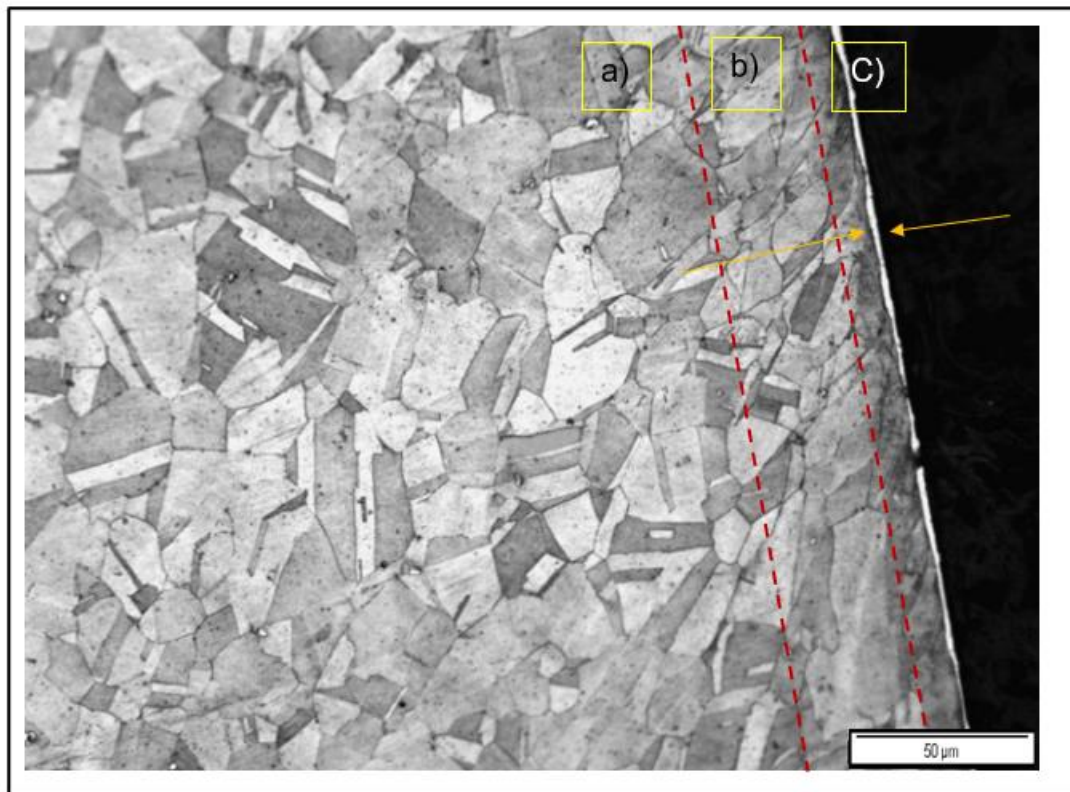
Para uma análise extrema e comparativa, ao examinar as diferenças do primeiro e quarto passe (Figura 54) nota-se a nítida diferença entre as camadas superficiais. Além disso, a imagem sob a microscopia ótica apresenta-se com uma camada externa bem definida, numa coloração mais clara em relação ao restante do material. Uma possível indicação da camada denominada *white layer* (camada branca) como já discutida no tópico da Revisão Bibliográfica.

Figura 54 - Diferença das amostras após o 1° e 4° passe de roleteamento à temperatura ambiente: a) 1° passe, b) 4° passe.



Na Figura 55 é possível identificar três regiões distintas: (a) é a imagem do material de origem; (b) uma região caracterizada com o alongamento e deformação dos grãos e; (c) uma região com a superfície apresentada com uma camada específica diferenciada e uma subcamada com uma tonalidade mais acinzentada ou escurecida, camada esta que também foi nitidamente visualizada durante o ensaio de microdureza.

Figura 55 - Amostra após o 4º passe de roleteamento à temperatura ambiente com regiões distintas.

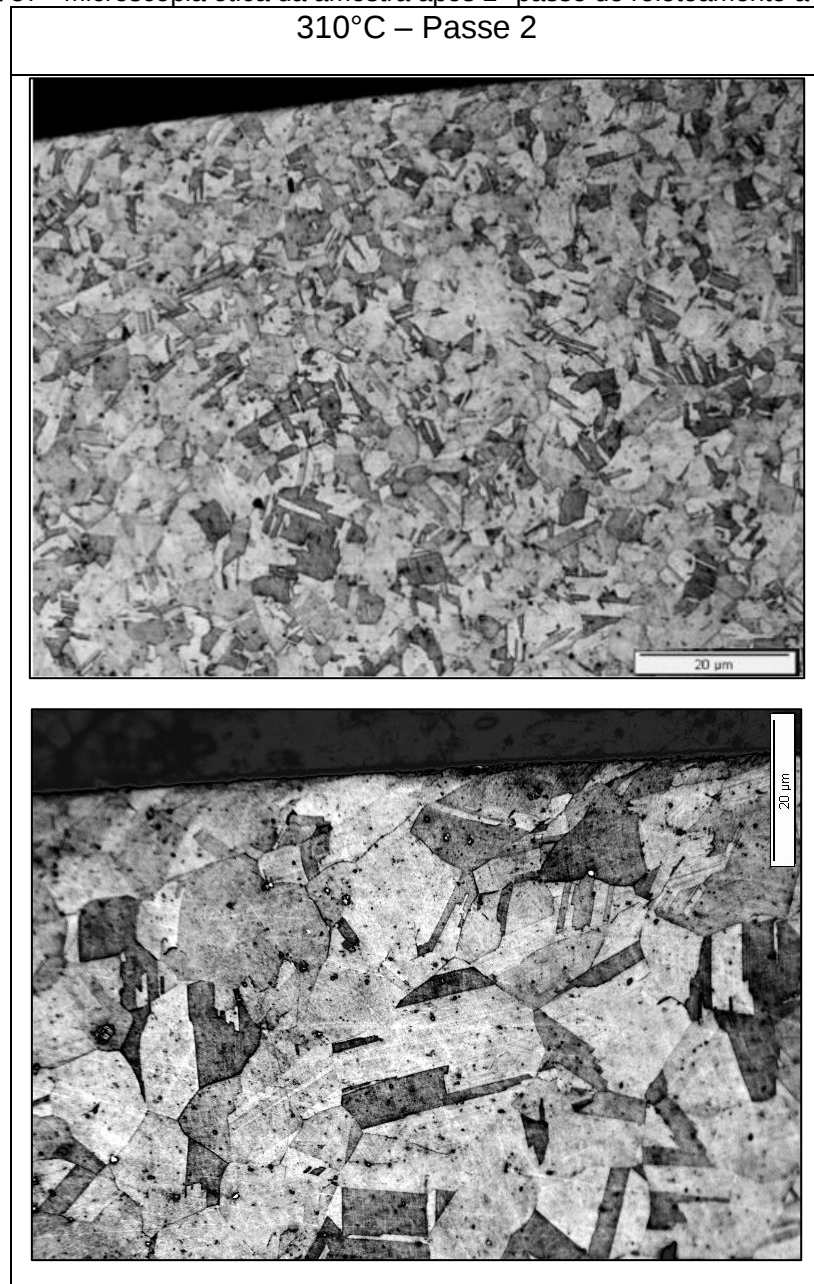


Nas operações realizadas a 310 °C também analisou-se a influência dos passes de roleteamento no material usinado. Nas Figuras 56 e 57 referente aos passes 1 e 2, respectivamente, nota-se o quanto o aquecimento durante o roleteamento pode afetar as deformações dos grãos na camada mais externa da superfície do material.

Figura 56 - Microscopia ótica após o 1º passe de roleteamento à 310° C
310°C – Passe 1

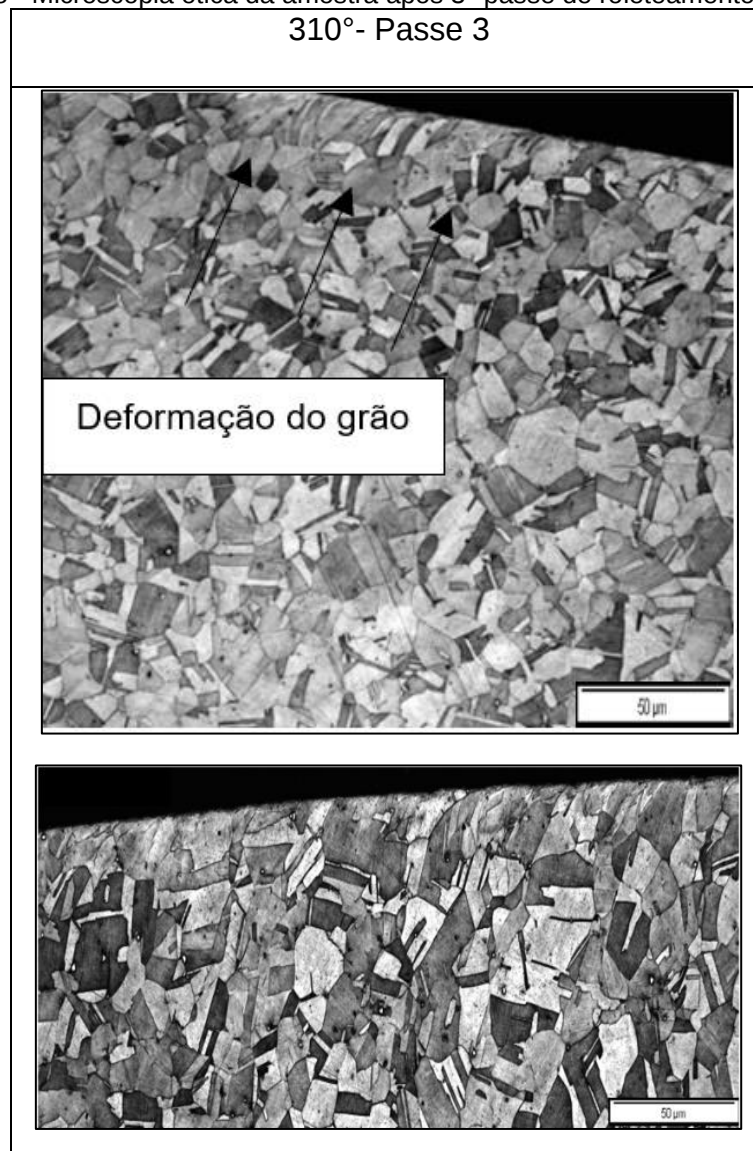


Figura 57 - Microscopia ótica da amostra após 2° passe de roleteamento à 310° C.



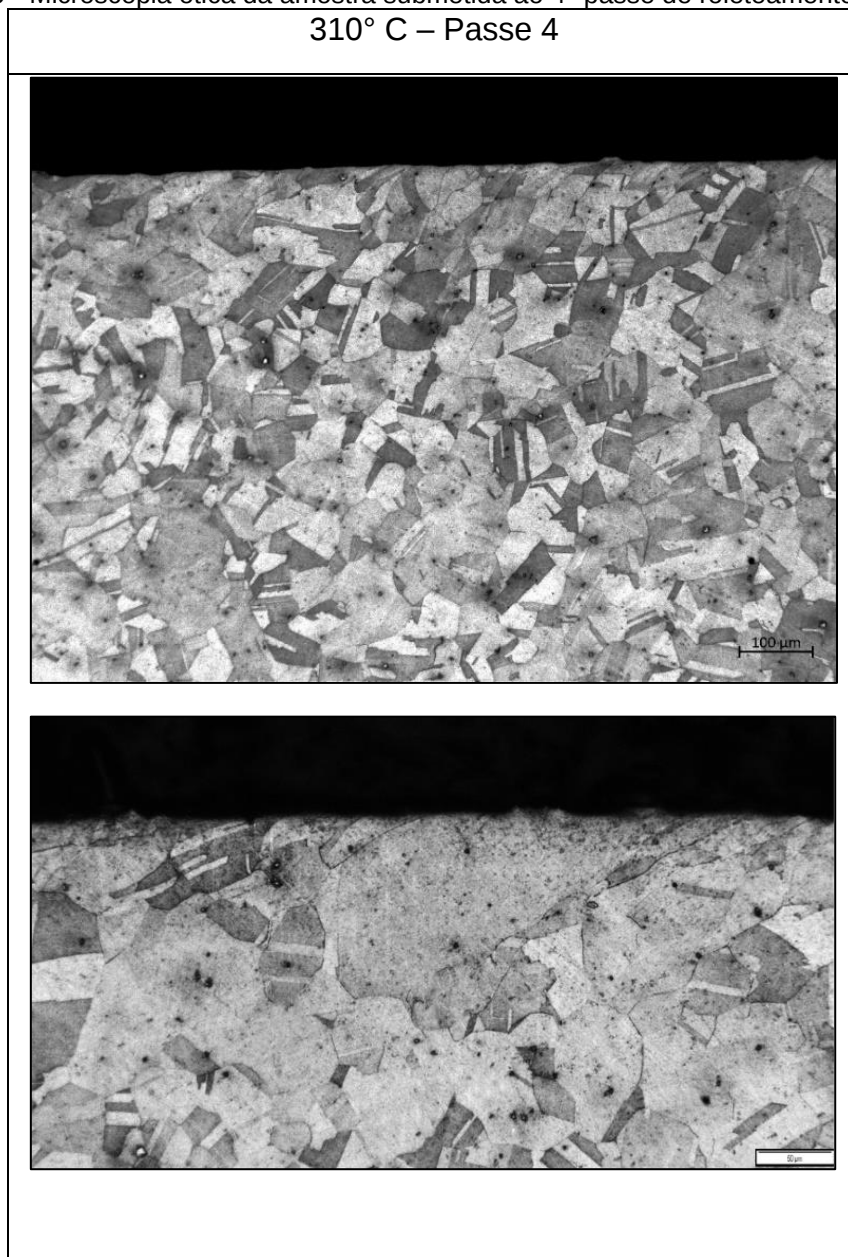
Na amostra Q03 (Figura 58) a deformação é mais evidente, ainda que se apresente em uma discreta espessura da camada de deformação dos grãos na superfície.

Figura 58 - Microscopia ótica da amostra após 3º passe de roleteamento à 310 ° C.



Na amostra Q04 (Figura 59) a deformação da camada superficial não se apresenta nitidamente. Com o aquecimento do material pode ser que tenha ocorrido uma maior movimentação dos planos cristalinos, alterando a tensão de escoamento da liga e assim não apresentando uma deformação plástica evidente.

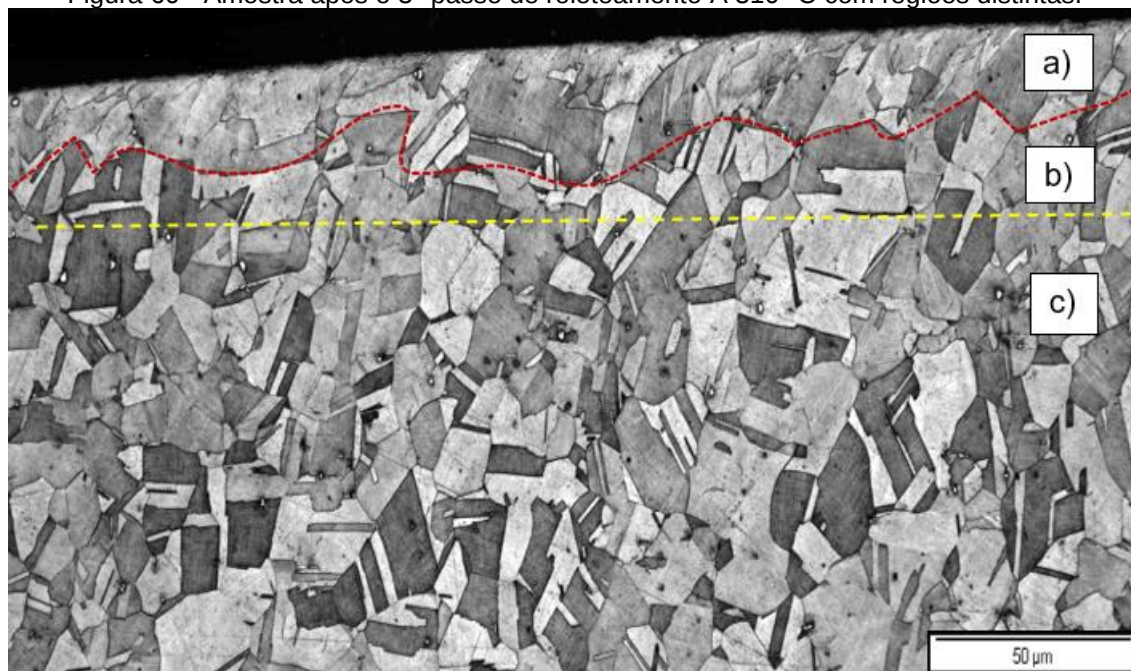
Figura 59 - Microscopia ótica da amostra submetida ao 4º passe de roleteamento à 310° C.



A imagem selecionada que melhor apresenta a superfície em camadas no roleteamento a 310 °C foi a imagem da amostra Q03 (Figura 60). A mesma apresenta nitidamente 3 camadas na superfície. Porém, é diferente da camada apresentada no roleteamento na temperatura ambiente. No roleteamento a 310°C, nota-se a formação de duas camadas: a primeira camada (a) vai da superfície até uma profundidade de aproximadamente 30 micrometros e, a camada subsequente (b) apresenta os grãos equivalentes ao material de origem (usinado) mas ainda com grãos parcialmente deformados.

Com base nos resultados de microscopia ótica discutidos, é possível inferir que, quando submete-se o Inconel 718 ao processo de encruamento, existe uma grande possibilidade da formação de uma superfície distribuída em 3 camadas (Figura 60). O que vai evidenciar as características dessas camadas é a intensidade da carga aplicada, temperatura e quantidade de passes de deformação.

Figura 60 - Amostra após o 3º passe de roleteamento À 310° C com regiões distintas.



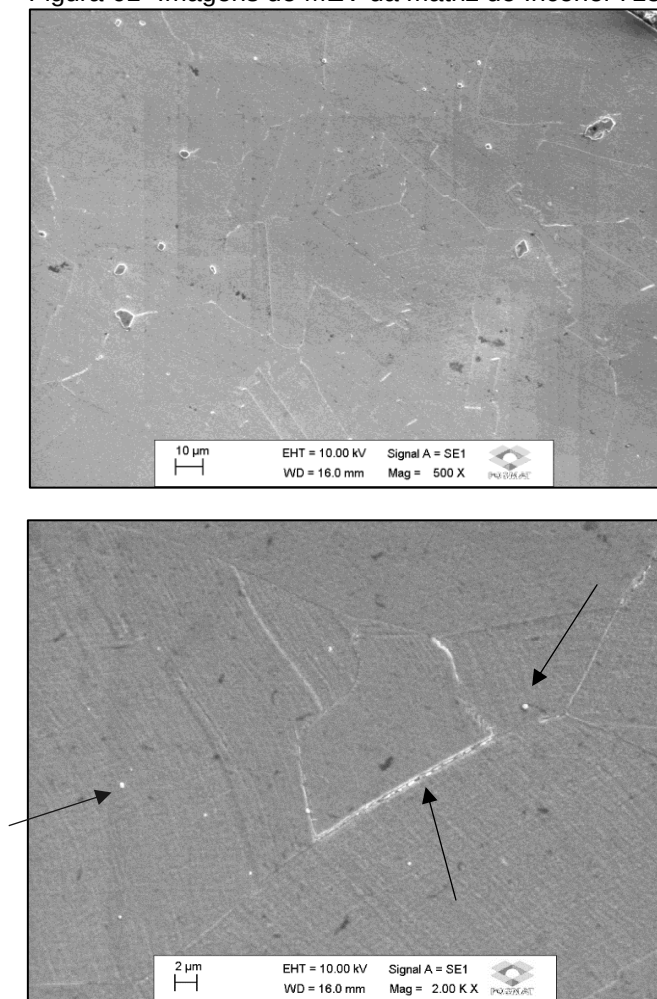
Conforme foi observado nas imagens, o material apresentou maior deformação à medida que aumentava o número de passes. No passe número 4, não foi observado um possível aumento nessa deformação, fato que pode ser atribuído ao limite de deformação do próprio material para a carga de 850 N com o aquecimento aplicado.

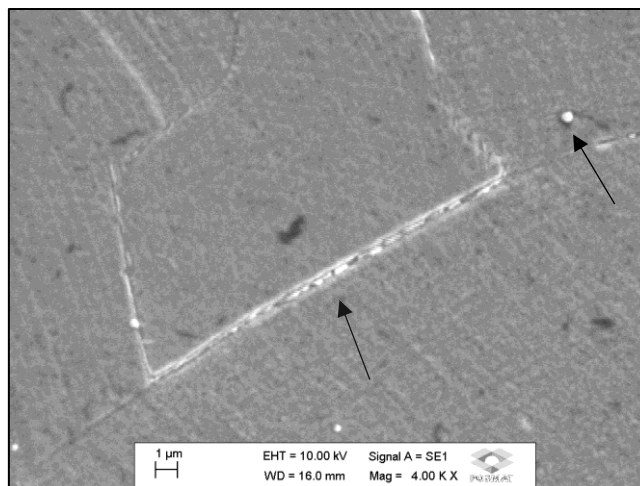
Ao analisar as imagens de microscopia ótica nos corpos de prova submetidos apenas ao processo de usinagem e em ambos os processos de roleteamento, nota-se uma camada de deformação plástica e um alongamento dos grãos no sentido da deformação, que caracteriza uma superfície modificada pela influência de um processo termomecânico, como exemplificado por Shulze et al. (2016).

5.3 Análise e caracterização do Inconel 718 via MEV/EDS.

As análises das amostras do Inconel 718, via microscopia eletrônica de varredura (MEV), permitiram identificar alguns precipitados típicos dessa liga. Como pode ser constatado nas imagens (Figura 61 e 62), nota-se a ocorrência de precipitados no contorno e no centro dos grãos. Com as imagens obtidas foi possível perceber diferentes morfologias de precipitados.

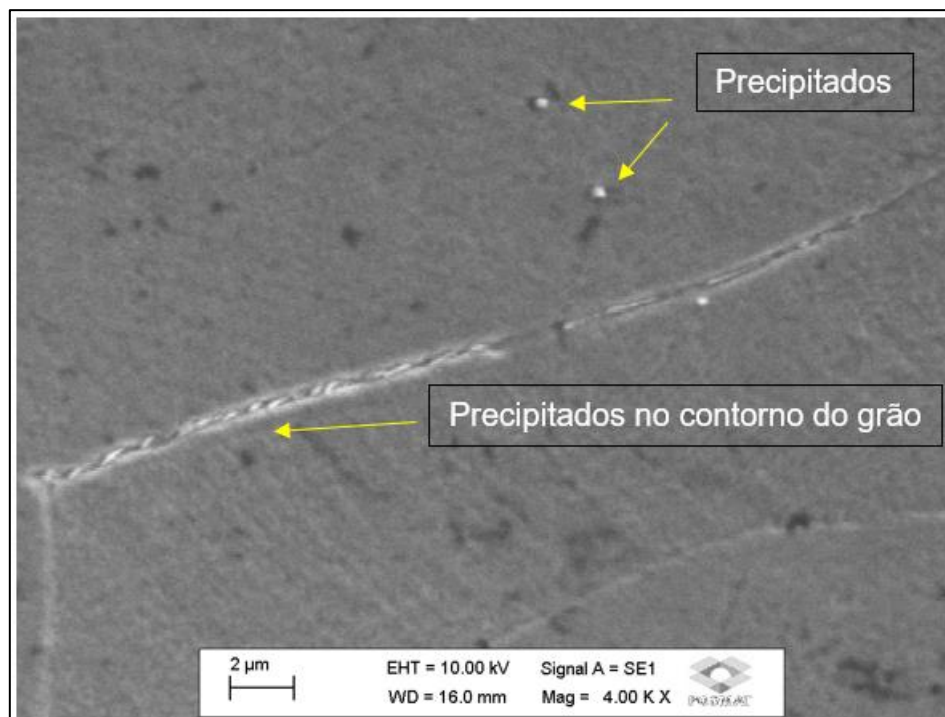
Figura 61- Imagens de MEV da matriz do Inconel 718.





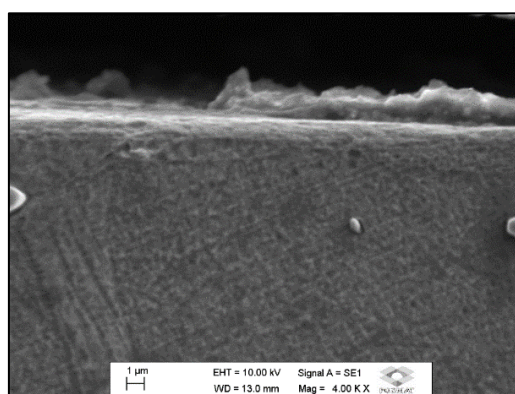
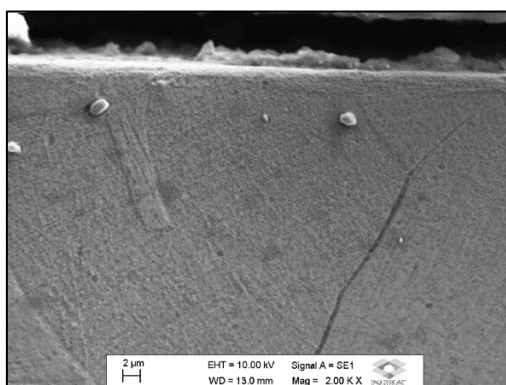
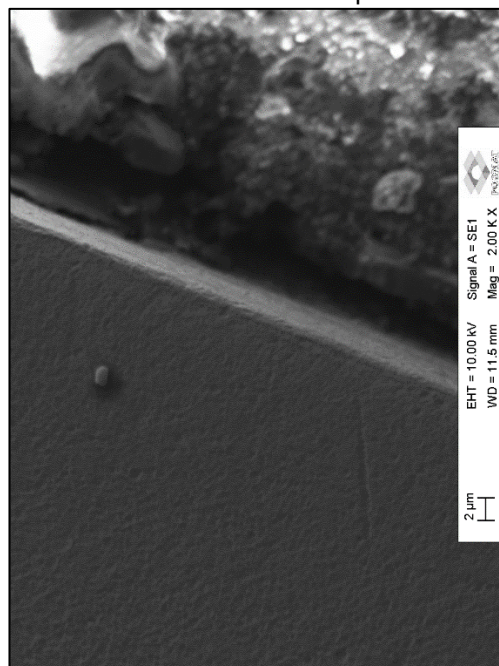
A princípio foi possível identificar os precipitados aprisionados dentro do grão e nas regiões intergranulares (figura 62), em formatos circular, ovais e em tiras. Os mesmos foram também visualizados na microestrutura das amostras submetidas aos ciclos de roleteamento.

Figura 62 - MEV dos precipitados na matriz do Inconel 718.



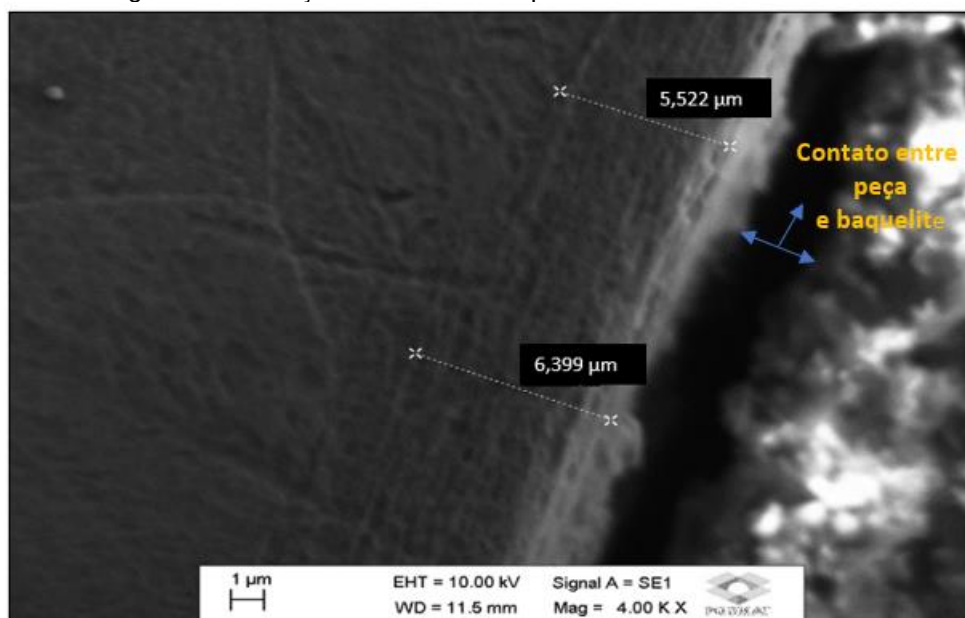
Inicialmente analisou-se a superfície da amostra usinada sem o efeito do roleteamento (Figura 63).

Figura 63 - MEV do Inconel 718 após torneamento.



Foram também obtidas, com auxílio do MEV, algumas medidas na subsuperfície da amostra usinada para caracterização da espessura de uma provável camada branca (*white layer*).

Figura 64 - Medições na camada superficial da amostra torneada.

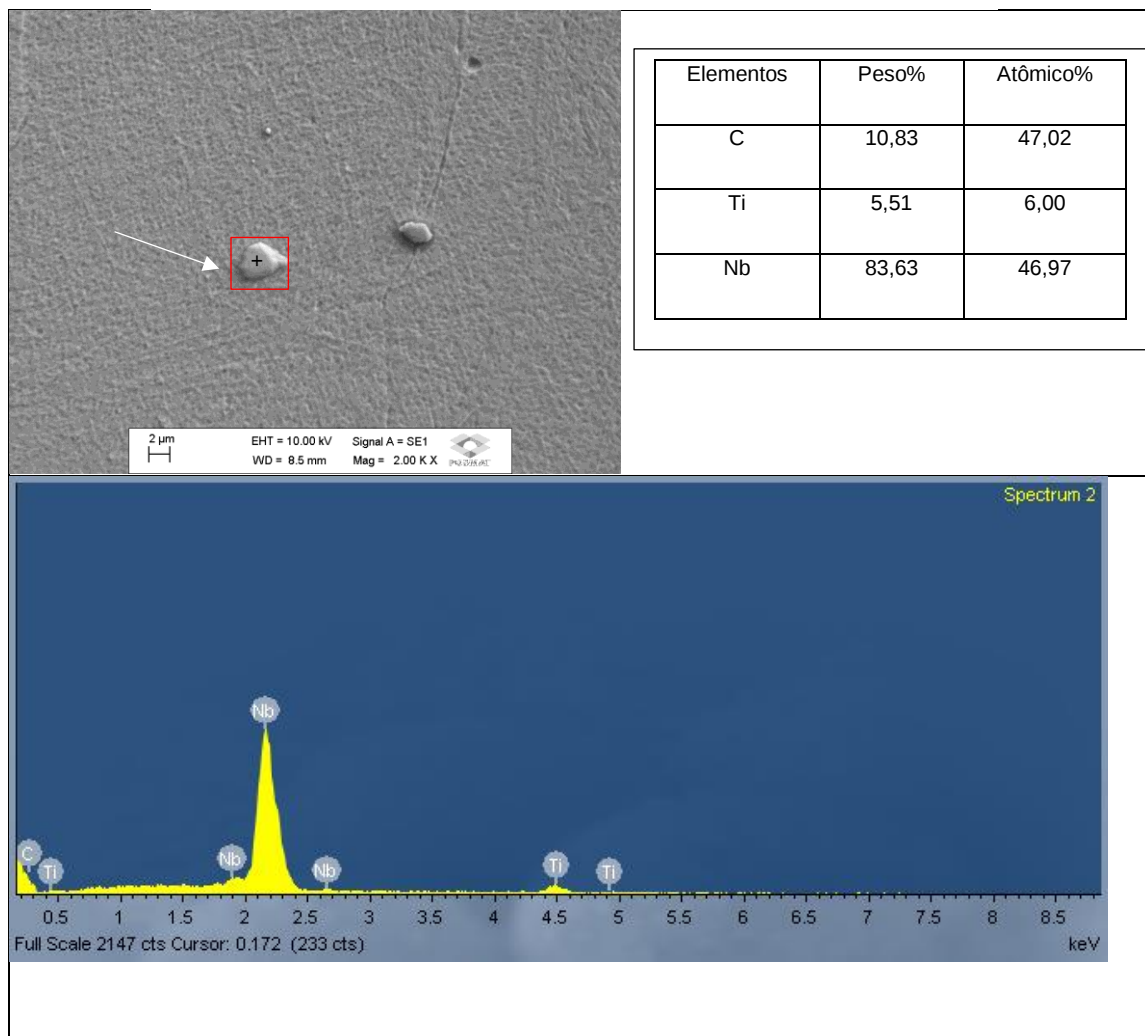


5.3.1 Caracterização dos precipitados

Ao concentrar as análises nos precipitados encontrados, foi possível confirmar com o auxílio do EDS que estes são compostos por C, Nb e Ti. Ao realizar uma análise nos precipitados da amostra C03, foi possível verificar a porcentagem em peso e atômico dos principais elementos que enriquecem estes precipitados.

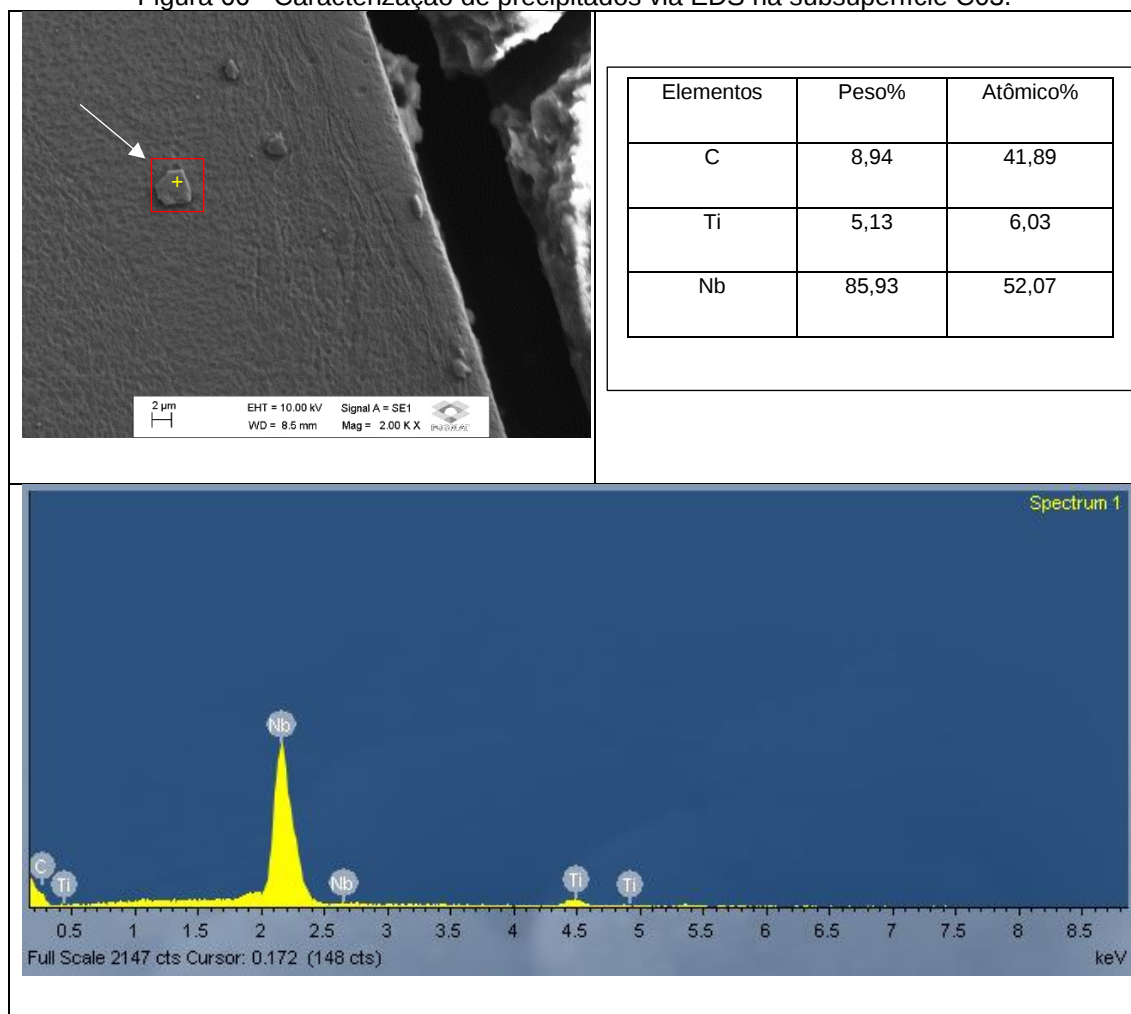
A Figura 65 ilustra um precipitado típico (NbC) encontrado nas amostras de Inconel 718 e sua composição química determinada por EDS.

Figura 65 - Caracterização de precipitados via EDS na amostra C03.



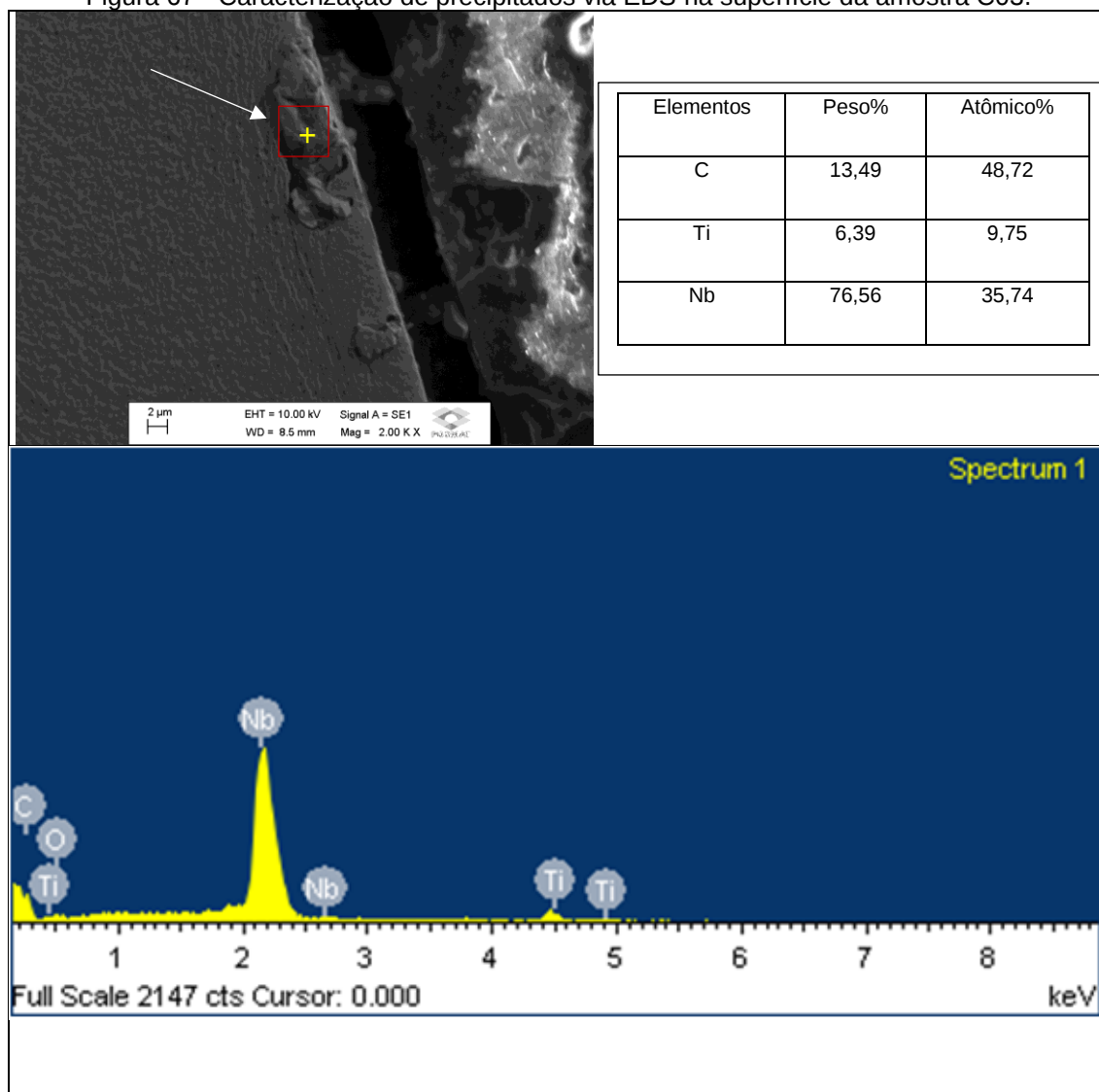
Quando aplicado o EDS em um precipitado na subsuperfície da amostra C03 (Figura 66), indicava-se um alto teor de Nb e aparentemente não apresenta indícios de trinca ou deformação.

Figura 66 - Caracterização de precipitados via EDS na subsuperfície C03.



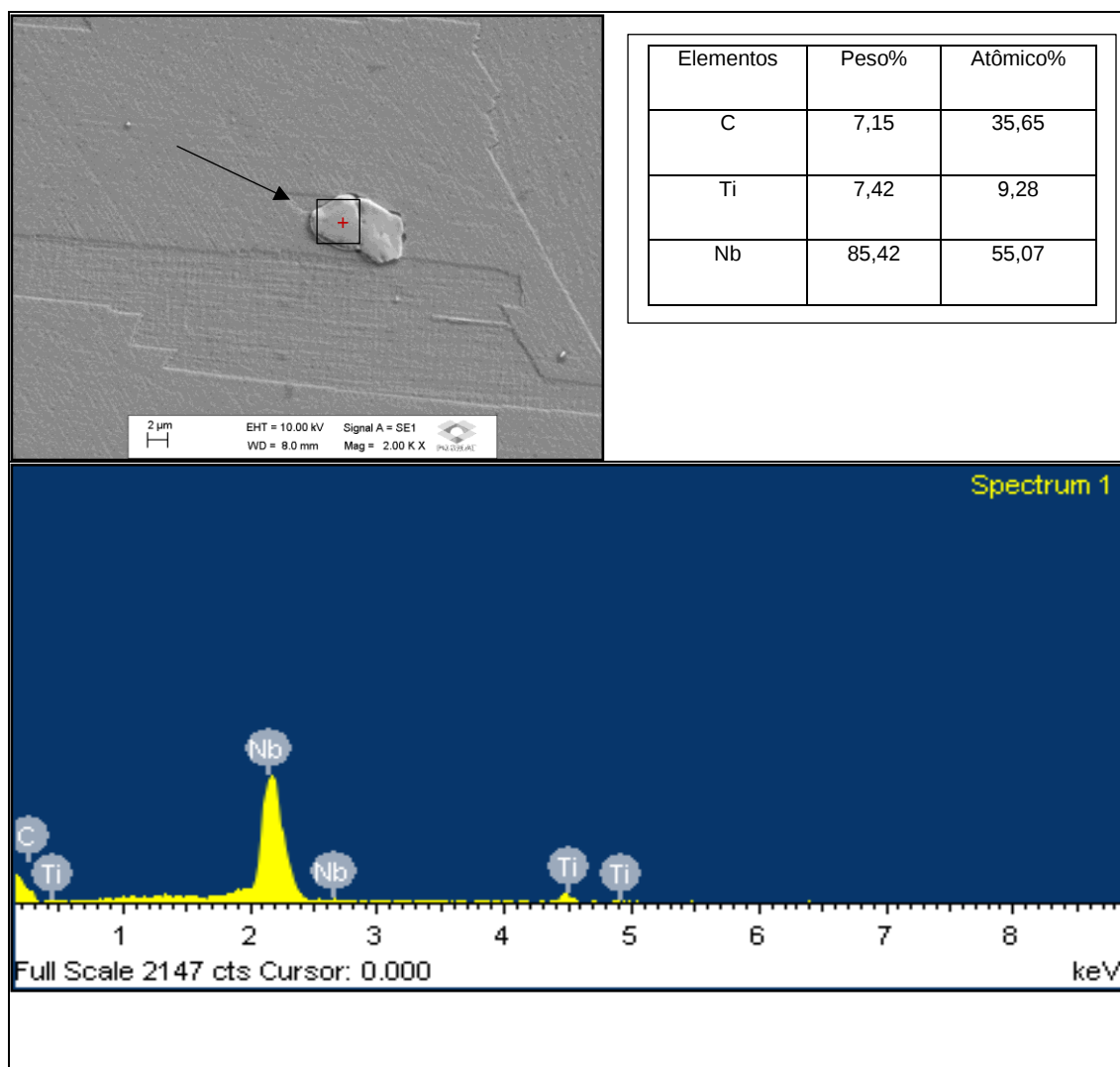
Ao verificar a composição de um precipitado localizado exatamente na superfície (Figura 67) foi possível notar ocorrências de trincas, também com o alto teor de Nb. Se compararmos com a composição de carboneto na amostra com alto teor de nióbio, a região analisada apresenta um empobrecimento de nióbio e titânio e um enriquecimento da quantidade de carbono.

Figura 67 - Caracterização de precipitados via EDS na superfície da amostra C03.



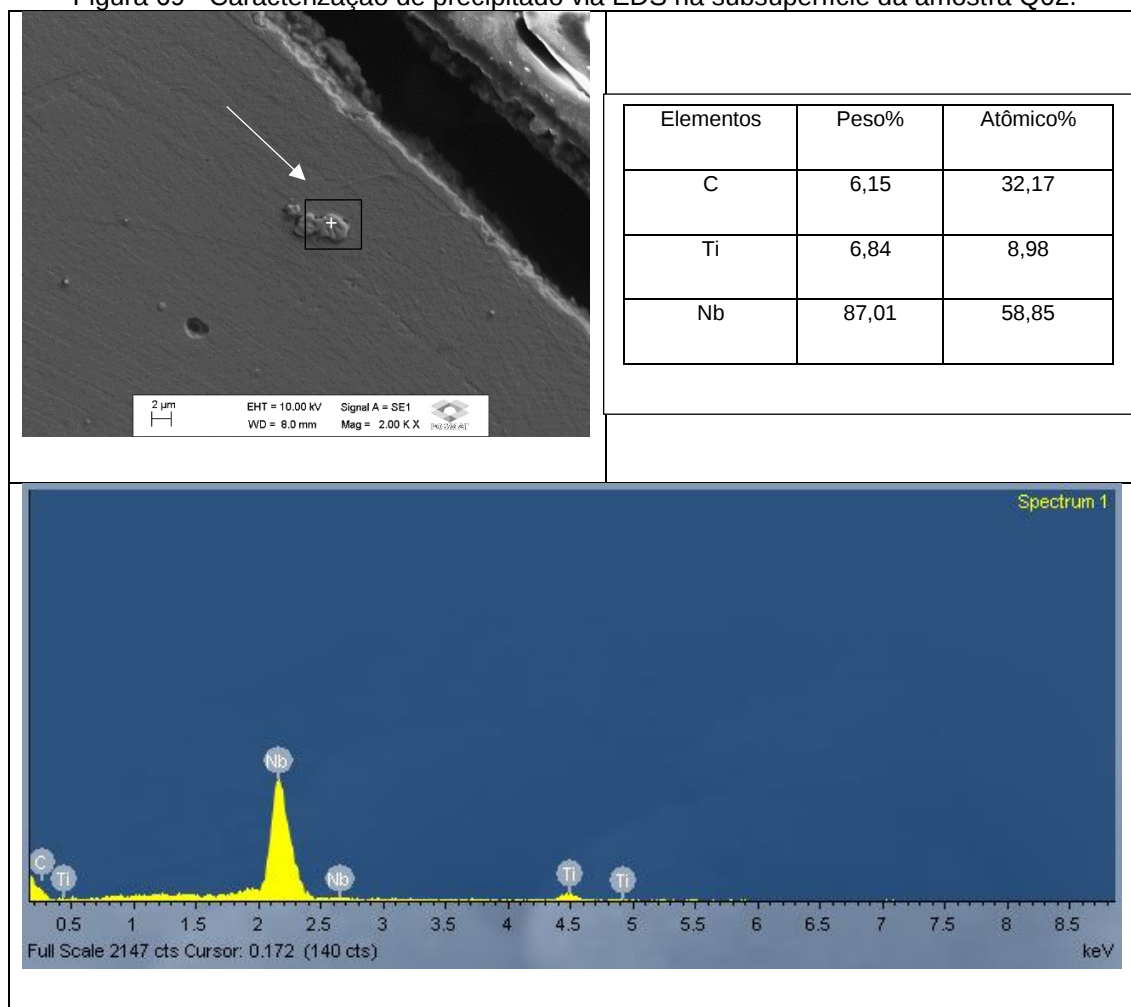
Na amostra Q02 (Figura 68) temos mais um exemplo de precipitado encontrado na microestrutura, com um alto teor de Nb e com Ti e C em quantidades menores.

Figura 68 - Caracterização de precipitados via EDS na amostra Q02.



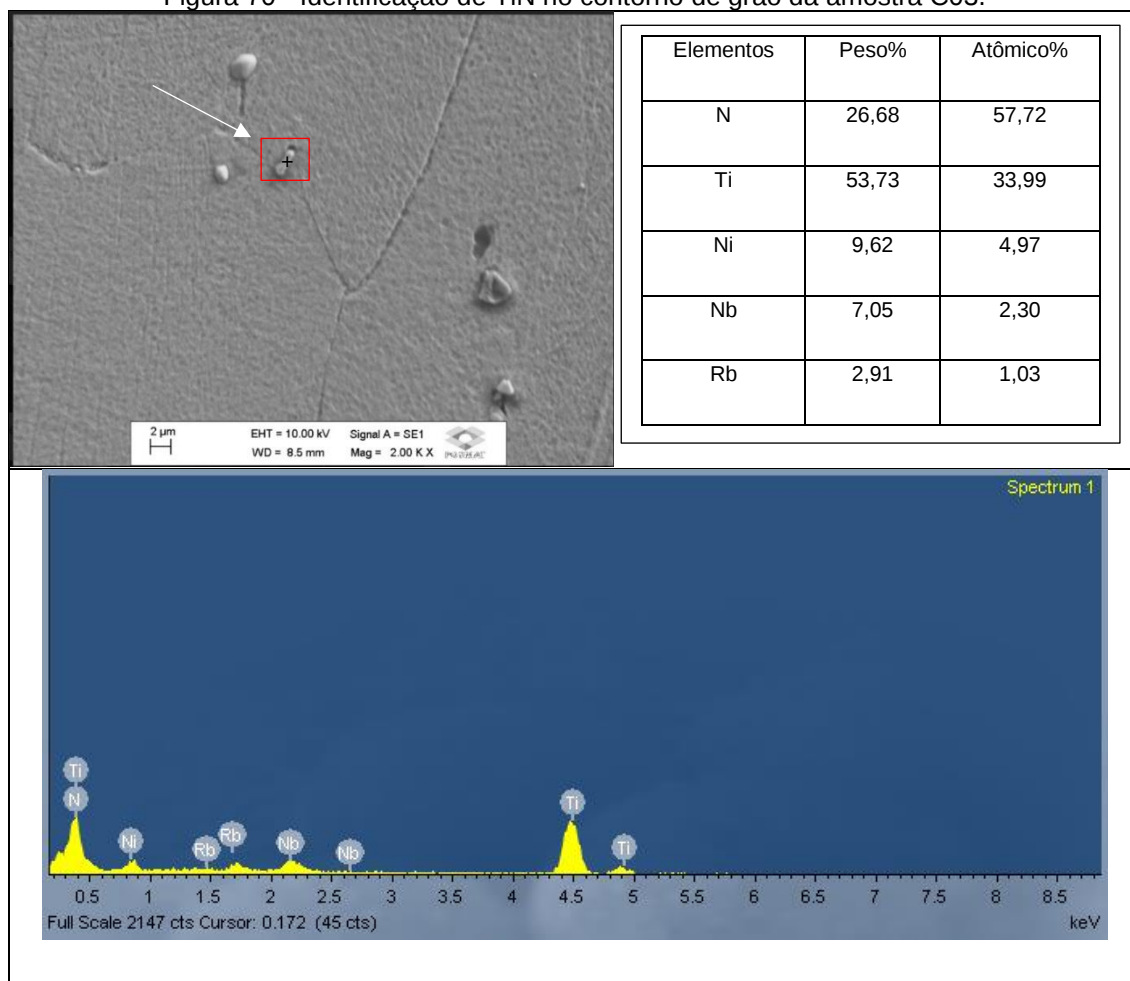
Ao analisar a região de um precipitado na subsuperfície da amostra Q02, apesar do alto teor de Nb, observa-se o empobrecimento de C e Ti (Figura 69).

Figura 69 - Caracterização de precipitado via EDS na subsuperfície da amostra Q02.



Ao encontrarmos um formato mais alongado em uma região intergranular, ainda na amostra C03 (Figura 70), foi possível identificar outros elementos. Este precipitado continha alto teor de titânio e nitrogênio. Pela composição significativa de N e Ti é possível que seja um nitreto do tipo TiN.

Figura 70 - Identificação de TiN no contorno de grão da amostra C03.



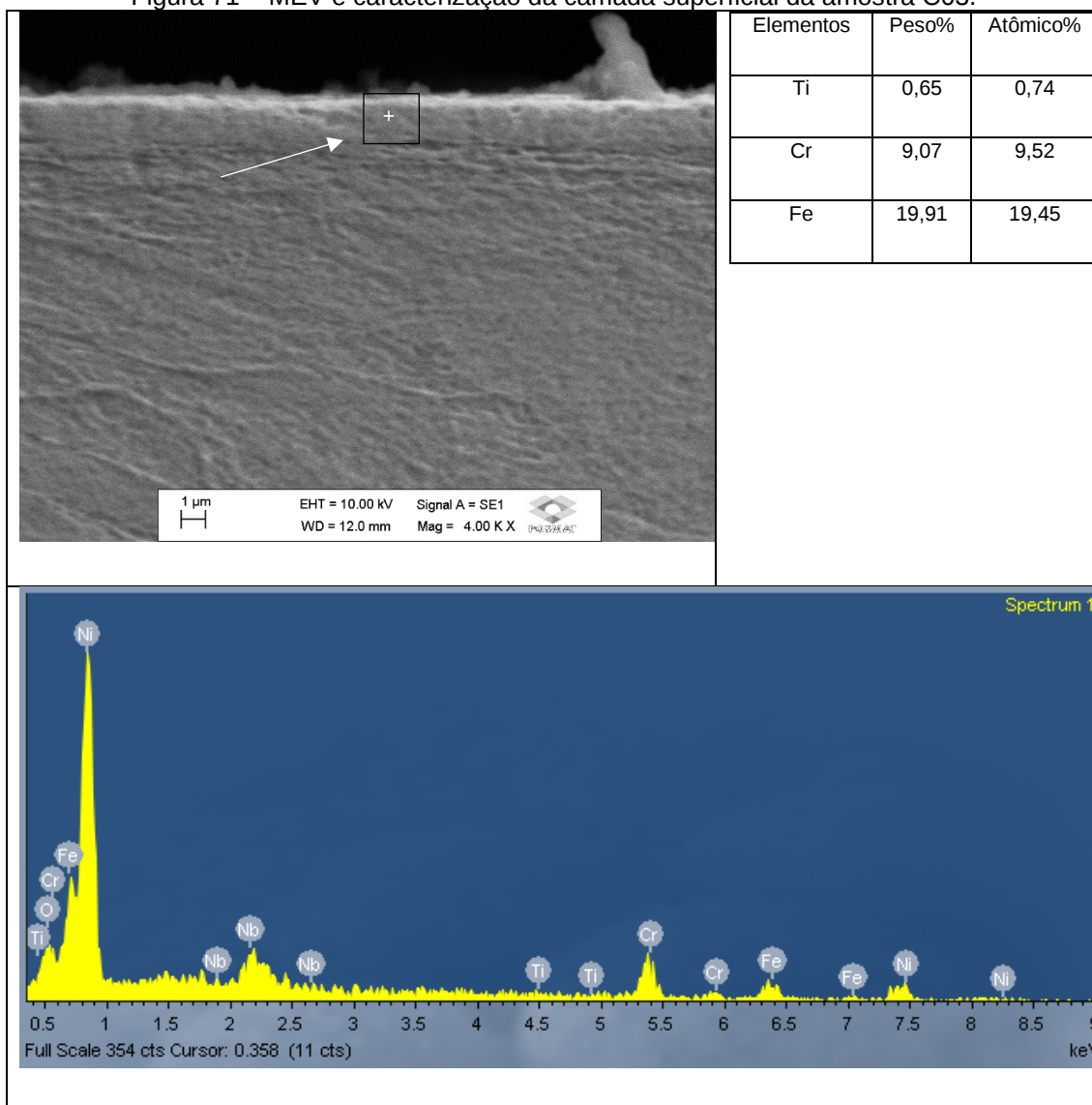
Desta forma com as imagens e as composições químicas pode-se confirmar a presença, de precipitados do tipo MC, previsto por Anderson et al. (2017) e por Thomas et al. (2006). No caso, pelos elementos químicos detectados no EDS e a morfologia globular sugere-se que sejam carbonetos de nióbio (NbC) e nitreto de titânio (TiN) conforme mostrado na análise EDS.

Foi possível identificar tais precipitados em todas as amostras em análise. Tanto na amostra torneada quanto nas amostras submetidas ao roleteamento convencional e a 310° C. Assim, foi possível verificar que na subsuperfície das amostras a morfologia e a composição dos precipitados existentes podem apresentar variações em relação ao material de origem.

Pelo fato do Inconel 718 conter em sua estrutura carboneto de nióbio, durante a usinagem pode ocorrer a quebra do carboneto ou seu aprisionamento na superfície (*carbide cracking*). Esse fenômeno aumenta a tensão de cisalhamento durante o corte, e a ocorrência de fissuras localizadas faz com que a resistência a fadiga do material diminua consideravelmente. (ULUTAN e OZEL, 2011)

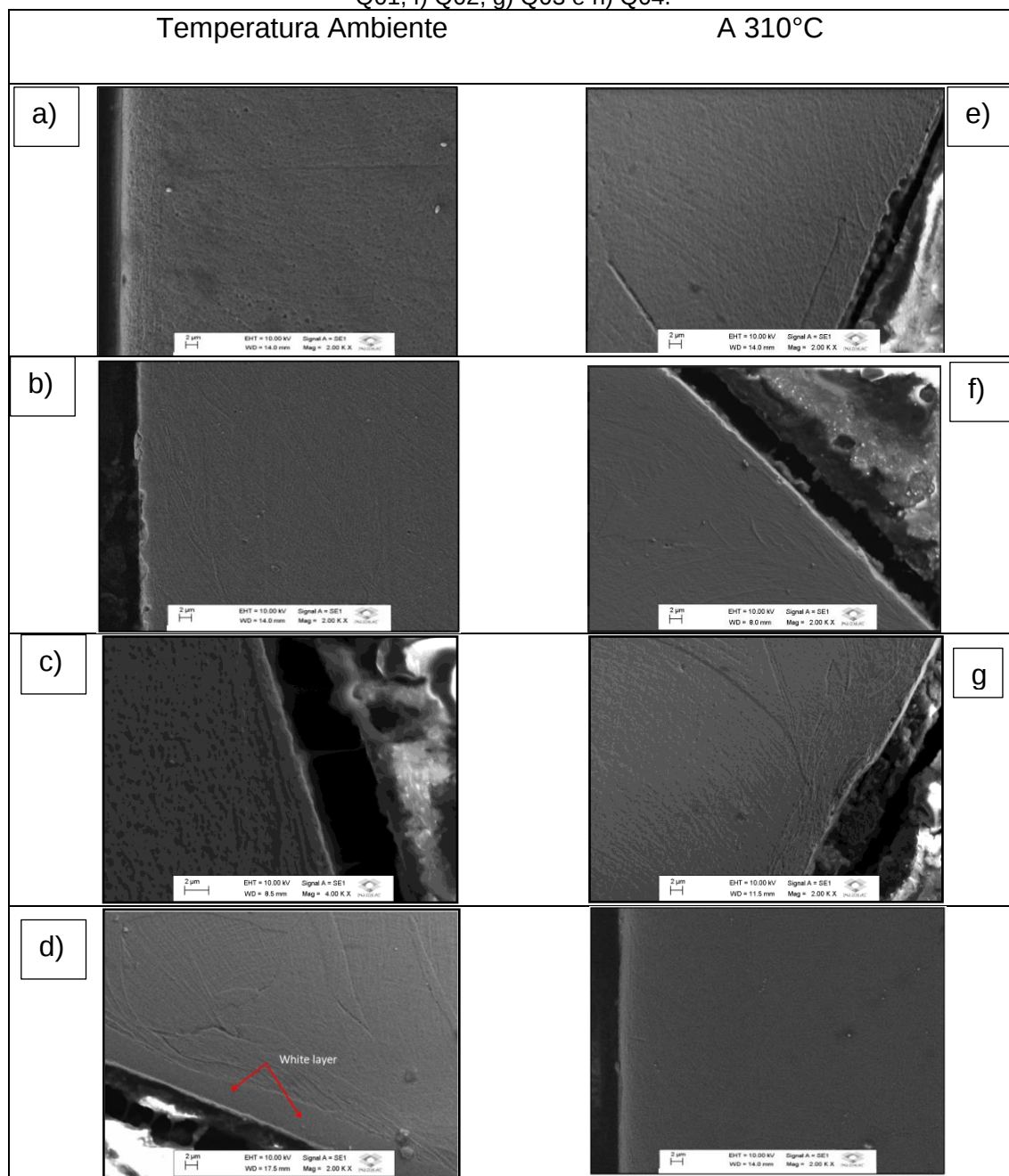
Além das análises pontuais dos precipitados foi também constatado na superfície e subsuperfície das amostras uma camada (Figura 71) a qual pode de ser atribuída ao número de passes. Uma região em análise correspondente ao indício da formação de uma camada que, se compararmos aos valores fornecidos do material de origem, é verificado o empobrecimento dos elementos de Ti e, principalmente, de Cr.

Figura 71 – MEV e caracterização da camada superficial da amostra C03.



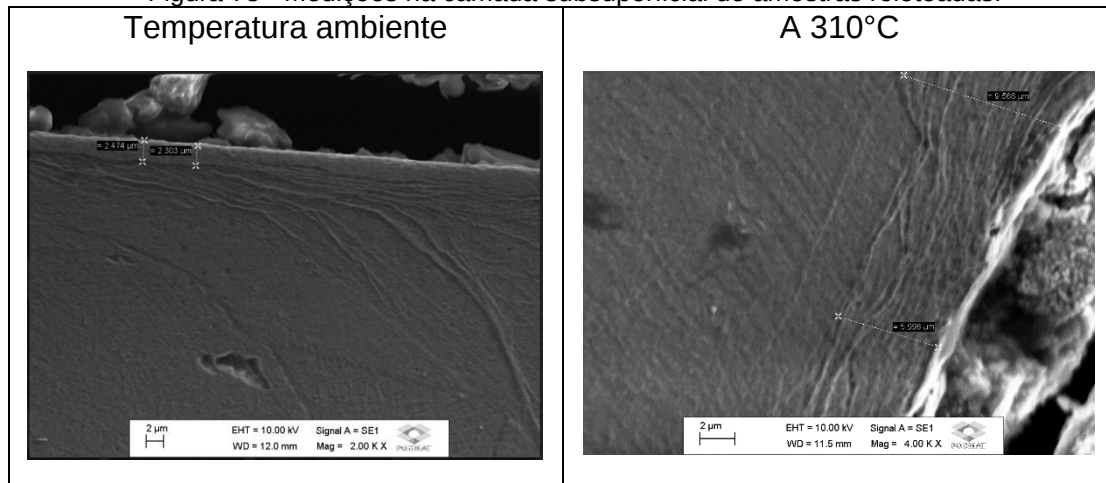
Ao iniciar uma análise mais localizada na subsuperfície através do MEV, foi possível verificar algumas características para cada passe de roleteamento em algumas amostras (Figura 72). Assim, no roleteamento a temperatura ambiente, nota-se uma formação mais evidente de uma camada superficial, enquanto no roleteamento a 310°C não foi identificado uma camada externa delimitada.

Figura 72 - MEV da camada subsuperficial das amostras: a) C01, b) C02, c) C03, d) C04, e) Q01, f) Q02, g) Q03 e h) Q04.



As camadas subsuperficiais observadas (contada a partir da borda da amostra) podem variar em torno de 10 µm de largura e podem ser indiferentes ao ataque químico realizado (Figura 73).

Figura 73 - Medições na camada subsuperficial de amostras roleteadas.



Foi possível observar nas imagens (Figura 72 e 73) algumas particularidades nas duas condições de roleteamento, ainda que necessite de mais análises. No roleteamento a temperatura ambiente existe uma tendência a formação de uma camada mais definida e nas amostras roleteadas a 310°C, apesar de também ter uma camada externa, não tende a apresentar uma delimitação exata para essa camada.

6 CONCLUSÕES

Com o auxílio da microscopia ótica e eletrônica (MEV) confirmou-se a existência de uma matriz austenítica no Inconel 718. Constatou-se grãos contendo precipitados, além da presença de maclas. Dessa forma, confirmou-se que o processo de roleteamento é capaz de provocar modificações nessa matriz.

Em ambas condições de roleteamento, além do aumento na microdureza da subsuperfície (0,019 mm da superfície), é possível apresentar um perfil gráfico similar de microdureza obtido a 0,030 mm da superfície.

Nos gráficos de microdureza das figuras 35 à 39, foi possível observar a influência do número passes e da aplicação da carga de 850N na microdureza do material. Os valores de microdureza da camada subsuperficial são alterados já a partir do 1º passe de roleteamento e, conforme aumenta-se o número de passes, ocorre um aumento gradual da microdureza até o 3º passe. No 4º passe não constatou-se um aumento de microdureza, mas também não houve redução abaixo do valor característico do material.

No roleteamento a 310° C a capacidade de endurecimento do material sinaliza ser maior, pois foi possível ainda aumentar a dureza da subsuperfície até o 3 passe de roleteamento, um ponto que pode ser atribuído à temperatura utilizada no ensaio e à deformação do material em cada passe. A elevação da microdureza no processo a quente é atribuído à um possível decréscimo na tensão limite de escoamento do material, que o torna mais susceptível ao encruamento. O aquecimento pode ter contribuído com um alívio de tensões e permitido uma maior mobilidade dos grãos.

A camada subsuperficial do material, após o roleteamento, tende a apresentar características microestruturais de grãos diferentes para cada passe aplicado. No processo à temperatura ambiente houve uma evidencia maior do surgimento de uma camada semelhante a *white layer*.

Os passes de roleteamento podem ter contribuído para o refinamento de grão, aumento da resistência e da tenacidade, estabelencendo-se barreiras ao deslizamento de discordâncias, e a distribuição de tensão mais uniforme.

O aumento de microdureza pode ser atribuído ao fato de a matriz austenítica poder sofrer transformação martensítica induzida por deformação e, também, devido ao aumento da densidade de discordâncias em decorrência da deformação plástica.

Na microdureza radial foi observado nas amostras que existe uma influência do ensaio de roleteamento em até aproximadamente 0,390 mm de distância radial à superfície. Como o Inconel 718 é constituído por fases e precipitados endurecedores é possível que ocorra um aumento na densidade dessas estruturas, ocorrência de tensões residuais, juntamente com a movimentação das discordâncias. Características que podem funcionar como um forte bloqueio em relação a deformação do material.

Com o auxílio do EDS foi confirmado a presença de precipitados como NbC (com teores de nióbio entre 76 e 85 %) e TiN (com teor de titânio de 53,73%). Foi identificado um precipitado na subsuperfície de uma amostra roleteada a 310° C com o teor de Nb e Ti em pequena quantidade e com alto teor de C.

Os carbonetos podem estar localizados na subsuperfície e superfície e não apresentar evidências de trincas após o processo de roleteamento, como também dependendo da localização apresentar algumas vezes o empobrecimento de algum elemento químico em determinado precipitado.

Considerando que as análises dos resultados de microdureza e de microestrutura do Inconel 718 roleteado indicam que suas propriedades podem ser melhoradas pelo encruamento dos grãos subsuperficiais, conclui-se que há espaço para se sugerir que este processo de fabricação, ainda em caráter acadêmico, possa se inserir no uso industrial. Essa sugestão se deve ao fato de o roleteamento ser um processo relativamente simples e de baixo custo.

A constatação de que a superfície do Inconel 718 alcança uma deformação máxima no terceiro passe de roleteamento, induz a concluir que há

um limite de deformação dos picos das rugosidades geradas na usinagem (torneamento, no caso) que mesmo em passes subsequentes não se espera melhoria nas propriedades do material e da peça.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

ANDERSON, M.; THIELIN, L.; BRIDIER, F.; BOCHER, P.; SAVOIE, J. **δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties**. Materials Science & Engineering A, 679, p. 48–55, 2017.

ASTM. **E92-17 Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials**. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.1997.

ASTM. **E384-17 Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. ASTM International, 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959. United States.

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.

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, p.137–152, 2016.

BARRIO, G.H.; OCHOA C. A.; LAMIKIZ A.; LACALLE N.L. **Manufacturing Processes of Integral Blade Rotors for Turbomachinery, Processes and New Approaches**. Review. Applied Sciences.MDPI.2020.

CALLISTER,D.W.; RETWISH,G.D.; **Ciência e Engenharia dos Materiais: Uma introdução**.9º Edição. Rio de Janeiro.2018.

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

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.

DEDAVID, A. B.; GOMES, I. C.; MACHADO G. **Microscopia Eletrônica de Varredura: Aplicação e Preparação de amostras: materiais poliméricos, metálicos e semicondutores**. Porto Alegre : EDIPUCRS, 2007.

DUPONT, N. J.; LIPPOLD, C.J.; KISER, D.S.; **Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys**.2009

EZUGIWU,O.E. **High Speed Machining of Aero-Engine Alloys**. J. of the Braz. Soc. of Mech. Sci. & Eng. ABCM. Vol. XXVI, No. 1.200432

FIELD, M.; KHALES , J.; **Review of surface integrity of machined components** . Annals of the Cirp,Volume 2.1971

GILL A.; TELANG A.; MANNAVA S.R.; QIAN D.; PYOUN Y.; SOYAMA H.; VIJAY, K.; VASUDEVAN, V.K. **Comparison of mechanisms of advanced mechanical surface treatments in nickel-based superalloy**. Materials Science & Engineering A,576,p.346-355.2013

GODOY, L. E. **Influência do roleteamento a quente auxiliado por radiação infravermelha na qualidade superficial uma liga aeronáutica Inconel 718**. Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia , Universidade Estadual Paulista -UNESP -Campus de Bauru. 2017

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.

HASSAN, B.; CORNEY, J.; **Grain boundary precipitation in Inconel 718 and ATI 718 Plus**. Department of design, manufacture and engineering management,

University of strathclyde, Glasgow. Advanced forming research centre. Materials science and technology, 2017.

JEELANI, S.; COLLINS, M.; **Effect of electric discharge machining on the fatigue life of Inconel 718.** *Int J Fatigue*. 1988;10(2):121-125

KANETASA, P.; CALVOB, J.; CABRERAB, J.; GUERRERO, M. **High-temperature deformation of delta-processed Inconel 718.** *Journal of materials processing.Tech* 255(2018)204-211.

KIM, D. E.; SHANG, S.; Liu, Z. **Effects of alloying elements on thermal expansions of γ -Ni e γ 'Ni₃-Al by first principle calculations.** *Acta Materialia* 601846-1856 .2012

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.

KUMAR S.; RAO G. S.; CHATTOPADHYAY K.; MAHOBIA G.S.; SANTHI, S.; VAKIL, S. **Effect of surface nanostructure on tensile behavior of superalloy IN718.** *Materials and Design*, 62, p.76-82.2014

LAVAKUMAR, A.; MURTHY, V.S.; SATYANARAYANA, D.V.V.; ESWARA N. **Hardening behaviour of a Nickel based superalloy SUPERCASE 247^a.** *International Journal of Scientific & Engineering Research*. 2013.

LEE, K.; SHEU, H.; HSU, H. **The effects of graphene content on the mechanical properties and thermal conductivity of Inconel 718 superalloy brazed using BNi-2/graphene composite filler metal.** *Results in Physics* 16(2020).

LIAO, Z.; AXINTE, D; MIESZALA, M.; SAOUBI, R.; MICHLER J.; MICHLER, J.; HARDY M. **On the influence of gamma prime upon machining of advanced nickel based superalloy.** Elsevier. *CIRP Annals - Manufacturing Technology*.2018

MIYAKUS K.; UEMATSU, Y.; HOSHINO K. **Effect of Alloying Elements on Strain Hardening Exponent of Ferritic Stainless Steel.** Research article. Transactions ISIJ.1986

MONTEIRO S. N.; MARGEM, M. F.; CANDIDO S. V; Silva B. A. **High temperature plastic instability and dynamic strain aging in the tensile behavior of AISI 316 Stainless Steel .** Materials Research. 2017; 20(Suppl. 2): 506-51

NIDE. Nickel Development Institute. **Machining Nickel Alloys.** A Nickel Development Institute. Reference Book, Series nº 11008.

PYCZAC, F.; DEVRIENT, B.; NEUNER, F.C.; MUDHRAB, H. **The influence of different alloying elements on the development of γ/γ' microstructure of nickel base superalloys during high-temperature annealing and deformation.** Acta Materialia 53(2005) 3879-3891.

PRIYANKA, S.; Dayanand, A. **Performance Improvement of roller burnishing Process -A Review.** International Advanced Research Journal in Science, Engineering and Technology. Vol. 4, Janeiro 2017.

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

LEE, K.; SHEU, H.; HSU, H. **The effects of graphene content on the mechanical properties and thermal conductivity of Inconel 718 superalloy brazed using BNi-2/graphene composite filler metal.** Results in Physics 16(2020) 102828

REN, S.; MAZIERE, M.; FOREST, S.; MORGENEYER, F. T.; ROUSSELIER G. **A constitutive model accounting for strain ageing effects on work-hardening. Application to a C-Mn steel.** Elsevier. Mecanique 345.908-821.2017

RODRIGUEZ, L. N.; LOPES, A.; CELAYA, A.; LAMIKIZ, J. **Surface Improvement of shafts by the deep ball-burnish technique.** Surface & Coatings Technology 206(2012) 2817- 2824.

RODRIGUES R.A.; JASINEVISIUS, R.G. **Machining scale: workpiece grain size and surface integrity in micro end milling.** Science Direct .Microfabrication and Precision Engineering. Mechanical Engineering Series.Pages,27-68.2017

ROY, S.; KUMAR,R.; PANDA, A.; KUMAR, R. **A brief review on machining of Inconel 718.** Materials Today: Proceedings 5 (2018) 18664–18673.

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, p.463 – 468, 2017.

SCHULZE V.; BLEICHER F.; GROCHE P.; GUO Y.B.; PYUN Y.S. **Surface modification by machine hammer peening and burnishing.** CIRP Annals - Manufacturing Technology, 65 p.809 – 832, 2016.

SEQUERA, A.; FU, C.H.; GUO, Y. B; WEI X. T. **Surface Integrity of Inconel 718 by Ball Burnishing.** Journal of Materials Engineering and Performance · Janeiro de 2014.

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, A; MEI, P. **Aços e ligas especiais.** 2º Edição revista e ampliada. Villares Metals. Editora Edgard Blucher. 2006

SMALLMAN R.E.; NGAN A.H.W. **Modern Physical Metallurgy (eighth Edition)**-Chapter 5 -Characterization and analysis. 2014. Pág.159-250.

SUNDARARAJAN, G. M.; **Roy Hardness Testing.** Encyclopedia of materials. Science and Technology, 2001.

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, p.25-34, 2016.

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.

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

VERMA, A.; MAHATO, D. **ROLLER BURNISHING-A Literature Review of Developments and Trends in Approach to Industrial Application**. Asian Journal of Engineering and Technology. 2013

ZHANG, H.; LI, C.; GUO, Q.; MA, Z.; HUANG, Y.; LI, H.; LIU, Y. **Hot tensile behavior of cold-rolled Inconel 718 alloy at 650 °C: The role of δ phase**. Materials Science & Engineering A, 722, p.136–146. 2018.

ZHANG, H.; LI, C.; GUO, Q.; MA, Z.; HUANG, Y.; LI, H.; LIU, Y. **Hot tensile behavior of cold-rolled Inconel 718 alloy at 650 °C: The role of δ phase**. Materials Science & Engineering A, 722, p.136–146. 2018.