

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE PONTA GROSSA
SETOR DE ENGENHARIA, CIÊNCIAS AGRÁRIAS E TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA E CIÊNCIA DE MATERIAIS

HENRIQUE AJUZ HOLZMANN

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM POSTERIOR
NITRETAÇÃO POR PLASMA**

PONTA GROSSA

2022

HENRIQUE AJUZ HOLZMANN

**AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM POSTERIOR
NITRETAÇÃO POR PLASMA**

Tese apresentada como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia e Ciência dos Materiais, área de concentração de Desenvolvimento e Caracterização de Materiais, pela Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo.

Co-orientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz

PONTA GROSSA

2022

H762 Holzmann, Henrique Ajuz
Avaliação da resistência à cavitação de revestimentos depositados pelo processo de soldagem MIG com posterior nitretação por plasma / Henrique Ajuz Holzmann. Ponta Grossa, 2022.
129 f.

Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência de Materiais - Área de Concentração: Desenvolvimento e Caracterização de Materiais), Universidade Estadual de Ponta Grossa.

Orientador: Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo.

Coorientador: Prof. Dr. Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz.

1. Cavitação. 2. Erosão. 3. Nitretação. 4. Revestimentos. 5. Aços inoxidáveis. I. Hupalo, Marcio Ferreira. II. Pukasiewicz, Anderson Geraldo Marena. III. Universidade Estadual de Ponta Grossa. Desenvolvimento e Caracterização de Materiais. IV.T.

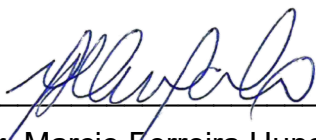
CDD: 620.11

HENRIQUE AJUZ HOLZMANN

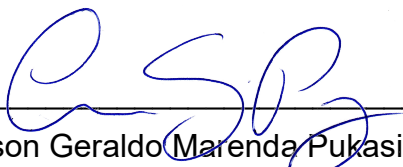
AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO DE REVESTIMENTOS
DEPOSITADOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM MIG COM POSTERIOR
NITRETAÇÃO POR PLASMA

Tese apresentada para obtenção de título de Doutor em Engenharia e Ciência
de Materiais na Universidade Estadual de Ponta Grossa, área de concentração:
Desenvolvimento e Caracterização dos Materiais.

Ponta Grossa, 12 de agosto de 2022.



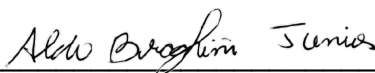
Prof. Dr. Marcio Ferreira Hupalo (Orientador)
Universidade Estadual de Ponta Grossa - UEPG



Prof. Dr. Anderson Geraldo Marenha Pukasiewicz (Co-orientador)
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR



Profa. Dra. Ana Sofia Clímaco Monteiro de Oliveira
Universidade Federal do Paraná - UFPR



Prof. Dr. Aldo Braghini Junior
Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR



Prof. Dr. Gelson Biscaia de Souza
Universidade Estadual de Ponta Grossa – UEPG



Prof. Dr. Osvaldo Mitsuyuki Cintho
Universidade Estadual de Ponta Grossa – UEPG

AGRADECIMENTOS

Agradeço a todos que me ajudaram no desenvolvimento deste trabalho, seja através de participação direta ou indireta, me apoiando nos momentos de dificuldade e em momentos de alegria. Faço uma ressalva especial aos meus pais, que me dão e me deram as condições necessárias para ser o que sou hoje, me dando sempre as melhores oportunidades e os melhores conselhos.

Agradeço aos demais familiares, por estarem ao meu lado mesmo nos dias difíceis. À Deus, por permitir ultrapassar todos os obstáculos encontrados ao longo da vida e da realização deste trabalho.

Agradeço em especial aos professores Marcio Ferreira Hupalo e Anderson Geraldo Marena Pukasiewicz, pela orientação, ajuda e amizade neste processo.

A UTFPR Campus Guarapuava por propiciar e me dar condições a realização da pesquisa, a UTFPR Campus Ponta Grossa por disponibilizar a utilização dos Laboratórios de Caracterização de Materiais, ao Complexo de Laboratórios Multiusuário (C-LABMU) da UEPG pela realização de análises específicas e ao Laboratório de Implantação Iônica e Plasma (LIIP) do departamento de Física da UEPG, na pessoa do professor Gelson Biscaia de Souza.

Ainda aos demais professores, colegas e colaboradores por passarem o conhecimento e pela amizade criada.

RESUMO

A erosão por cavitação, é um fenômeno presente em componentes hidráulicos, onde ocorre a variação de pressão no interior do fluido, gerando mecanismos de desgaste cíclicos e promovendo a falha por fadiga da superfície exposta. Este desgaste está presente em pás de rotores hidráulicos, em especial, de turbinas de geração de energia, sendo responsáveis por elevados custos de manutenção e perdas de geração devido a paradas para reparo. Como material de recuperação das áreas cavitadas, destacam-se as ligas inoxidáveis austeníticas, em especial ligadas ao Cobalto, no entanto estas ligas apresentam elevados custos. Desta forma estudar superligas resistentes ao desgaste, bem como processos de melhoria da superfície, se apresentam como saídas aos elevados custos. Este trabalho buscou comparar o comportamento em desgaste de ligas austeníticas, Inconel 625 e Cavitec, depositados pelo processo MIG com e sem posteriormente nitretação a plasma em substrato de aço CA6NM. Foram efetuados processos de deposição através de soldagem MIG, na sequência nitretação a plasma, via PI3, e por fim a avaliação do desgaste por cavitação segundo a Norma ASTM G 32. Realizaram-se análises da microestrutura por microscopia ótica e FEG, de composição química por EDS, das fases presentes pela análise de DRX e EBSD. Efetuou-se ensaios tribológicos das superfícies, e através de FEG e EBSD um acompanhamento e identificação dos mecanismos de desgaste, transformação de fases e orientações cristalográficas, durante ensaio de cavitação. Os revestimentos soldados apresentaram baixa diluição, boa coesão, pequenas regiões de ZPD e baixa porosidade, sendo sua microestrutura majoritariamente austeníticas, organizada em grãos colunares com a presença de regiões de ferrita delta (δ). As camadas nitretadas apresentaram aspecto coeso com espessuras média para o revestimento Cavitec de 1,49 μm e para o revestimento Inconel 625 de 1,11 μm . Obteve-se fase de austenita expandida (S), além de nitretos de cromo (CrN) e de nitretos de ferro (Fe_4N), em pequena quantidade. O processo de nitretação propiciou maior resistência a cavitação, sendo que a que as amostras permaneceram por um maior período na etapa de incubação. A camada nitretada atuou de maneira a formar uma barreira ao início prematuro da perda de massa, apresentando aspecto de fratura superficial como dano inicial. Nas amostras não nitretadas, o dano tem início preferencial nos contornos de grãos e bandas de deslizamento, sendo que o dano ocorre de forma mais intensa na amostra de Inconel 625. As orientações $\langle 101 \rangle$, textura Goss, no revestimento Cavitec, apresentaram maior resistência ao processo de cavitação, principalmente pelo gasto energético durante a transformação martensítica, apresentando fase intermediária $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$. Os grãos com orientação $\langle 001 \rangle$ Cubo rodado sofreram maior desgaste, devido a passagem direta $\gamma \rightarrow \alpha'$, ou ao desgaste diretamente na fase austeníticas. De maneira geral as amostras de Cavitec absorveram maior quantidade de energia proveniente do processo de cavitação, características estão ligadas diretamente a EFE do material, favorecendo uma sequência de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$. Já a nitretação se mostrou como uma excelente alternativa para um aumento a resistência a cavitação da superfície.

Palavras-chave: Cavitação. Erosão. Nitretação. Revestimentos. Aços Inoxidáveis.

ABSTRACT

Erosion by cavitation is a phenomenon present in hydraulic components, where pressure variation occurs inside the fluid, generating cyclical wear mechanisms and promoting failure due to fatigue on the exposed surface. This wear is present in hydraulic rotor blades, especially in power generation turbines, being responsible for high maintenance costs and generation losses due to repair stops. As a material for the recovery of cavitated areas, austenitic stainless alloys stand out, especially those linked to Cobalt, however these alloys have high costs. In this way, studying wear-resistant superalloys, as well as surface improvement processes, are presented as high-cost solutions. This work sought to compare the wear behavior of austenitic alloys, Inconel 625 and Cavitec, deposited by the MIG process with and without subsequent plasma nitriding on a CA6NM steel substrate. Deposition processes were carried out through MIG welding, followed by plasma nitriding, via PI3, and finally the evaluation of wear by cavitation according to ASTM G 32 Standard. Microstructure analyzes were carried out by optical microscopy and FEG, of chemical composition by EDS, of the phases present by the XRD and EBSD analysis. Tribological tests were carried out on the surfaces, and through FEG and EBSD monitoring and identification of wear mechanisms, phase transformation and crystallographic orientations were carried out during the cavitation test. The welded coatings showed low dilution, good cohesion, small regions of ZPD and low porosity, and their microstructure was mostly austenitic, organized in columnar grains with the presence of delta ferrite (δ) regions. The nitrided layers presented a cohesive appearance with average thickness for the Cavitec coating of 1.49 μm and for the Inconel 625 coating of 1.11 μm . Expanded austenite (S) phase was obtained, in addition to chromium nitrides (CrN) and iron nitrides (Fe_4N), in small amounts. The nitriding process provided greater resistance to cavitation, and the samples remained for a longer period in the incubation stage. The nitrided layer acted to form a barrier to the premature onset of mass loss, presenting an aspect of superficial fracture as the initial damage. In the non-nitrided samples, the damage starts preferentially at the grain boundaries and slip bands, with the damage occurring more intensely in the Inconel 625 sample. to the cavitation process, mainly due to the energy expenditure during the martensitic transformation, presenting an intermediate phase $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$. The grains with orientation $\langle 001 \rangle$ Rotated cube suffered greater wear, due to the direct passage $\gamma \rightarrow \alpha'$, or to the wear directly in the austenitic phase. In general, the Cavitec samples absorbed a greater amount of energy from the cavitation process, characteristics are directly linked to the EFE of the material, favoring a transformation sequence $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$. Nitriding proved to be an excellent alternative to increase the surface cavitation resistance.

Keywords: Cavitation. Erosion. Nitriding. Coating. Stainless Steels

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – a) Região cavitada em uma turbina Francis da Usina de Foz do Areia; b) Região com dano severo as pás do rotor de turbina tipo Francis.	22
Figura 2 – Processo do fenômeno de cavitação – ondas de choque e microjatos.	23
Figura 3 – Estágios/fases do processo de cavitação em superfícies sólidas.	24
Figura 4 – a) Área delimitada para recuperação; b) Área com revestimento e sem acabamento.	26
Figura 5 – a) Região recuperada; b) Região anterior e posterior a recuperação.	27
Figura 6 – Modelo de transformação martensítica de Venables.	31
Figura 7 – Imagem de microscopia eletrônica de transmissão - a) Estrutura deformada com fase γ , ϵ , α' ; b) Formação da estrutura α' a partir da interseção de placas de martensita ϵ	31
Figura 8 – Modelo de transformação martensítica de Bain.	32
Figura 9 – Relação de orientação entre a estrutura austenítica e da martensita α' – a) Modelos de Kurdjumov e Sachs; b) Modelo de Nishiyama–Wassermann.	33
Figura 10 – Modo representativo da falha de empilhamento de uma estrutura na transformação martensítica.	34
Figura 11 - Esquema do mecanismo de deformação em função da EFE.	35
Figura 12 - Faixas de EFE para transformação martensítica e maclação em ligas CFC.	36
Figura 13 – a) Diagrama de Shaeffler e Schneider modificado; b) Diagrama de De Long.	40
Figura 14 – a) Diagrama de Rao para taxa de erosão por cavitação e b) Diagrama de Simoneau para previsão da fase austenítica e martensítica.	40
Figura 15 - Camadas formadas no processo de nitretação a plasma - a) aço inoxidável austenítico com destaque a camada branca superficial e zona de difusão e b) aço ferramenta AISI D2 nitretado por 10 horas, com 75% de N ₂ , a 520 °C.	42
Figura 16 – Interação dos íons do plasma com a superfície do material a ser nitretado.	44
Figura 17 – a) Material do substrato ASTM A-743 CA6NM como recebido e b) Amostras pós corte e fresamento.	45
Figura 18 - Fluxograma das atividades realizadas e previstas no decorrer da pesquisa.	47
Figura 19 – Esquemática dos corpos de prova utilizados no desenvolvimento do trabalho (metal base e revestimento).	48
Figura 20- Sistema utilizado para soldagem dos revestimentos no substrato.	48
Figura 21 – Amostras após preparo, medidas de 20 x 20 x 12 mm - a) Inconel 625 e b) Cavitec.	49
Figura 22 – Equipamento de nitretação a plasma – PIII utilizado para nitretação das amostras.	50
Figura 23 – Representação esquemática de pontos para análise na microscopia ótica, divisão em regiões de interesse ao estudo.	51

Figura 24 – Matriz de pontos para análise de microdureza (mm).	52
Figura 25 – Método do ensaio de riscamento realizado na superfície dos revestimentos.	53
Figura 26 – a) Perfilômetro Taylor Hobson CCI Lite utilizado nas medições de topografia da superfície das amostras, b) Mapa topográfico 2D de superfície analisada por perfilometria.	53
Figura 27 – Parâmetros de rugosidade utilizados para análise em linha.	54
Figura 28 – Parâmetros de rugosidade para análise de superfície, demonstrando a probabilidade de geometria do picos e vales.	54
Figura 29 – a) Esquemática de funcionamento de um equipamento de cavitação, b) Aparelho Qsonica Q700 utilizado nos ensaios.	57
Figura 30 – Secção transversal do aço ASTM CA6NM, ataque químico Behara IV (10 segundos).	58
Figura 31 – Diagramas de Schaeffler e Schneider modificado para soldagem para o aço ASTM CA6NM.	59
Figura 32 – Amostra do substrato de aço ASTM CA6NM revenido a) microscopia óptica da secção transversal, ataque químico Behara IV (10 segundos), b) imagem de FEG destacando uma região de ponto triplo com diferentes orientações da microestrutura.	60
Figura 33 – Microestrutura CA6NM, vista em FEG com elétrons secundários, destaque as estruturas martensítica.	60
Figura 34 - Diagramas de soldagem com estruturas esperadas conforme cálculos de C_{req} e Ni_{eq} , para o revestimento Cavitec – a) Schaeffler - 1 e Schneider - 2 modificados e b) De Long – 3.	63
Figura 35 – Microestrutura obtida na secção transversal, na deposição de revestimento Cavitec pelo processo de soldagem MIG, com destaque a região de formação de ferrita – ataque químico V2A-Beize modificado.	64
Figura 36 – Revestimento Cavitec depositado pelo processo de soldagem MIG, região com variação morfológica na secção transversal da amostra – ataque químico V2A-Beize modificado.	64
Figura 37 – Morfologia da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos.	65
Figura 38 - Microestrutura obtida na secção transversal, na interface CA6NM - Cavitec– ataque químico V2A-Beize modificado.	66
Figura 39 - Mapeamento por EBSD da região de interface CA6NM - Cavitec: a) “Band contrast”, com identificação da linha de fusão, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z, c) Mapa de fases com identificação da austenita do revestimento e martensita do substrato.	67
Figura 40 – Matriz de dureza da região da interface de solda (CA6NM parte inferior e Cavitec parte superior).	70
Figura 41 – Mapa topográfico da superfície da amostra revestida com a liga Cavitec após polimento com pasta de diamante de 1 μ m e 0,3 μ m.	71
Figura 42 – Microestrutura obtida na superfície do revestimento Inconel 625 depositado pelo processo de soldagem MIG, apresentando uma estrutura austenítica - ataque químico Kalling.	72

Figura 43 – Microestrutura obtida na interface de soldagem CA6NM – INCONEL 625 - técnica de EBSD, destaque para o refinamento dos grãos do MB próximos a linha de fusão.....	73
Figura 44 - Microestrutura obtida na secção transversal da interface CA6NM - Inconel – ataque químico Behara 2.....	74
Figura 45 – Mapeamento por EBSD da região de interface CA6NM - Inconel: a) “Band contrast”, com identificação da linha de fusão, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z, c) Mapa de fases com identificação da austenita do revestimento e martensita do substrato.	75
Figura 46 - Matriz de dureza da região da interface de solda (CA6NM, parte inferior e Inconel 625, parte superior).....	78
Figura 47 - Mapa topográfico da superfície da amostra revestida com a liga Inconel 625 após polimento com pasta de diamante de 1µm e 0,3µm.	78
Figura 48 – Amostra nitretada do revestimento Cavitec, visualização em FEG.....	79
Figura 49 – Medição da espessura da amostra nitretada com revestimento Cavitec, em FEG.....	80
Figura 50 – Análise do aspecto superficial da amostra nitretada com revestimento Cavitec – a) Mapa topográfico da superfície, b) Aspecto superficial da rugosidade com mapa de cores e destaque aos contornos de grão.....	81
Figura 51 - Amostra nitretada do revestimento Inconel 625, visualização em FEG.	82
Figura 52 - Espessura da amostra nitretada com revestimento Inconel 625, visualização em FEG.	83
Figura 53 - Análise do aspecto superficial da amostra nitretada com revestimento Inconel 625 – a) Mapa topográfico da superfície, b) Aspecto superficial da rugosidade com mapa de cores e destaque aos contornos de grão.	84
Figura 54 – Análise em FEG dos nanoriscos gerados no ensaio de riscamento – a) revestimento Cavitec com destaque as bandas de deslizamento proporcionadas pelo encruamento próximo a trilha gerada, b) revestimento Cavitec nitretado, c) revestimento Inconel 625 destaque ao material empurrado as bordas do risco e d) revestimento Inconel nitretado.	87
Figura 55 – Perfil da secção transversal dos nanoriscos anterior ao rompimento da camada nitretada, 300 µm de trilha.	88
Figura 56 – Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 4 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel, d) amostra Inconel nitretado, e) ampliação da região com dano evidente da amostra Inconel e f) ampliação da região com dano evidente da amostra Inconel nitretado.	98
Figura 57 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 8 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel, d) amostra Inconel nitretado e e) ampliação da região com dano na amostra Inconel nitretado.....	99
Figura 58 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 12 horas de ensaio – a) ampliação da região com dano na amostra Cavitec, b) amostra Cavitec, c) amostras Cavitec nitretado, d) amostra Inconel e e) amostra Inconel nitretado.....	100
Figura 59 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 28 horas de ensaio – a) ampliação da região com dano na amostra Cavitec	

nitretado, com destaque aos diferentes tipos de desgaste superficial, b) amostra Cavitec, c) amostras Cavitec nitretado, d) amostra Inconel e e) amostra Inconel nitretado.	101
Figura 60 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 40 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel e d) amostra Inconel nitretado.	102
Figura 61 – Acompanhamento da orientação cristalográfica pela técnica de EBDS para superfície de revestimento Cavitec (“Band contrast” - Mapa de orientações cristalográficas IPF Z - Mapa de fases) – a) amostra de referência, b) amostra com 2 horas de ensaio de cavitação, c) amostra com 4 horas de ensaio de cavitação e d) análise do fator de Schmid para as amostras com 0 horas, 2 horas e 4 horas de ensaio de cavitação.....	104
Figura 62 – Superfície do revestimento Cavitec com 4 horas de ensaio de cavitação, com destaque a orientação cristalográfica obtida pela técnica de EBDS - a) “Band contrast”, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z e c) Mapa de fases indicando a presença de martensita ϵ (épsilon) (fase amarela).	107
Figura 63 - Acompanhamento da orientação cristalográfica pela técnica de EBDS para superfície de revestimento Inconel -a) amostra de referencia, b) amostra com 2 horas de ensaio de cavitação e c) amostra com 4 horas de ensaio de cavitação...	110

LISTA DE GRÁFICOS

Gráfico 1 - Taxa de erosão por cavitação de ligas comerciais (método de cavitação vibratório ASTM G32).....	18
Gráfico 2 – Perda de massa acumulada para diferentes ligas inoxidáveis em ensaio de cavitação acelerado norma ASTM G32.....	29
Gráfico 3 - Difratoograma do metal base CA6NM como recebido.....	61
Gráfico 4 - Gráfico da variação de elementos químicos, na região de interface da amostra com deposição do revestimento Cavitec – varredura em linha por EDS.....	68
Gráfico 5 – Difratoograma do revestimento Cavitec como soldado.....	69
Gráfico 6 - Gráfico da variação de elementos químicos, na região de interface da amostra com deposição do revestimento Inconel 625 - varredura em linha pela técnica de EDS.....	76
Gráfico 7 – Difratoograma do revestimento Inconel 625 como soldado.....	76
Gráfico 8 - Difratoograma da superfície nitretada do revestimento Cavitec.	80
Gráfico 9 - Difratoograma da superfície nitretada do revestimento Inconel 625.....	83
Gráfico 10 - Perfis de dureza das amostras de referência e nitretadas por PI3, obtidos por indentação instrumentada segundo os métodos QCSM.....	85
Gráfico 11 - Perfis residuais de trilhas produzidas em testes de nanorisco na superfície das amostras de Inconel 625 e Cavitec - referência e nitretadas por PI3.	86
Gráfico 12 – Perda de massa acumulada no ensaio de cavitação das amostras.	90
Gráfico 13 – Taxa de perda de massa durante ensaio de cavitação das amostras. .	91
Gráfico 14 – Rugosidade média Ra para as mostras submetidas ao processo de cavitação.	92
Gráfico 15 - Rugosidade Rz medida para as mostras submetidas ao processo de cavitação.	93
Gráfico 16 – Acompanhamento do aspecto superficial, através de SSK, das amostras submetidas ao processo de cavitação.....	94
Gráfico 17 - Acompanhamento da geometria dos picos e vales, através de SKU, das amostras submetidas ao processo de cavitação.....	96
Gráfico 18- Difratoograma da superfície do revestimento antes e após 4 horas de cavitação – a) Cavitec e b) Inconel 625.	108
Gráfico 19 – Acompanhamento do percentual de fases durante processo de cavitação, acompanhamento pela técnica de EBSD.....	109

LISTA DE QUADROS

Quadro 1 – Efeito dos elementos de adição nos aços inoxidáveis.....	28
Quadro 2 – Variação volumétrica nas transformações austenita/martensita.	30
Quadro 3 – Equações para cálculo do valor de energia de falha de empilhamento..	37
Quadro 4 – Equações de cromo e níquel equivalentes.....	39
Quadro 5 – Equações de cálculo da temperatura de estabilidade mecânica de fase austenítica Md_{30}	41
Quadro 6 – Planejamento experimental utilizado nos experimentos.....	46

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Matriz energética brasileira, empreendimentos em operação.....	17
Tabela 2 – Composição química fornecida do aço CA6NM utilizado como substrato (% em peso).....	45
Tabela 3 – Composição química analisada por espectrometria de absorção atômica dos metais de adição (% em peso).	46
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos revestimentos Cavitec e Inconel.....	49
Tabela 5 – Parâmetros utilizados na nitretação por PIII.....	50
Tabela 6 – Parâmetros utilizados nos ensaios de cavitação.....	57
Tabela 7 - Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para a liga ASTM CA6NM.	59
Tabela 8 – Composição química semiquantitativa realizada por EDS no substrato de aço ASTM CA6NM utilizado como substrato.....	61
Tabela 9 - Valores de EFE calculados para o substrato CA6NM.....	62
Tabela 10 – Durezas média obtidas para os substratos de aço ASTM CA6NM.	62
Tabela 11 – Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} segundo diversos autores para a liga Cavitec. ...	63
Tabela 12 – Composição química do revestimento Cavitec depositado, obtido pela análise por EDS.	67
Tabela 13 – Valores de EFE obtidos para o revestimento Cavitec.	69
Tabela 14 – Valores Md obtidos para o revestimento Cavitec.	70
Tabela 15 - Composição química do revestimento Inconel 625 obtido pela análise por EDS.....	75
Tabela 16 – Valores de EFE obtidos para o revestimento Inconel 625.....	77
Tabela 17 – Valores de medição encontrados para os nanorisco produzidos para análise da superfície das amostras.	89

LISTA DE ACRONIMOS E SIGLAS

AF	Austenita/Ferrita
AISI	<i>American Iron and Steel Institute</i>
ANEEL	Agência Nacional de Energia Elétrica
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BSE	Elétrons Retroespalhados
CCC	Cubica de Corpo Centrado (Estrutura)
CFC	Cubica de Face Centrada (Estrutura)
Cr_{eq}	Cromo Equivalente
DRX	Difração de Raios X
EBSD	<i>Electron Backscatter Diffraction</i>
EDS	Espectroscopia por Dispersão de Elétrons
EFE	Energia de Falha de Empilhamento
FEG	<i>Field Emission Gun</i>
HC	Hexagonal Compacta (Estrutura)
HRC	Dureza Rockwell C
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LF	Linha de Fusão
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal Base
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
Ni_{eq}	Níquel Equivalente
OIM	<i>Orientation Imaging Microscopy</i>
PI3	<i>Plasma Immersion Ion Implantation</i>
SE	Elétrons Secundários
ZF	Zona Fundida
ZPD	Zona Parcialmente Diluída
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE ABREVEATURAS E SIMBOLOS

°C	Graus Celsius (Medida de Temperatura)
µm	Micrometros (Medida de Comprimento)
Å	Angstrom (Medida de Comprimento)
Kg/hora	Quilograma por Hora (Medida de Vazão em Massa)
Md	Temperatura Crítica da Transformação Martensítica por Deformação
min	Minutos (Medida de Tempo)
mJ/m ²	Milijoule por Metro Quadrado (Medida de Energia por Área)
mm	Milímetros (Medida de Comprimento)
mN	Milinewtons (Medida de Força)
mN/s	Milinewtons por Segundo (Medida de Fluxo de Peso)
Ms	Início da Transformação Martensítica
Ra	Rugosidade Média Quadrática (Medida de Rugosidade)
R _{máx}	Rugosidade Máxima (Medida de Rugosidade)
Rt	Rugosidade Total (Medida de Rugosidade)
Ry	(Medida de Rugosidade)
Rz	Altura Máxima Média (Medida de Rugosidade)
Sku	Curtose (Medida de Análise de Rugosidade de Área)
Ssk	Assimetria de Superfície (Medida de Análise de Rugosidade de Área)
α`	Martensita Alfa Linha
α'N	Martensita Expandida por Nitrogênio
αN	Ferrita Expandida por Nitrogênio
γ	Austenita
γN	Austenita Expandida por Nitrogênio
δ	Ferrita Delta
ε	Martensita Epsilon
µm/s	Micrometros por Segundo (Medida de Velocidade)

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	17
1.1 OBJETIVO GERAL	20
1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS	20
1.3 ESTRUTURAÇÃO DO TRABALHO	20
2 REFERENCIAL TEÓRICO	22
2.1 CAVITAÇÃO	22
2.1.1 Fases da cavitação	23
2.1.2 Fatores de influência na cavitação	25
2.1.3 Processo de recuperação de componentes cavitados	26
2.2 MATERIAIS RESISTENTES A CAVITAÇÃO	27
2.3 TRANSFORMAÇÕES DE FASE E RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO	29
2.4 ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO (EFE)	34
2.4.1 Métodos de avaliação da energia de falha de empilhamento	38
2.5 PREVISÃO E ESTABILIDADE DE FASES DO MATERIAL	38
2.6 NITRETAÇÃO A PLASMA	41
2.6.1 Formação da camada nitretada	43
3 MATERIAIS E METODOS	45
3.1 MATERIAIS	45
3.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL	46
3.3 FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DESENVOLVIDAS	46
3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS	47
3.5 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS	51
3.5.1 Microscopia ótica	51
3.5.2 Medições de dureza Vickers	51
3.5.3 Dureza instrumentada e teste de risco	52
3.5.4 Perfilometria ótica	53
3.5.5 Microscopia eletrônica de varredura e microanálise química (FEG/EDS)	55
3.5.6 Difração de raios X	55
3.5.7 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)	56
3.6 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO	56
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO	58
4.1 CARACTERIZAÇÃO DO SUBSTRATO	58
4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS	62
4.2.1 Cavitec	62
4.2.2 Inconel 625	71
4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS NITRETADOS	79
4.3.1 Cavitec nitretado	79
4.3.2 Inconel nitretado	82

4.4 TRIBOLOGIA DOS REVESTIMENTO DEPOSITADOS	84
4.4.1 Dureza instrumentada.....	84
4.4.2 Teste de risco	86
4.5 RESISTENCIA QUANTO A CAVITAÇÃO.....	89
4.5.1 Curvas de perda de massa acumulada e taxa de perda de massa	89
4.5.2 Rugosidade e aspecto da superfície sujeita a cavitação	91
4.6 DESGASTE POR CAVITAÇÃO E A RELAÇÃO COM ORIENTAÇÃO CRISTÁLOGRAFICA	103
5 CONCLUSÕES	112
6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS.....	114
REFERÊNCIAS	115

1 INTRODUÇÃO

O setor energético brasileiro é altamente baseado na produção de energia por hidroelétricas, conforme dados da Aneel (2018), Tabela 1. Desta forma, manter os equipamentos funcionando em perfeitas condições, reduzindo a indisponibilidade, ou ainda aumentar o tempo entre as intervenções, paradas necessárias a manutenção, se torna de vital importância, afetando diretamente os custos finais de produção.

Tabela 1 – Matriz energética brasileira, empreendimentos em operação.

Tipo	Potência (KW)	%
Central Geradora Hidroelétrica	637.027	0,4
Central Geradora Undi-Elétrica	50	0
Central Geradora Eólica	12.763.343	8,04
Pequena Central Hidroelétrica	5.042.723	3,18
Central Geradora Solar Fotovoltaica	1.165.016	0,73
Usina Hidroelétrica	95.619.468	60,21
Usina Termoelétrica	41.580.809	26,18
Usina Termonuclear	1.990.000	1,25
Total	158.798.436	100

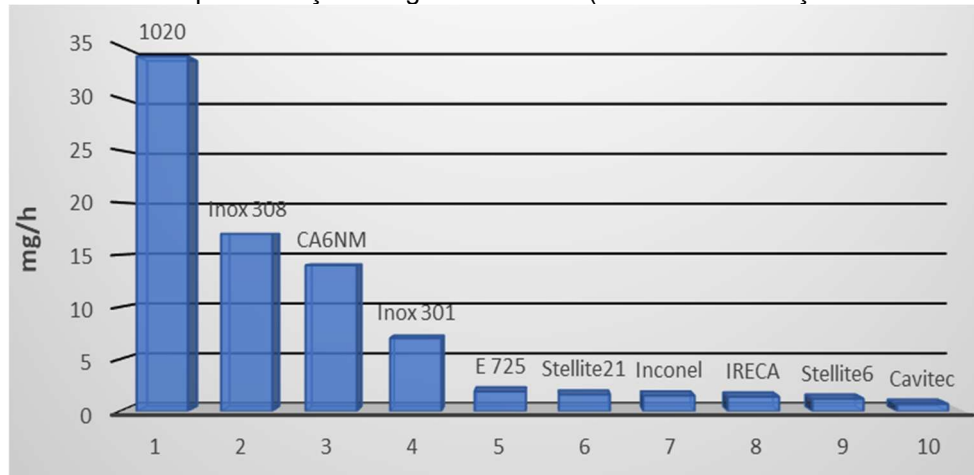
Fonte: Adaptado de Aneel, 2018.

Dentre os principais problemas encontrados nos conjuntos responsáveis pela geração hidroelétrica, se destaca a cavitação de turbinas, que pode ser definida como o repetido processo de nucleação, crescimento e colapso de cavidades ou bolhas em um fluido, onde a pressão produzida pelos colapsos pode causar deformação localizada e remoção de material em superfícies sólidas (SREEDHAR, ALBERT e PANDIT, 2017).

Com este fato, buscar tecnologias ou materiais que permitam um maior tempo de vida aos equipamentos sujeitos ao processo de cavitação é de grande importância. Neste cenário podem ser inseridos os revestimentos superficiais inoxidáveis, resistentes à erosão por cavitação e aplicados por processos de soldagem. Estes revestimentos apresentam desempenho superior aos dos aços inoxidáveis convencionais; em contrapartida são mais sensíveis a trincas e de mais alto custo. No Gráfico 1 observa-se a taxa de perda de massa por unidade de tempo para uma variedade de tipos de aços. Nota-se que ligas à base de níquel (Inconel e Incoloy), liga a base de cobalto (Stellite, Tribaloy e Haynes) e ligas ligadas ferrosas com adição de cobalto (Cavitec e Hidroloy) apresentam uma menor taxa de perda de massa se comparados a aços inoxidáveis comuns, principalmente as ligas com cobalto que possuem uma baixa energia de falha de empilhamento (EFE), possibilitando a

transformação de fase induzida e aumentando o coeficiente de endurecimento por deformação (SINGH, *et al.*, 2014; HART e WHALE. 2002).

Gráfico 1 - Taxa de erosão por cavitação de ligas comerciais (método de cavitação vibratório ASTM G32).



Fonte: Adaptado de BOY *et al.*, 1997; HART e WHAL, 2002; RAO e KUNG, 1987; SREEDHAR, ALBERT e PANDIT, 2016; MUÑOZ-CUBILLOS, CORONADO e RODRÍGUEZ, 2019.

O efeito da adição de cobalto nas ligas é proporcionar uma estrutura CFC (cúbica de face centrada) metaestável e com baixa EFE. O bom desempenho à cavitação das ligas com cobalto está relacionada com a baixa EFE, a estrutura austenítica e com a transformação de fase induzida por deformação, consumindo energia durante o fenômeno (RIBEIRO, 2007; PROCOPIAK *et al.*, 2000).

Durante o processo de cavitação, a energia proveniente da implosão das “bolhas” e dos micros jatos sobre a superfície é um dos fatores que leva a transformação de fases na estrutura, se relacionando diretamente com o período de incubação do processo, pois após a transformação de fases percebe-se o início de fraturas no material (RIBEIRO, 2007; TAILON *et al.*, 2016).

Ligas resistentes à cavitação, devem possuir uma metaestabilidade estrutural da austenita γ (CFC), permitindo assim que devido às tensões geradas no processo, ocorra uma transformação estrutural, combinando austenita γ com martensita ϵ (HC) e martensita α' (CCC) (BARRA 1998; HONG *et al.*, 2016).

A cavitação, por ser um processo baseado em mecanismos cíclicos, pode ser amenizada por meio da nitretação a plasma, visto que se pode obter uma melhoria na dureza superficial, na resistência ao desgaste e na resistência à fadiga (ALSARAN, 2003).

Pode-se descrever a nitretação a plasma ou nitretação iônica como um processo termoquímico ativado por meio do plasma, onde ocorre uma descarga de plasma de baixa energia para obtenção de uma camada superficial de elevada dureza. Esta camada de alta dureza é formada por finos nitretos, provenientes da afinidade química de elementos de liga do revestimento com o nitrogênio introduzido pelo processo (O'BRIEN, 1996; SATO *et al.*, 1988; SPALVINS, 1990; KAKAS *et al.*, 1990).

Estudos realizados por Allenstein *et al.* (2013), Allenstein, Lepiensi e Buschinelli (2014), Espitia *et al.* (2015) identificaram a maior resistência a cavitação em aços inoxidáveis martensíticos (CA6NM e AISI 410) nitretados a plasma, com um aumento significativo no período de incubação. Mesa, Garzón e Tschiptschin (2011) investigaram a influência da nitretação em aços inoxidáveis austeníticos duplex, já Santos, Garzón e Tschiptschin (2004) estudaram o aço AISI 304L, mostrando uma significativa melhora no desgaste por cavitação e um aumento de até 50% no período de incubação.

Desta forma buscar processos que melhorem a resistência da superfície exposta a cavitação, prolongando seu período de incubação e reduzindo custos de manutenção é de extrema importância. Desenvolver processos de melhoria superficial, como a nitretação a plasma, em materiais comerciais já existentes é uma excelente estratégia, visto a disponibilidade das ligas e a redução de custos.

Destaca-se que a cavitação ocorre nos mais diversos equipamentos hidráulicos, como bombas, válvulas, propulsores navais, pistões; em de tubulação e até mesmo em vertedores de barragens. Desta forma a nitretação pode ser aplicada comercialmente a componentes individuais ou até mesmo a um conjunto completo, sendo um processo viável do ponto de vista produtivo e comercial.

Este trabalho busca estudar duas ligas austeníticas comerciais (Cavitec e Inconel 625) depositadas pelo processo de soldagem MIG, avaliando a nitretação a plasma a baixas temperaturas e seus benefícios na resistência superficial a cavitação. Destaca-se uma lacuna quanto a nitretação em ligas austeníticas a base de níquel e com adição de cobalto para o emprego em componentes sujeitos a cavitação. Estudá-las a fim de entender seu comportamento quando a modificação de fases, endurecimento induzido por deformação, bem como os mecanismos de desgaste é de extrema importância para o melhoramento de revestimentos aplicados na recuperação de componentes cavitados.

1.1 OBJETIVO GERAL

Realizar um estudo comparativo do comportamento em desgaste de ligas inoxidáveis austeníticas, INCONEL e CAVITEC, depositadas pelo processo MIG com e sem posteriormente nitretação por plasma em substrato de aço inoxidável martensítico CA6NM.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

1. Realizar a caracterização microestrutural do substrato e dos revestimentos depositados pelo processo de soldagem MIG.

2. Investigar as características das camadas nitretadas obtidas para cada revestimento estudado.

3. Investigar o efeito da camada nitretada no comportamento em desgaste, dos revestimentos utilizados, por meio de ensaios de cavitação.

4. Correlacionar o comportamento em desgaste com mecanismos de transformações de fase nos revestimentos depositados, com e sem nitretação.

5. Investigar a duração das etapas do processo de cavitação e suas características nos revestimentos depositados, com e sem nitretação.

6. Investigar as características topográficas das superfícies desgastadas, correlacionando as mesmas com os tempos e etapas do desgaste por cavitação.

7. Investigar a influência da orientação cristalográfica na resistência ao desgaste por cavitação dos revestimentos depositados, sem nitretação.

1.3 ESTRUTURAÇÃO DO TRABALHO

O trabalho está organizado em seis capítulos, conforme descrito a seguir:

Capítulo 1: apresenta as diretrizes do trabalho, realizando uma contextualização, levantando estudos realizados sobre o tema e a lacuna que justifica o desenvolvimento do trabalho, traz o objetivo geral e os específicos da pesquisa.

Capítulo 2: contempla a revisão teórica dos assuntos relacionados com o trabalho:

- Cavitação e suas definições, fases da cavitação, fatores de influência e modos de recuperação de componentes cavitados.

- Materiais resistentes a cavitação, características que determinam sua resistência

- Transformação de fases e resistência a cavitação, ocorrência e estruturas (inicial – intermediária e final) obtidas na transformação.

- Energia de falha de empilhamento seu impacto e modos de quantificação.

- Estabilidade de fases.

- Nitretação suas características e a formação das camadas no material.

Capítulo 3: descreve os materiais e métodos experimentais utilizados durante o desenvolvimento do trabalho.

Capítulo 4: apresenta e discute os resultados obtidos, contextualizando com a literatura e identificando características relativas aos materiais ensaiados.

Capítulo 5: neste capítulo são apresentadas as principais conclusões obtidas com o trabalho realizado, destacando os principais pontos de melhoria no processo proposto.

Capítulo 6: proposição de temas para trabalhos futuros, que possam complementar o estudo realizado.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 CAVITAÇÃO

Um dos grandes problemas enfrentados em sistemas hidráulicos é o fenômeno de cavitação, sendo este responsável por grande parte dos custos de manutenção e por falhas drásticas, levando a parada parcial ou completa dos componentes. Este tipo de fenômeno é comumente encontrado em hidroelétricas, ocasionando danos estruturais e energéticos à máquina geradora. Na Figura 1 são mostrados exemplos de danos causados pela cavitação superficial severa, em componentes de uma turbina hidroelétrica.

Figura 1 – a) Região cavitada em uma turbina Francis da Usina de Foz do Areia; b) Região com dano severo as pás do rotor de turbina tipo Francis.



Fonte: a) PUKASIEWICZ, 2008; b) BRENNEN, 2011.

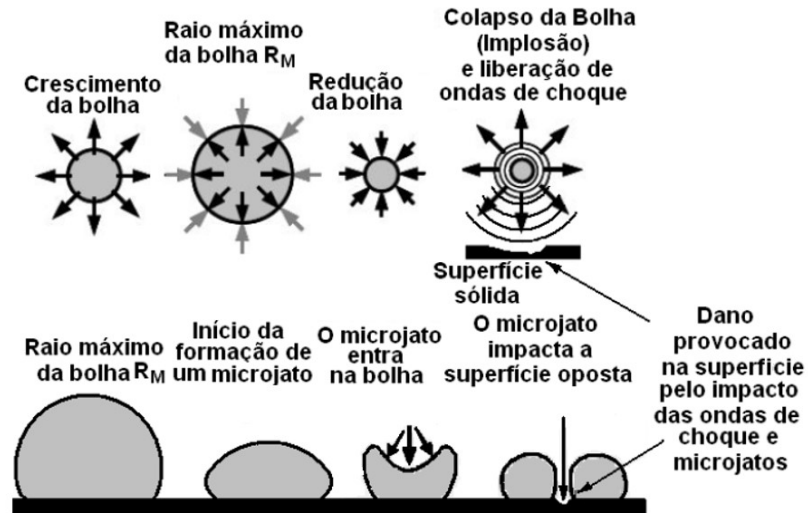
A cavitação é um tipo de erosão decorrente da formação e colapso de bolhas de vapor no interior do fluido, a quais geram ondas de choque e micro jatos que se propagam e colidem com uma superfície sólida. Estas bolhas de vapor são formadas pela diminuição de pressão localizada, com posterior implosão devido à condução para áreas de pressão mais elevada (STACHOWIAK e BATCHELOR, 2013).

Em termos gerais a erosão por cavitação é definida como a “formação e subsequente colapso, dentro de um líquido, de cavidades ou bolhas que contém vapor ou gás, ou ambos” (ASTM G40, 2015).

Franc e Michel (2006); Steck, Sommerfeld e Schneider (2006) citam que existem dois mecanismos principais que ocasionam a perda de massa em superfícies expostas a cavitação; o primeiro deles são as ondas de choque e o outro os microjatos, o

mecanismo é visualizado na Figura 2, podendo eles aturem individualmente ou em conjunto. Desta maneira ocorre um efeito cíclico de carregamento e descarregamento nas superfícies sólidas, ocasionando o processo de cavitação.

Figura 2 – Processo do fenômeno de cavitação – ondas de choque e microjatos.



Fonte: Adaptado de STECK; SOMMERFILD e SCHNEIDER, 2006.

Tanto as ondas de choque quanto os micro jatos gerados pela implosão das bolhas de vapor, são altamente energéticos podendo elevar a temperatura localizada, danificando localmente a superfície de impacto. Desta forma ocorre uma transformação da energia potencial, relativa às dimensões da bolha de vapor, em energia cinética no líquido e por final uma parcela em energia térmica localizada (GWIDON, 2006; RAYLEIGH, 1917; SHEIR, JARMAN e BURSTEIN, 1994).

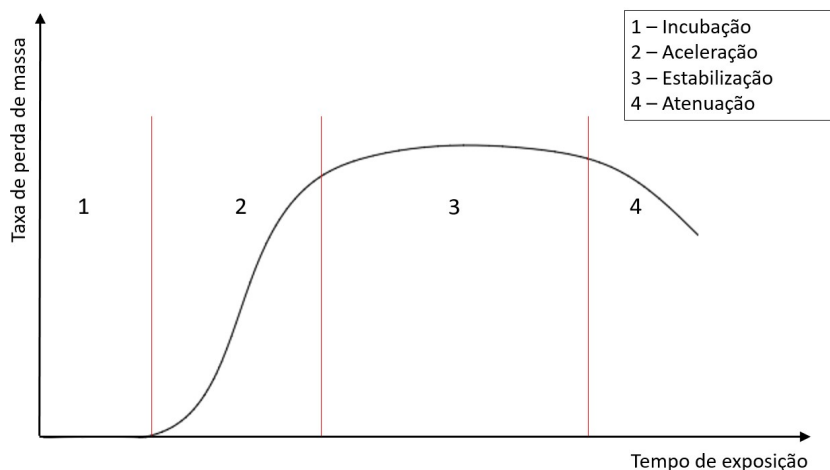
2.1.1 Fases da cavitação

Sendo a cavitação um processo cíclico, o qual gera uma fadiga superficial com a posterior perda de material por cisalhamento, pode-se dividi-la em 4 etapas, observadas na Figura 3, baseadas na sua taxa de perda de massa (WANTANG; YANGZENG e XIAOKUI, 2001; ASTM G40, 2015; ASTM G32, 2016).

Segundo Sup, Uk e Woo (2000) o primeiro estágio corresponde a uma pequena ou nenhuma perda de massa, estando diretamente associado ao acúmulo da energia de impacto devido a ocorrência de deformação elástica/plástica com pequenas alterações na superfície. Durante o período de incubação, ocorre uma deformação plástica localizada, induzindo a um endurecimento superficial do material

comprometendo a sua tenacidade. Nesta etapa podem ocorrer o aparecimento de microtrincas.

Figura 3 – Estágios/fases do processo de cavitação em superfícies sólidas.



Fonte: Adaptado de HATTORI, ISHIKURA e ZHANG, 2004.

Já a segunda etapa pode ser descrita como o estágio onde se ultrapassa o limite escoamento do material, diminuindo sua capacidade de absorção de energia por deformação plástica. Outro fator que contribui para elevação da taxa de perda de massa é a junção de microtrincas em trincas maiores. Como consequência ocorrem falhas por fadiga e fratura frágil, ocasionando a formação de crateras ou “pites” e desprendimento de material da superfície sólida.

Após a aceleração, ocorre um período em que a taxa de perda de massa se torna quase que constante, onde atuam ambos os mecanismos de desgaste citados, e tendem a gerar superfícies com maior rugosidade em grande extensão da superfície.

À medida que a rugosidade de se eleva em uma ampla extensão do sólido e que ocorrem muitas interações energéticas que propiciam ao aparecimento de novas fases no material, começa-se a visualizar um decaimento na taxa de perda de massa, devido principalmente a absorção de energia pela superfície rugosa e pela diferente resistência destas novas fases formadas, que variam diferentemente para cada material. Em grande parte dos casos, após um período de atenuação a rugosidade da superfície tende a melhorar, propiciando um novo ciclo de cavitação.

2.1.2 Fatores de influência na cavitação

Alguns fatores, estão correlacionados à velocidade em que ocorre a perda de massa em uma superfície sólidas devido a cavitação, sendo que eles podem extinguir ou acelerar a fase de incubação do processo. Dentre os fatores, pode-se destacar a rugosidade superficial do componente, a porosidade, o substrato e microestrutura do material (BOCCANERA *et al.*, 1998; ZHAO, 2002).

Boccanera *et al.* (1998) e Ahmed *et al.* (1990) citam que o acabamento superficial influencia de maneira em que riscos são pontos de nucleação do processo erosivo, reduzindo o período de incubação. Por meio da análise da superfície pode-se avaliar os diferentes períodos do processo erosivo, monitorando sua rugosidade média e máxima, visualizando suas etapas pela mudança abrupta no aspecto da superfície exposta à cavitação.

Procopiak *et al.* (2000), verificaram que ocorriam perdas de eficiência para ensaios realizados em campo, devido principalmente aos defeitos superficiais, porosidades e inclusões, que são pontos para iniciação da erosão, diminuindo o desempenho e a resistência, sendo visualizados corriqueiramente nos processos de recuperação dos componentes cavitados.

Quanto à porosidade, Barra (1998) cita que afeta diretamente o período de incubação do processo de cavitação, podendo reduzi-lo ou até mesmo extingui-lo. Este fato se dá, pois, a erosão se inicia com taxas elevadas de perda de massa já nos primeiros ciclos, posteriormente mantendo os patamares de perda, o que é característico da fase de estabilização do processo de cavitação.

Outro fator de grande importância é a composição química do substrato, pois influencia diretamente na diluição do revestimento, e na composição da camada intermediária, afetando a resistência à cavitação. Materiais que possuam um maior coeficiente de transferência de calor são mais indicados pois determinam menores níveis de diluição, mantendo o material de adição como pouca influência do substrato (ALMEIDA *et al.*, 2011; BOCCANERA *et al.*, 1998).

A microestrutura do material é o fator mais importante na resistência a erosão por cavitação, busca-se uma estrutura que absorva o impacto das ondas de choque e dos microjatos, sem que ocorram danos demasiados ao material. Desta maneira torna-

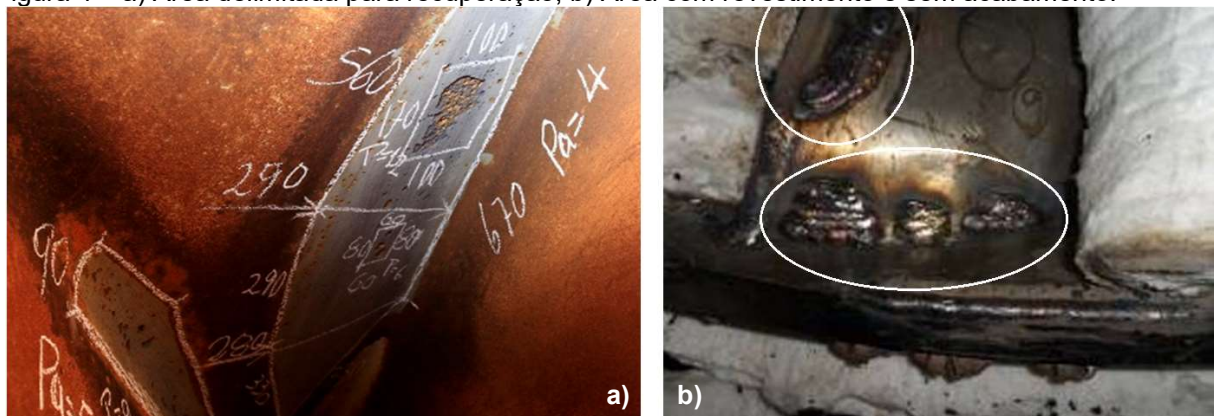
se importante uma microestrutura com predominância de fase γ (CFC) ainda com grãos refinados, necessitando um controle adequado do processo de soldagem durante a deposição do revestimento (KOU, 2003; SIMONEU, 1981).

2.1.3 Processo de recuperação de componentes cavitados

Para que o componente danificado volte a apresentar suas características de desempenho, o mesmo deve passar por um processo de recuperação. Este processo visa restaurar a geometria adequada, uma composição química estável, e uma fase microestrutural com maior capacidade de absorção de energia sem que ocorra falhas, visto que o componente será submetido novamente ao processo de cavitação. Assim o processo para recuperação segue algumas etapas a fim de garantir uma boa qualidade ao componente (BONACORSO, 2004).

Inicialmente identificam-se as áreas afetadas por meio de uma inspeção visual, com delimitação da região a ser recuperada, Figura 4a. Esta etapa pode ser auxiliada pela aplicação da técnica de líquidos penetrantes, a qual exhibe regiões muitas vezes não observadas na inspeção visual.

Figura 4 – a) Área delimitada para recuperação; b) Área com revestimento e sem acabamento.



Fonte: ADVEL TECNOLOGIA, 2019.

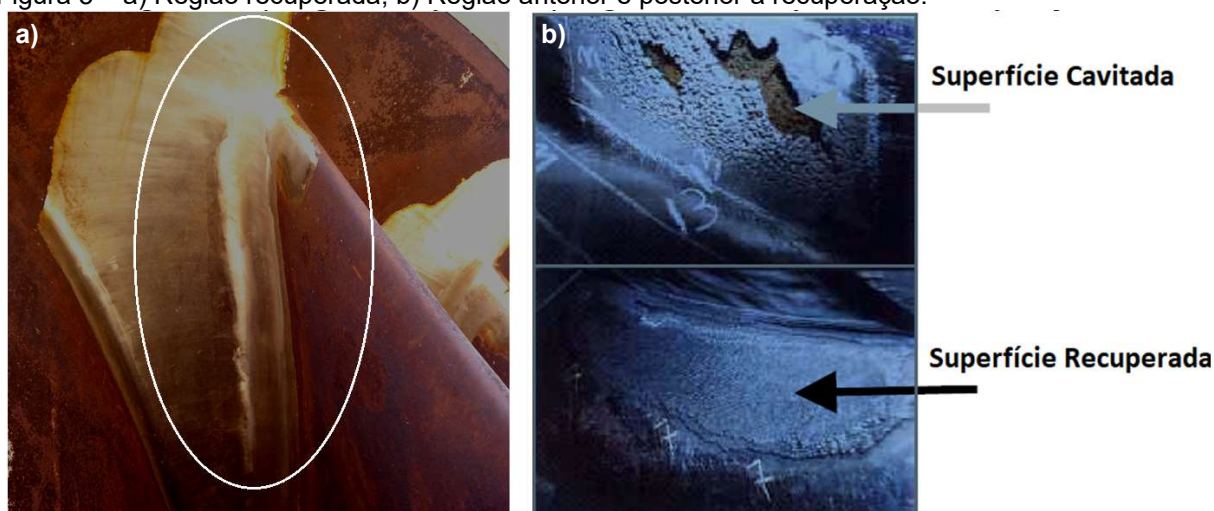
Na sequência se dá a limpeza do local delimitado, podendo ser executada por meio do esmerilhamento da área ou em alguns casos com auxílio da goivagem¹ do local. Com a área limpa pode-se realizar a soldagem de deposição do revestimento

¹ A goivagem é uma operação que visa a retirada de material através do processo de oxicorte, eletrodo de grafite ou plasma, a fim da limpeza e uniformização da superfície.

para preenchimento, Figura 4b. O processo corriqueiramente empregado é o MIG/MAG (*Metal Inert Gas / Metal Active Gas*), visto fornecer uma boa taxa de deposição de material, próximos a 5 Kg/hora e características desejáveis, como grãos relativamente refinados e uma orientação dos grãos no sentido do resfriamento.

Por fim a região recuperada é uniformizada por meio do esmerilhamento ou lixamento, buscando uma superfície sem reentrâncias ou pontos de ressalto e com bom acabamento, visualizado na Figura 5.

Figura 5 – a) Região recuperada; b) Região anterior e posterior a recuperação.



Fonte: a) O Autor; b) KEJELIN, 2012.

2.2 MATERIAIS RESISTENTES A CAVITAÇÃO

A fim de reduzir o efeito da cavitação, buscam-se algumas características nos materiais empregados, tanto para a fabricação quanto para a recuperação dos componentes expostos a este processo. Dentre as características desejáveis estão a de possuir alta resistência ao ancoramento de discordâncias, possuir estrutura monofásica austenítica, uma baixa energia de falha de empilhamento – EFE, microestrutura refinada e apresentar transformação de fase induzida por deformação (ZYLLE e HOUGARDY, 1994).

Deste modo os principais materiais empregados são os aços e ligas inoxidáveis, pois apresentam boa resistência a corrosão, grande possibilidade de refino microestrutural, percentuais elevados de elementos estabilizadores de austenita como o níquel e com possibilidade da adição de outros elementos de liga, os quais são apresentados no Quadro 1.

Quadro 1 – Efeito dos elementos de adição nos aços inoxidáveis.

Elemento	Ação no Aço Inoxidável
Carbono (C)	Favorece a formação de austenita, podendo levar a precipitação de carbonetos com o cromo, aumentando a propensão à corrosão interanular.
Cobalto (Co)	Diminui a energia de falha de empilhamento (EFE), facilita a transformação de fase induzida por deformação e aumenta o coeficiente de endurecimento por deformação.
Cromo (Cr)	Induz a formação de ferrita, aumentando a resistência à oxidação e à corrosão.
Manganês (Mn)	Estabiliza a austenita a temperaturas próximas da ambiente, mas forma ferrita a altas temperaturas.
Molibdênio (Mo)	Aumenta a resistência a altas temperaturas e em meios redutores, promove a formação de ferrita.
Nióbio (Nb)	Age como refinador de grão e aumenta a resistência à fluência.
Níquel (Ni)	Provoca a formação da austenita, elevando a resistência a altas temperaturas, a resistência à corrosão e a ductilidade.
Nitrogênio (N)	Atua na formação da austenita e aumenta a resistência mecânica.

Fonte: Adaptado de TELLES, 2002.

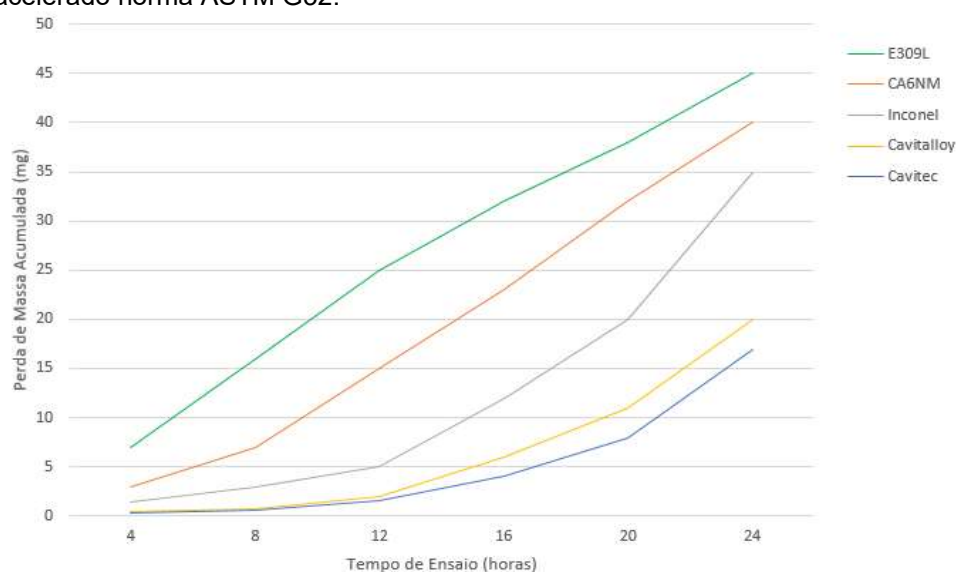
Dentre os elementos apresentados destaca-se o cobalto, inserido em ligas inoxidáveis austeníticas de baixo carbono. Este elemento, age de maneira a reduzir a EFE, acarretando em uma maior capacidade de encruamento, elevando o período de incubação no processo de cavitação e prolongando a vida útil do componente (SREEDHAR.; ALBERT e PANDIT, 2015; LAMBERT; SIMONEAU e DICKSOM, 1987). Esta classe de ligas inoxidáveis vem sendo amplamente aplicada em componentes submetidos a cavitação, tendo variações conforme ocorre a adição de manganês, como é o caso das ligas Cavitec, Cavitaloy, Duracavitec e Stellites.

Outro elemento de grande importância é o níquel, sendo um estabilizador da fase austenítica, favorecendo a sua formação, auxiliando na permanência do material por um período maior na fase de incubação, sem uma perda de massa expressa. Dentre as ligas austeníticas à base de níquel pode-se destacar as Inconel, Incoloy, Waspaloy, com a adição de elementos como molibdênio, e cobre (AGARWAL e KLOEWER, 2000).

Ainda deve-se destacar o cromo, pois o mesmo em adição em ligas com níquel, retardam a cinética de transformação austenita $\gamma \rightarrow$ martensita α' a temperaturas ambientes, favorecendo o seu uso em ambientes corrosivos e sujeitos a impactos cíclicos (LIPPOLD e KOTECHI, 2005; SHARIFITABAR e HALVAEE, 2010).

Folkhard (2012) destaca ainda a ampla utilização de um tipo específico de aço martensítico na fabricação de componentes sujeitos a cavitação; é o caso do aço ASTM A-743 CA6NM. A aplicação deste aço se dá pelo mesmo ser tratável termicamente e pela inserção de molibdênio em sua composição, tendo assim elevada resistência a corrosão por pites. O Gráfico 2 apresenta uma expectativa de perda de massa acumulada de cinco ligas diferentes, uma sendo classificada como inoxidável comum – 309L, outra com estrutura martensítica – CA6NM, uma superliga austenítica à base de níquel – Inconel e as demais ligas austeníticas ao cobalto – Cavitalloy e Cavitec.

Gráfico 2 – Perda de massa acumulada para diferentes ligas inoxidáveis em ensaio de cavitação acelerado norma ASTM G32.



Fonte: Adaptado de HART e WHALE, 2002; SREEDHAR, ALBERT e PANDIT, 2016; WILL, 2008; MUÑOZ-CUBILLOS, CORONADO e RODRÍGUEZ, 2019.

2.3 TRANSFORMAÇÕES DE FASE E RESISTÊNCIA A CAVITAÇÃO

A resistência dos materiais empregados em componentes sujeitos a cavitação, está diretamente relacionada à sua microestrutura original e principalmente a microestrutura intermediária, resultante da deformação gerada pelo impacto das ondas de choque e dos microjatos com a superfície. Procopiak (1997) e Shumann (1989) citam que a estrutura austenítica γ (CFC – cúbica de faces centradas) quando submetida a cavitação favorece o deslizamento planar, promovendo um elevado encruamento, concomitante ao processo de transformação martensítica, que resulta na formação de martensita α' (CCC) e ε (HC), aumentando a resistência à cavitação.

A transformação da austenita em martensita, pode ser dar de duas formas individualizadas, que ocorrem simultaneamente durante o processo de cavitação:

- Transformação da austenita γ em martensita α' : a fase cúbica de faces centradas da austenita, devido às deformações plásticas ocorridas na rede cristalina, transforma-se em uma estrutura martensítica cúbica de corpo centrado (fase α'). Está associada a elevados níveis de deformação ou a baixas temperaturas e ocasiona uma pequena variação volumétrica, Quadro 2 (SHUMANN, 1989; BEILER, 2012; TAO *et al.*, 2019).

- Transformação da austenita γ em martensita ε : a austenita inicial transforma-se em martensita na forma hexagonal compacta, sob a forma de plaquetas finas e alongadas, com formação preferencial nos planos octaédricos da austenita. A estrutura mais refinada proporciona uma melhor resistência a cavitação, pois diminui a extensão da falha de empilhamento, prolongando o período de incubação do processo.

Durante a transformação austenita $\gamma \rightarrow$ martensita ε , ocorre uma contração no volume (Quadro 2), sendo que esta transformação ocorre em maior proporção no processo de cavitação, devido às tensões de compressão proporcionadas pelos microjatos e ondas de choque.

Autores como Krupp (2010), Remy e Pineau (1977) citam que a transformação da austenita em martensita devido a deformação ocorre em uma sequência $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ e que a formação da austenita γ ocorre em grande parte na interseção entre as ripas de martensita ε já formadas, principalmente em materiais com EFE menor que 20 mJ/m².

Quadro 2 – Variação volumétrica nas transformações austenita/martensita.

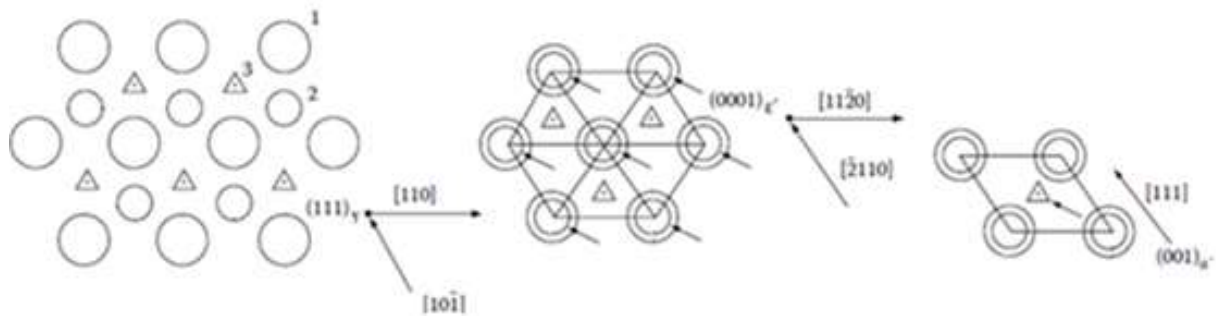
Transformação	Variação Volumétrica (%)
$\gamma \rightarrow \alpha'$	2,57 de expansão
$\gamma \rightarrow \varepsilon$	1,12 de contração

Fonte: PADILHA, 1994; BEILER, 2012.

Porter, Easterling e Sherif (2009) citam que através do modelo proposto por Venables, existe uma correlação entre a martensita ε e α' , sendo que para Bracke (2006) a martensita ε é obtida localmente quando a primeira discordância parcial de Shockley se movimenta no interior da estrutura austenítica (com arranjo ABC) e gera uma falha de empilhamento, rearranjando a estrutura na configuração HC (arranjo AB), conforme mostrado na Figura 6 .

O modelo proposto por Venables, bem como os trabalhos de Gutneer e Reed (1962), Kisko *et al.* (2013), Maréchal (2011) e Xing *et al.* (2019) apresentam a martensita ε como uma fase intermediária à obtenção de martensita α' , sendo que com o aumento da deformação nota-se até certo ponto um aumento na formação da fase ε . A partir de um valor limite, para esta deformação plástica, percebe-se uma redução na quantidade de martensita ε e um aumento na quantidade da fase α' .

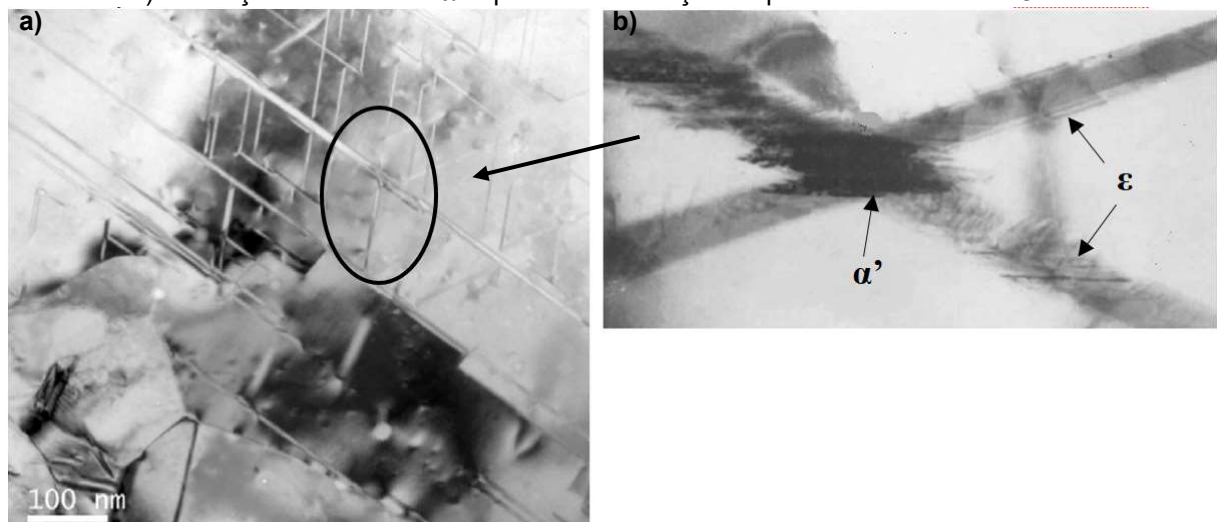
Figura 6 – Modelo de transformação martensítica de Venables.



Fonte: Adaptado de PORTER, EASTERLING e SHERIF, 2009.

Venables (1961), Mészáros e Prohászka (2005), Rezaee *et al.* (2013) e Liu *et al.* (2018) verificaram que na intersecção de duas regiões de martensita ε ocorre uma propagação da nucleação de martensita α' , conforme Figura 7. Outras locais de formação da fase α' são encontros de placas de martensita ε com sistemas de deslizamento, maclas ou com contornos de grão (OLSON e COHEN, 1972; POLATIDIS *et al.*, 2018).

Figura 7 – Imagem de microscopia eletrônica de transmissão - a) Estrutura deformada com fase γ , ε , α' ; b) Formação da estrutura α' a partir da intersecção de placas de martensita ε .



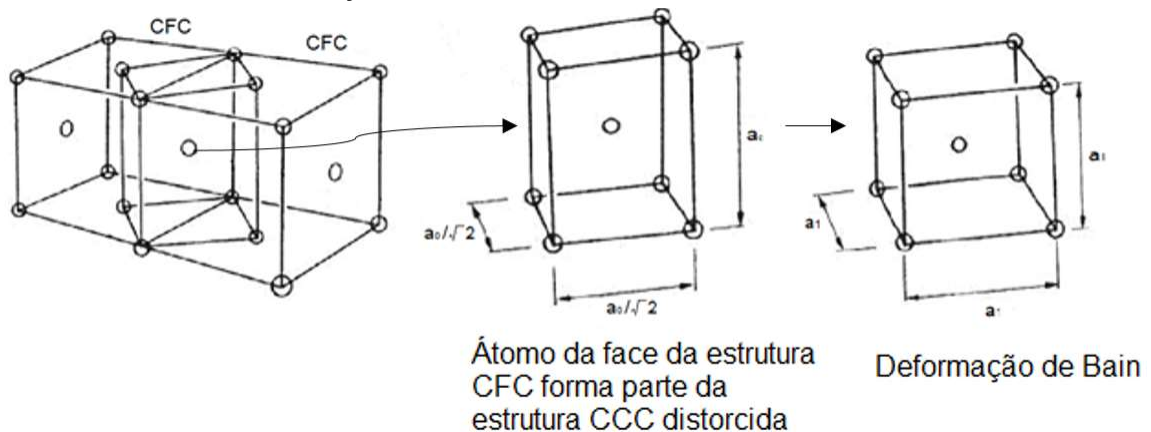
Fonte: Adaptado de KISKO *et al.*, 2013; VENABLES, 1961.

Gey *et al.* (2005), Yeddu *et al.* (2014) citam que as interações entre os defeitos gerados durante a deformação não correspondem unicamente às regiões de nucleação da martensita α' e que esta fase pode se apresentar junto à martensita ε , ou em contornos de grão.

Já outros autores como Wayman (1994), Tian; Borgenstam e Hedström (2018), relatam um modo de transformação martensítica com a formação direta da fase α' . Um dos principais modelos estudados é o de Bain, o qual propõe um mecanismo em que a martensita é formada com um mínimo de deslocamento possível. Desta forma ocorre uma modificação na estrutura, de CFC (na austenita) para CCC (martensita α'), ocorrendo uma compressão de cerca de 20% em um dos eixos $[001]$ do cubo e uma expansão uniforme próxima a 12% ao longo dos dois eixos perpendiculares $[010]$ e $[100]$. Este modelo de transformação é mostrado na Figura 8 (WECHSLER; LIEBERMAN e READ, 1953; BORGENTAM e HILLERT, 2001).

A transformação martensítica pelo mecanismo de Bain pode ser resumida como uma rotação de 45° em torno de um eixo comum às fases mãe e produto, com relações de orientação $(001)_\gamma \parallel (001)_{\alpha'}$ e $[100]_\gamma \parallel [110]_{\alpha'}$.

Figura 8 – Modelo de transformação martensítica de Bain.



Fonte: Adaptado de BHADESHIA, 2001.

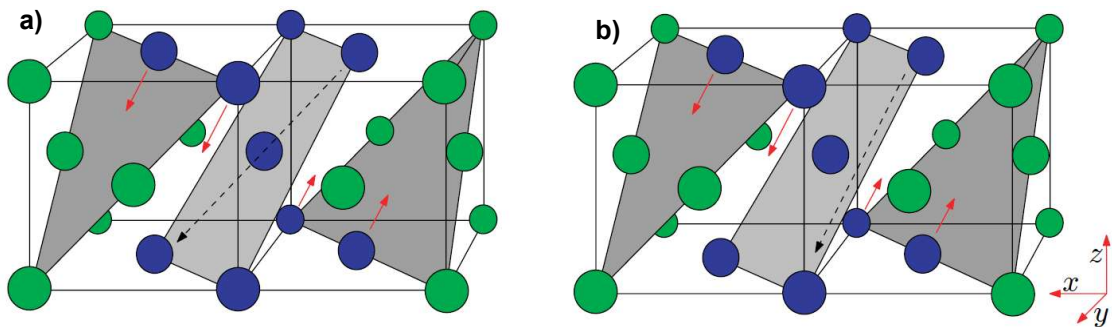
Koumatos e Muehlemann (2017), He, Godet e Jonas (2005) e Borgenstam e Hillert (2001) apresentam a teoria de Kurdjumov e Sachs, que descreve uma correspondência entre a tetragonalidade da martensita e a quantidade de carbono presente na austenita. A partir deste conceito pode-se validar a transformação martensítica de uma fase $\gamma \rightarrow \alpha'$, caracterizado por uma reorganização regular e adifusional da rede CFC, com os átomos de carbono permanecendo na mesma posição

intersticial, determinadas a partir das relações de orientação entre as redes coexistentes na austenita e na martensita, sendo as posições de rede $(111)_\gamma \parallel (011)_{\alpha'}$ e $[10\bar{1}]_\gamma \parallel [11\bar{1}]_{\alpha'}$.

Estudos de Sandoval; Urbassek e Entel (2009), Guillen (1995), He, Godet e Jonas (2005), citam o modelo de transformação martensítica proposto por Nishiyama e Wassermann, que descreve uma transformação adifusional em liga de Fe-30Ni. O modelo sugere que uma liga austenítica com 30% níquel, após tempera, transforma-se parcialmente em uma estrutura CCC, visto ocorrer dois mecanismos para esta transformação. O primeiro deles um cisalhamento simples de $19^\circ 28'$ na direção $[\bar{2}11]_\gamma$ do plano $(111)_\gamma$, como no mecanismo de Kurdjumov e Sachs, sendo que os planos de alta densidade atômica são os mesmos para as estruturas iniciais e finais.

Em seguida uma expansão de 13,3% ao longo da direção $[10\bar{1}]_\gamma$, uma contração de 7,5% ao longo de $[\bar{2}11]_\gamma$ e uma contração de 1,9% normal a estas duas direções. Desta maneira a relação de Nishiyama e Wassermann pode ser expressa por $(111)_\gamma \parallel (011)_{\alpha'}$ e $[10\bar{2}]_\gamma \parallel [01\bar{1}]_{\alpha'}$. Na Figura 9 é possível visualizar as relações dos modelos de Kurdjumov-Sachs e Nishiyama-Wassermann.

Figura 9 – Relação de orientação entre a estrutura austenítica e da martensita α' – a) Modelos de Kurdjumov e Sachs; b) Modelo de Nishiyama–Wassermann.



Fonte: Adaptado de SANDOVAL, URBASSEK e ENTEL, 2009.

A transformação martensítica da austenita é influenciada por diversos fatores, tais como a sua composição química, grau de metaestabilidade, EFE, temperatura e taxa de deformação, sendo que dentre estes fatores a EFE merece destaque (LEE *et al.*, 2001; KISKO *et al.*, 2013; XIAOJUN *et al.*, 2003).

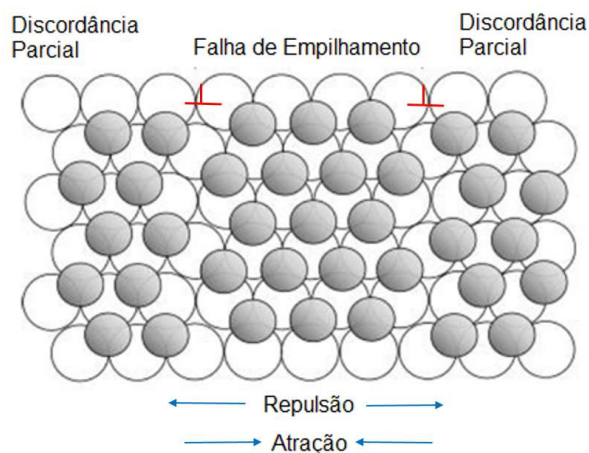
2.4 ENERGIA DE FALHA DE EMPILHAMENTO (EFE)

Nos metais a EFE pode ser avaliada pela distância entre duas discordâncias parciais, que delimitam a sequência da falha de empilhamento. Uma EFE reduzida dificulta a ocorrência de deslizamento cruzado e a tendência à formação de células de discordância (MEYERS e CHAWLA, 2008; ALLAIN *et al.*, 2004).

Autores como Hosford (2010), Lambert, Simoneau e Dicksom (1987), Simoneau (1984) citam que os materiais cristalinos são formados por uma sequência de planos atômicos compactos e bem definidos e que se esta sequência de empilhamento for quebrada, obtém-se as chamadas falhas de empilhamento, observadas na Figura 10 .

Esta modificação na sequência de empilhamento ocorre principalmente pela movimentação das discordâncias parciais no interior da estrutura, as quais não produzem translações completas. Meyers e Chawla (2009), Tao *et al.* (2019) citam que uma discordância pode se decompor em duas parciais de Shockley, com a ocorrência de forças atrativas e repulsivas. As forças de repulsão, entre as parciais, tendem a elevar o número de falhas de empilhamento e que com este aumento, ocorre uma elevação na energia total do sistema, tendendo as discordâncias a retornarem a sua posição inicial. Desta forma a EFE está relacionada com o balanço energético entre as forças de repulsão das discordâncias parciais e a força de atração devido à falha de empilhamento.

Figura 10 – Modo representativo da falha de empilhamento de uma estrutura na transformação martensítica.



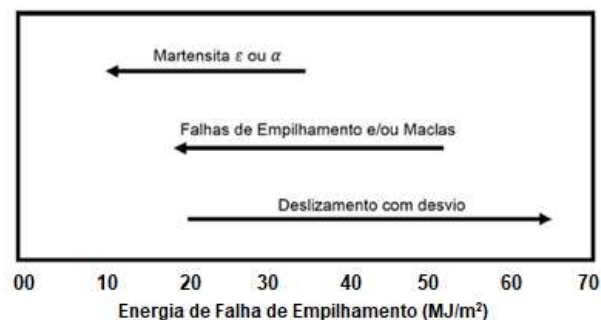
Fonte: Adaptado de CAMPBELL, 2008.

Em um aço inoxidável austenítico com estrutura CFC os planos compactos se organizam em um sequenciamento ABC, porém em algumas situações podem ocorrer falhas nesta sequência de planos compactos, resultando em uma alteração local para um arranjo AB, típico de uma estrutura HC. A esta modificação se dá o nome de transformação martensítica, pois ocorre uma mudança estrutural de uma fase austenítica para uma fase martensítica (LEE *et al.*, 2001; PADILHA 1997; PROCOPIAK, 2000; POLATIDIS *et al.*, 2018; XING *et al.* 2019).

Materiais que apresentam uma baixa EFE, tendem a possuir suas discordâncias parciais com um maior espaçamento, dificultando a ocorrência de deslizamento cruzado (*cross-slip*). Nota-se que em materiais com baixa EFE ocorre uma distribuição mais homogênea das discordâncias no interior da estrutura e uma menor tendência à formação de células de discordâncias. Estas características possibilitam uma maior taxa de deformação com absorção de energia e uma maior suscetibilidade à transformação martensítica (PROCOPIAK, 2000; ZHANG e FANG, 2002; XIAOJUN *et al.*, 2003).

Estudos, como os de Procopiak (2000), Simoneau (1987), Das (2015), apontam que uma baixa EFE dificulta o escorregamento planar, aumentando o número de ciclos necessários à fratura localizada do material, estando desta maneira correlacionados diretamente com a erosão por cavitação, que evolui devido a uma fratura por fadiga superficial. Na Figura 11 é apresentado um esquema do mecanismo de deformação em função da EFE do material, proposto por Lambert, Simoneau e Dicksom (1987), a qual relaciona a EFE com a transformação martensítica, com as falhas de empilhamento ou maclação e o deslizamento cruzado.

Figura 11 - Esquema do mecanismo de deformação em função da EFE.



Fonte: LAMBERT, SIMONEAU e DICKSOM, 1987.

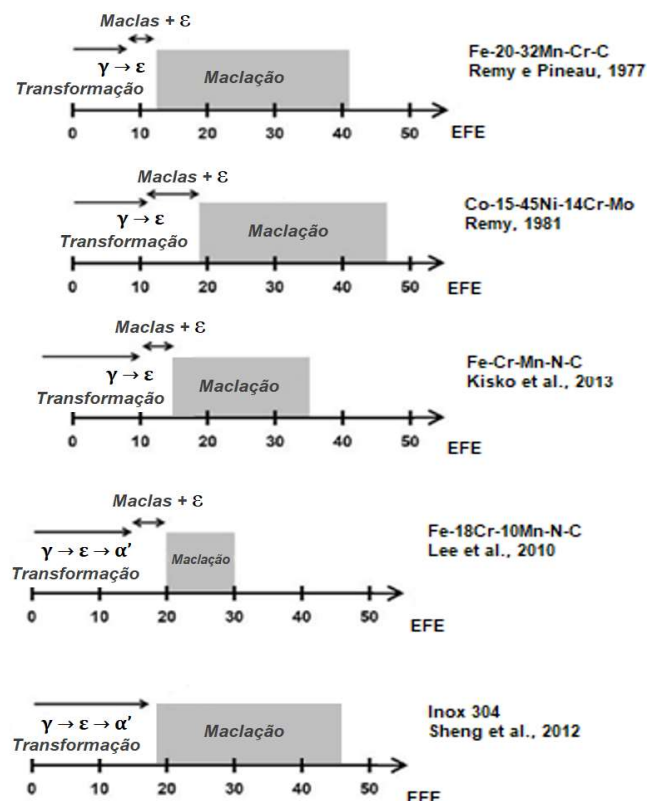
Em materiais com elevada EFE a recombinação das discordâncias parciais exige menores níveis de tensão, pelas menores distâncias entre elas, facilitando a

ocorrência de escorregamentos com desvio. Incrementos na EFE ocasionam a formação e crescimento de bandas de deslizamento, dificultando assim a formação de embriões de martensita (TALONEN e HÄNNINEN, 2007).

Krupp (2010) comenta que ligas inoxidáveis austeníticas com baixa EFE são aquelas com uma energia menor que 20 mJ/m^2 , já Remy e Pineau (1977) colocam que para ligas do sistema Fe-Cr-Mn-C o ideal é trabalhar entre 10 e 40 mJ/m^2 para transformação induzida por maclação, considerando como baixa EFE valores menores que 12 mJ/m^2 , com sequência de transformação $\gamma \rightarrow \epsilon + \alpha'$. Remy (1981) analisou a liga Co-Ni-Cr-Mo, observando que ocorre maclação a partir de uma EFE de 19 mJ/m^2 , elevando o intervalo de energia que favorece a transformação martensítica.

Já para ligas do sistema Fe-Cr-Mn-N-C, Kisko *et al.* (2013) verificaram que ocorre uma transformação martensítica com uma EFE abaixo 15 mJ/m^2 , e uma ativação da maclação em valores acima de 12 mJ/m^2 . Lee *et al.* (2010), Lee *et al.* (2012) em seus estudos com a liga austenítica Fe-18Cr-10Mn-N-C obteve uma transformação martensítica abaixo de 15 mJ/m^2 e entre 15 e 20 mJ/m^2 uma transformação induzida por maclação ou *twinning*.

Figura 12 - Faixas de EFE para transformação martensítica e maclação em ligas CFC.



Fonte: Adaptado de REMY e PINEAU, 1997; REMY, 1981; KISKO *et al.*, 2013; LEE *et al.*, 2010, SHENG *et al.*, 2012; RIBAMAR, 2018.

Para o aço inoxidável AISI 304 Sheng *et al.* (2012), Lee *et al.* (2012), Muñoz-Cubillos, Coronado e Rodríguez (2019) verificaram que para EFE menores que 18 mJ/m^2 a formação da martensita é direta $\gamma \rightarrow \alpha'$, enquanto para uma EFE compreendida entre 18 e 45 mJ/m^2 ocorre na forma: austenita \rightarrow maclação \rightarrow martensita ($\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$). O esquema mostrado na Figura 12 exemplifica de forma sintética os intervalos verificados pelos autores em seus estudos (REMY e PINEAU, 1997; REMY, 1981; KISKO *et al.*, 2013; LEE *et al.*, 2010, SHENG *et al.*, 2012; RIBAMAR, 2018).

Desta maneira verifica-se que um dos principais fatores que afeta a EFE dos materiais é sua composição química, e que a adição de elementos de liga específicos pode levar a uma modificação do valor da EFE (DAS, 2015). Para uma determinação empírica da EFE diversos autores desenvolveram equações empíricas baseadas nos elementos presentes nas ligas, sendo apresentadas no Quadro 3.

Quadro 3 – Equações para cálculo do valor de energia de falha de empilhamento.

Autor	Equação
Pickerig, 1984	$\text{EFE} = 25,7 + 2(\text{Ni}) + 410(\text{C}) - 0,9(\text{Cr}) - 77(\text{N}) - 13(\text{Si}) - 1,2(\text{Mn})$
Rhodes e Thompson, 1977	$\text{EFE} = 1,2 + 1,4(\text{Ni}) + 0,6(\text{Cr}) + 17,7(\text{Mn}) - 44,7(\text{Si})$
Schramm e Reed, 1975	$\text{EFE} = -53 + 6,2(\text{Ni}) + 0,7(\text{Cr}) + 3,2(\text{Mn}) + 9,3(\text{Mo})$
Li e Jiang, 1999	$\text{EFE} = 28,87 + 1,64(\text{Ni}) - 1,1(\text{Cr}) + 0,21(\text{Mn}) - 4,45(\text{Si})$

Fonte: O autor.

As equações do Quadro 3 mostram que há elementos que contribuem para o aumento da EFE, enquanto outros elementos atuam no sentido de reduzir a EFE. O carbono e o níquel tendem a elevar a EFE do material, já o cromo e manganês apresentam efeitos diversos, tanto de elevar quanto reduzir a EFE, sendo dependente da concentração. O cromo tende a reduzir a EFE, em concentrações acima de 20% (LI e LÜ, 1999; DAI *et al.*, 2004; LHI, ZHAO e JIANG, 2000). Stoltz e Vander Sande (1980) verificaram que o nitrogênio apresenta efeito de endurecimento por solução sólida e contribui para a diminuição da EFE. Já em ligas com adição de cobalto, verifica-se uma redução significativa na EFE, o que favorece a ocorrência dos fenômenos de transformação de fases induzida por deformação, aumentando a duração da fase de incubação no processo de cavitação.

2.4.1 Métodos de avaliação da energia de falha de empilhamento

Na avaliação ou quantificação da EFE, uma gama de métodos experimentais pode ser empregada, sendo estes diretos ou indiretos. Dentre os métodos diretos estão a microscopia eletrônica de transmissão (MET) e o dos nós estendidos de discordâncias. Estes métodos em geral são mais precisos, mas aplicam-se a uma restrita faixa de valores, normalmente abaixo de 50 mJ/m^2 (REED e SCHRAMM, 1974; BORGES, 1985).

Já os métodos indiretos relacionam a EFE com outras grandezas, algumas obtidas por métodos diretos, como o método das texturas de deformação, de difração de raios X, o método da taxa de encruamento no terceiro estágio de deformação de monocristais (τ_3), da cinética de recozimento de anéis de lacuna e método da tensão crítica no plano e na direção de escorregamento (REED e SCHRAMM, 1974; BORGES, 1985, MARTINEZ, 1989). Ressalta-se que a medição é aplicada com maior precisão aos materiais com estrutura do tipo CFC, devido a possuírem uma EFE menor se comparada a estruturas do tipo HC e CCC, além de que para estrutura HC os dados experimentais se mostram confiáveis apenas para aqueles com cobalto no plano basal (CAMPOS, FARIAS e PADILHA, 1999; MARTINEZ, 1989).

Um dos métodos mais empregados na estimativa da EFE é o de difração de raios X, que pode ser utilizado para relacionar a presença de falhas de empilhamento e a microdeformação da rede cristalina com o valor de EFE do material. A deformação plástica a frio produz uma modificação nos perfis de difração, sendo que o alargamento dos perfis está relacionado com o tamanho dos domínios coerentes de difração, as falhas de empilhamento nos planos (111) e a microdeformações. Já os deslocamentos dos picos são resultado das tensões residuais e de falhas de empilhamento nos planos (111) (PATERSON, 1952; SMALLMAN e WESTMACOTT, 1957).

2.5 PREVISÃO E ESTABILIDADE DE FASES DO MATERIAL

A estabilidade de fases de um determinado material é fator crucial para suas características, sendo que a microestrutura de um aço inoxidável pode ser prevista a partir de sua composição química e da taxa de resfriamento dos materiais soldados.

Para esta previsão são utilizadas as relações de cromo equivalente (Cr_{eq}) e níquel equivalente (Ni_{eq}), calculadas a partir de equações que atribuem fatores aos elementos químicos estabilizadores da ferrita e da austenita, sendo que os elementos de ligas presentes na equação de Cr_{eq} recebem o nome de alfa-gênicos e os presentes na de Ni_{eq} o de gama-gênicos. Diversos autores avaliaram a influência dos elementos de liga na constituição da microestrutura final de aços inoxidáveis e propuseram equações para previsão da proporção de fases e dos modos de solidificação destes materiais, conforme Quadro 4 (PUKASIEWICZ, 2008; RIBEIRO, 2007; RAO e KUNG, 1987; SIMONEAU, 1987).

Quadro 4 – Equações de cromo e níquel equivalentes.

Diagrama	Cromo Equivalente (%)	Níquel Equivalente (%)
Shaeffler, 1949	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C$
De Long, 1956	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 30N$
Schneider, 1960	$Cr + Mo + 2Si + 1,7 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 25N + 0,3Cu + Co$
Rao e Kung, 1987	$Cr + Mo + 1,5Si + 0,5 Nb$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 30N + 0,44Cu + 0,41Co$
Simoneau, 1987	$Cr + 1,5Si$	$Ni + 0,5Mn + 30C + 30N + 0,7Co$

Fonte: O autor.

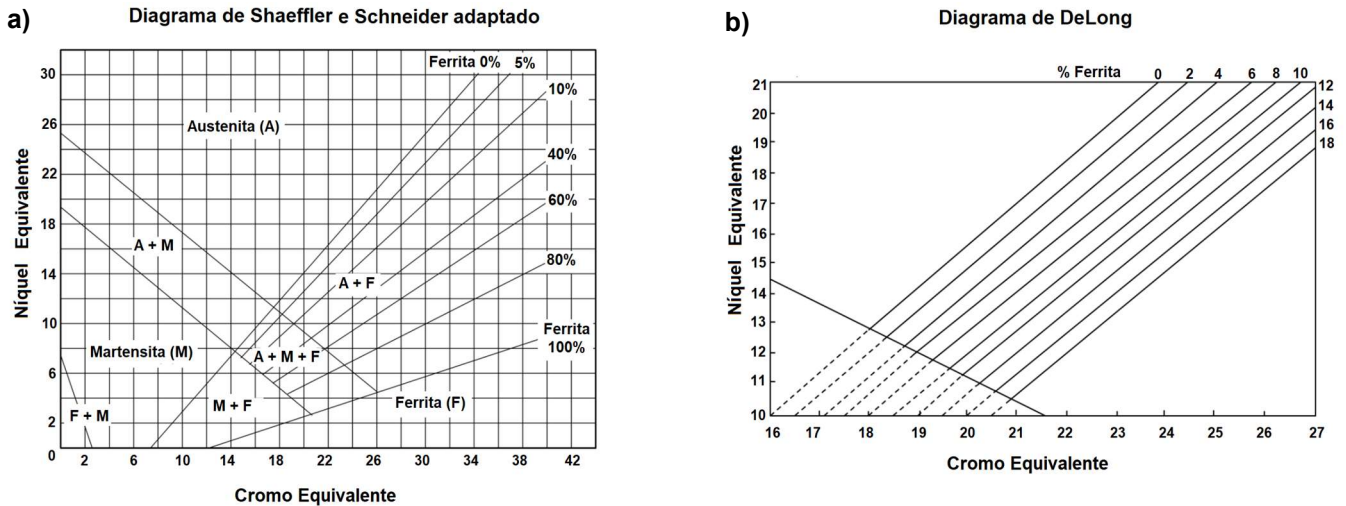
Os valores obtidos pelas equações apresentadas são utilizados em diagramas respectivos, os quais relacionam os valores de Cr_{eq} , Ni_{eq} com a microestrutura do material. Na Figura 13 são apresentados os diagramas de Shaeffler, DeLong e Schneider. É importante destacar que estes diagramas foram desenvolvidos para avaliação da microestrutura de aços inoxidáveis submetidos a processos de soldagem. Cabe destacar a existência dos diagramas para soldagem WRC (1992), Hull (1973), Kotechi (2000), Maurer (1939) dentre outro, mas que não englobam os elementos de liga presentes nas ligas Inconel 625 e Cavitec.

O diagrama de Schaeffler se apresenta como uma versão amplamente difundida, prevendo a microestrutura do material, porém não engloba a ação do nitrogênio como elemento estabilizador da austenita. Já o diagrama proposto por DeLong leva em consideração a ação no nitrogênio, enquanto o de Schneider engloba a influência do cobalto como redutor da EFE e estabilizador da austenita.

Rao e Kung (1987) desenvolveram um diagrama baseado nas equações propostas por De Long, focado no processo de erosão por cavitação, correlacionando os valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} com a taxa de erosão. Neste diagrama, Figura 14a, é proposto que aços inoxidáveis com uma relação $Cr_{eq} / (Cr_{eq} + Ni_{eq})$ entre 0,4 e 0,7 apresentam

uma elevada resistência a cavitação e que ligas com altos teores de níquel tendem a apresentar maior perda de massa, principalmente pelo aumento da EFE.

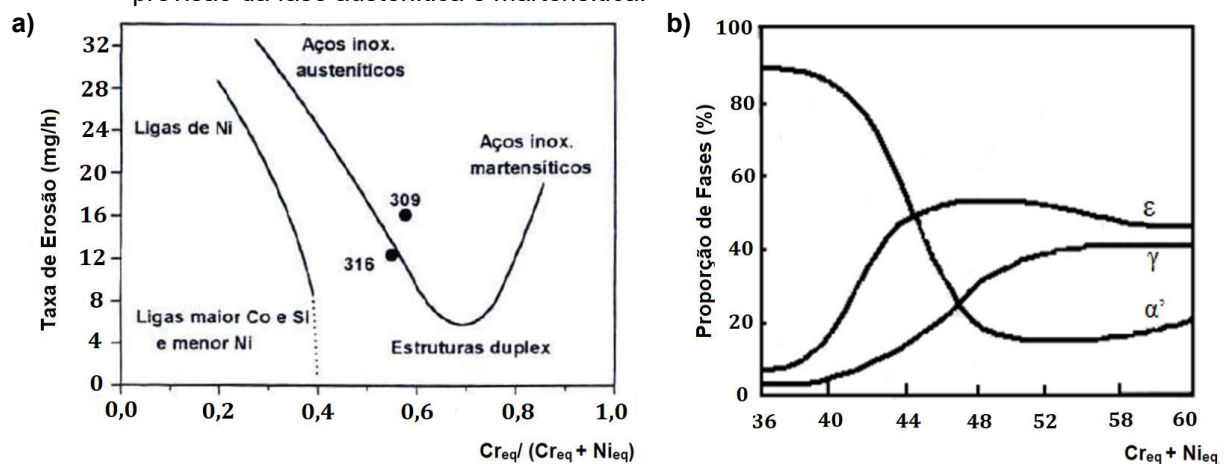
Figura 13 – a) Diagrama de Shaeffler e Schneider modificado; b) Diagrama de De Long.



Fonte: Adaptado de SCHAEFFLER, 1949; SCHNEIDER, 1960 e DELONG, 1974.

Simoneau (1987) focou no estudo dos aços inoxidáveis austeníticos com adições de cobalto, a partir das equações de DeLong, propondo um diagrama que correlaciona o percentual das fases austenítica γ e martensítica, tanto ϵ quanto α' , que será obtido em cada relação de $Cr_{eq} + Ni_{eq}$, sendo muito importante para o acompanhamento das etapas do processo de cavitação.

Figura 14 – a) Diagrama de Rao para taxa de erosão por cavitação e b) Diagrama de Simoneau para previsão da fase austenítica e martensítica.



Fonte: Adaptado de RAO e KUNG, 1987; SIMONEAU, 1987.

Outro modo de avaliação da metaestabilidade da austenita é a utilização da temperatura de início da transformação martensítica (M_s) e da temperatura limite para a formação de martensita induzida por deformação (M_d). Abaixo da temperatura M_s

ocorre uma transformação de fases espontânea e acima de M_d obtém-se uma estabilidade mecânica na fase γ (FROMMEYER, BRÜX e NEUMANN, 2003; KWOK, MAN e CHENG, 1998)

Desta forma, garantir que o material possa sofrer transformação martensítica devido ao encruamento é de vital importância para a resistência à cavitação. Kwok, Man e Cheng (1998) correlacionaram a temperatura M_{d30} , temperatura na qual 50% da austenita inicial se transforma em martensita com redução de 30% de área de tração, com a resistência à cavitação. Os autores relatam que uma elevação da temperatura resulta em uma tendência de redução na perda de massa por cavitação. O Quadro 5 apresenta as equações propostas por Hull, Williams e Angel para estimativa da temperatura M_{d30} .

Quadro 5 – Equações de cálculo da temperatura de estabilidade mecânica de fase austenítica M_{d30} .

Autor	Equação
Hull, 1973	$M_d = 1655 - 23Cr - 59Ni - 41Mn - 20Si - 777C - 315N - 24Mo - 12Co$
Williams, 1976	$M_d = 686 - 6Cr - 25Ni - 16Mn + 21Si - 222C - 222V - 11Mo$
Angel, 1954	$M_d = 686 - 14Cr - 9,5Ni - 8,1Mn - 9,2Si - 46,5C - 46,2N - 18,5Mo$

Fonte: O autor.

2.6 NITRETAÇÃO A PLASMA

O processo de nitretação a plasma é uma técnica de tratamento termoquímico superficial, o qual utiliza descargas luminescentes em regime anormal² para implantação de nitrogênio na superfície de metais e ligas (SILVA e MEI, 2008).

Neste processo ocorre a difusão de íons de nitrogênio na superfície da amostra, estes íons são formados pelo processo de colisão entre átomos e elétrons presentes no gás. Desta maneira os íons de nitrogênio são acelerados em direção à superfície da peça.

Este bombardeamento de espécies do plasma (átomos neutros e íons carregados) provocam um aquecimento do material, promovendo uma limpeza e a difusão do nitrogênio na superfície exposta; a este processo se dá o nome de nitretação

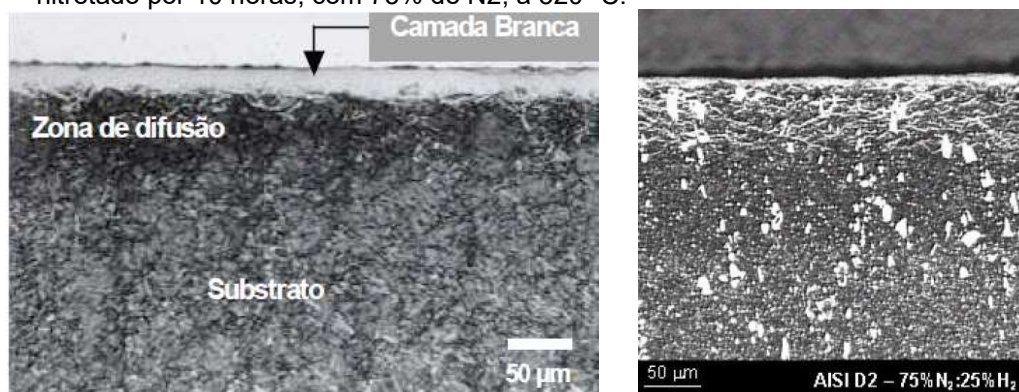
² Quando a tensão e a corrente crescem seguindo certo grau de proporcionalidade, possibilitando o controle da descarga, sendo o cátodo completamente envolvido pelo plasma.

a plasma. Por meio do processo de nitretação busca-se aumentar a dureza superficial, a resistência ao desgaste, a resistência à fadiga e à corrosão superficial do material (ASM INTERNATIONAL, 1997).

Durante o processo de nitretação de aços, duas regiões distintas são formadas, uma superficial denominada camada branca (ou de compostos) e outra a camada de difusão. A Figura 15 ilustra as regiões da camada nitretada. A camada branca é composta basicamente por nitretos de ferro (Fe_4N e/ou $Fe_{2-3}N$), estando associada principalmente à quantidade de nitrogênio presente na atmosfera utilizada no interior da câmara. Já na região de difusão, o nitrogênio é dissolvido intersticialmente ou forma nitretos (principalmente de ferro). Estes mecanismos introduzem distorções no reticulado cristalino, elevando a dureza do material (SUN e BELL, 1997).

A fim de se obter um melhor controle da uniformidade da camada nitretada, bem como a possibilidade de tratamento de geometrias complexas e a produção de camadas superficiais altamente saturadas de nitrogênio, utiliza-se da técnica de implantação iônica por imersão em plasma - PI³ (ANDERS, 2000; BLAWERT e MORDIKE, 1997; RECCO *et al.*, 2007).

Figura 15 - Camadas formadas no processo de nitretação a plasma - a) aço inoxidável austenítico com destaque a camada branca superficial e zona de difusão e b) aço ferramenta AISI D2 nitretado por 10 horas, com 75% de N₂, a 520 °C.



Fonte: SILVA, 2008; PINEDO *et al.*, 2002.

Pinedo e Monteiro (2004) e ASM INTERNATIONAL (1997) comentam que os aços inoxidáveis não são indicados as técnicas convencionais de nitretação, pois existe a presença de uma camada altamente estável de óxido de cromo. Já no processo PI³,

³ Processo de implantação iônica por imersão em plasma onde o substrato é imerso em um plasma e polarizado negativamente com um pulso de alta tensão, criando uma bainha de plasma em torno da amostra, conforme os elétrons são expulsos de sua proximidade. Desta forma os íons são acelerados contra a superfície da amostra sendo implantados (ANDERS, 2002).

esta camada de óxido de cromo é removida devido ao mecanismo de *sputtering* obtendo uma adição satisfatória de nitrogênio na superfície do material.

A nitretação de aços inoxidáveis por PI3 pode ser realizada a temperaturas relativamente baixas (menores que 400 °C), ocorrendo a formação de fases expandidas devido à presença de nitrogênio em solução sólida (γN , αN ou $\alpha'\text{N}$) e nitretos na forma γ' - Fe_4N e ε - Fe_{2-3}N , variando de acordo com a composição do material e parâmetros utilizados no processo (BHUYAN *et al.*, 2014; BLAWERT *et al.*, 2000; GONTIJO *et al.*, 2010).

Chyou e Shih (1990) citam que os nitretos de ferro, γ' - Fe_4N e ε - Fe_{2-3}N e as fases γN , αN ou $\alpha'\text{N}$, presentes na camada branca, contribuem para o aumento da resistência à corrosão e melhoria das propriedades tribológicas. Já a elevação da resistência à fadiga se dá devido a tensões residuais de compressão na superfície e de tração no núcleo, introduzidas pela saturação de átomos de nitrogênio no reticulado de ferro e a formação de precipitados na zona de difusão, reduzindo assim a tensão efetiva gerada (PODGORNIK e VIZINTIN, 2001; LI *et al.*, 2000).

Quanto à resistência a cavitação Berns e Siebert (1996) encontraram uma melhoria significativa na resistência ao desgaste erosivo dos materiais nitretados. Esta maior resistência está associada ao aumento da densidade e maior homogeneidade de distribuição de discordâncias, facilitando o endurecimento por deformação da superfície e exigindo maiores tensões para dano.

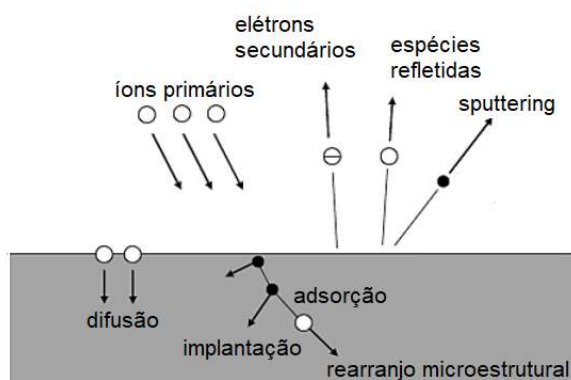
2.6.1 Formação da camada nitretada

Por meio de um pulso de alta tensão com polarização negativa os íons de nitrogênio são emitidos e interagem com a superfície do material. Os íons, ao colidirem com a superfície, podem ser refletidos ou implantados; estes íons ainda podem causar o *sputtering* (limpeza ou decapagem da camada superficial do material) e a emissão de elétrons secundários ou fótons.

Machaka (2015) cita que os íons, ao interagem com os elétrons e o núcleo do material em tratamento, sofrem desaceleração e colisões, podendo alterar as posições originais dos átomos e acarretando defeitos de lacunas. A implantação dos íons ocorre principalmente nas regiões intersticiais, em lacunas e contornos de grão. Desta forma

a produção de defeitos tem grande importância na difusão do nitrogênio (NASTASI; MÖLLER e ENSINGER, 2000). A Figura 16 apresenta as principais interações dos íons com a superfície do material nitretado.

Figura 16 – Interação dos íons do plasma com a superfície do material a ser nitretado.



Fonte: Adaptado de CHAPMAN, 1980.

Os íons, quando interagem e penetram no material, tendem a sofrer um espalhamento de sua trajetória, principalmente devido a interações elásticas. Já as interações inelásticas tendem a reduzir a energia dos íons. Desta maneira ocorre um perfil de concentração de nitrogênio no material, a partir da superfície (MÖLLER e MUKHERJEE, 2002).

Após saturação de nitrogênio nas estruturas cristalinas dos aços inoxidáveis formam-se fases metaestáveis, sendo que na austenita ocorre uma supersaturação intersticial de nitrogênio (entre 17% e 40%), sendo denominada austenita expandida por nitrogênio (γN). Já para estruturas ferríticas e martensíticas saturadas por nitrogênio se denominam ferrita expandida por nitrogênio (αN) e martensita expandida por nitrogênio ($\alpha'\text{N}$), sendo que para estas estruturas a concentrações de nitrogênio são menores (entre 14% e 28%) que para γN (DONG, 2010; GONTIJO *et al.*, 2010, MÄNDL e RAUSCHENBACH, 2004).

Com a supersaturação das estruturas com nitrogênio, ocorre a formação de precipitados, processo influenciado pela composição da atmosfera de tratamento e pelos elementos de liga presentes no material. Os precipitados podem se apresentar nas formas de γ' - Fe_4N e ϵ - Fe_{2-x}N , sendo suas estruturas CFC para γ' e HC para ϵ , com o nitrogênio ocupando os interstícios octaédricos e se ligando ao átomo de ferro (ROHITH *et al.*, 2016). Dentre os nitretos formados, os que possuem maior concentração e aplicação são γ' - Fe_4N e ϵ - Fe_{2-3}N .

3 MATERIAIS E METODOS

3.1 MATERIAIS

O material base para a deposição dos revestimentos é um aço inoxidável martensítico macio ASTM A-743 CA6NM. O aço foi obtido pelo processo de fundição, fornecido pela Voith Hydro Ltda. A composição química fornecida pode ser visualizada na Tabela 2.

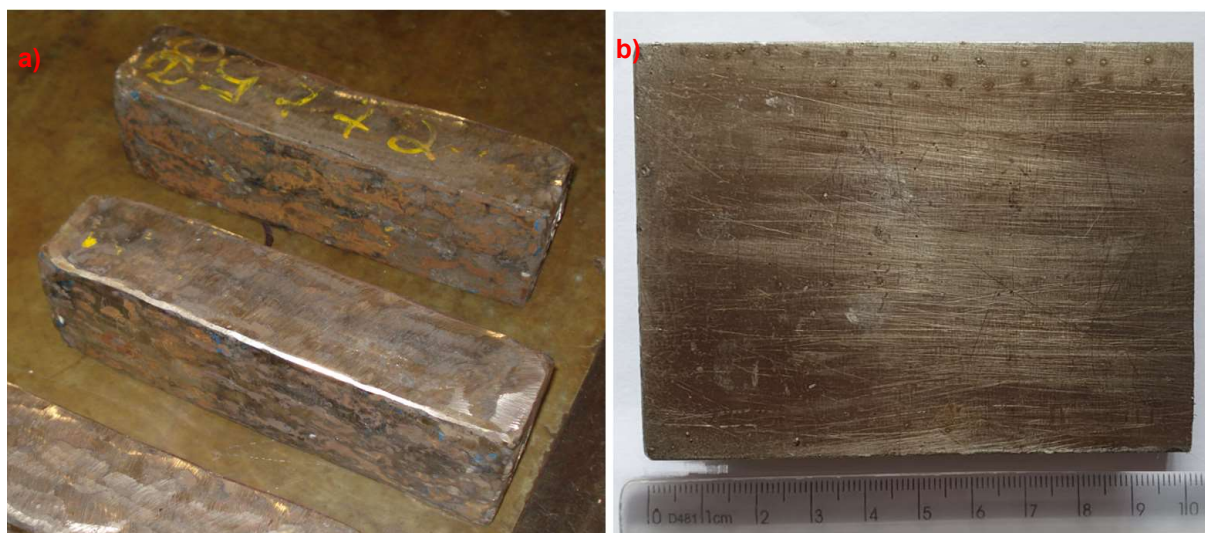
Tabela 2 – Composição química fornecida do aço CA6NM utilizado como substrato (% em peso).

Material	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	P	S	Fe
ASTM A-743 CA6NM	0,02	0,00	0,00	0,64	12,40	3,70	0,42	0,008	0,0018	Bal.

Fonte: O autor.

Inicialmente os corpos de prova foram cortados e usinados em uma fresadora marca Diplomat, modelo FVF 2500, com as dimensões de 100 x 80 x 25 mm, mostrado na Figura 17, selecionadas a fim de minimizar as interferências térmicas na geometria final do corpo após processos de deposição dos revestimentos.

Figura 17 – a) Material do substrato ASTM A-743 CA6NM como recebido e b) Amostras pós corte e fresamento.



Fonte: O Autor.

Para os revestimentos foram utilizados duas ligas inoxidáveis fornecidos na forma de arame tubular sendo o primeiro à base de Níquel-Cobalto (Cavitec) e o segundo a base Níquel-Cromo (Inconel), ambas as composições químicas são apresentadas na Tabela 3.

Tabela 3 – Composição química analisada por espectrometria de absorção atômica dos metais de adição (% em peso).

Liga	C	N	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Mo	P	Nb	Fe
Cavitec	0,21	0,20	2,40	10,00	13,60	0,12	11,30	0,00	0,03	0,00	Bal.
Inconel 625	0,10	0,00	0,50	0,50	21,00	61,00	1,00	9,00	0,015	4,15	2,5

Fonte: O autor.

Dentre os revestimentos utilizados, a liga Inconel 625 é amplamente aplicada a ambientes corrosivos e em elevadas temperaturas, o mesmo pode ser classificado com uma superliga a base de níquel, apresentado uma estrutura austenítica. Já a liga Cavitec apresenta estrutura austenítica com baixa EFE, sendo aplicada a superfícies sujeitas a cavitação, sua matriz se baseia no elemento cobalto, o qual estabiliza a austenita e reduz EFE, apresentando boa soldabilidade.

3.2 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

Para o planejamento experimental, utilizou-se metodologia experimental consistindo em criar variabilidade de modo que se possa controlar e delimitar os níveis das variáveis de influência e sua sensibilidade em relação às fontes geradoras, o Quadro 6 apresenta o planejamento proposto.

Quadro 6 – Planejamento experimental utilizado nos experimentos.

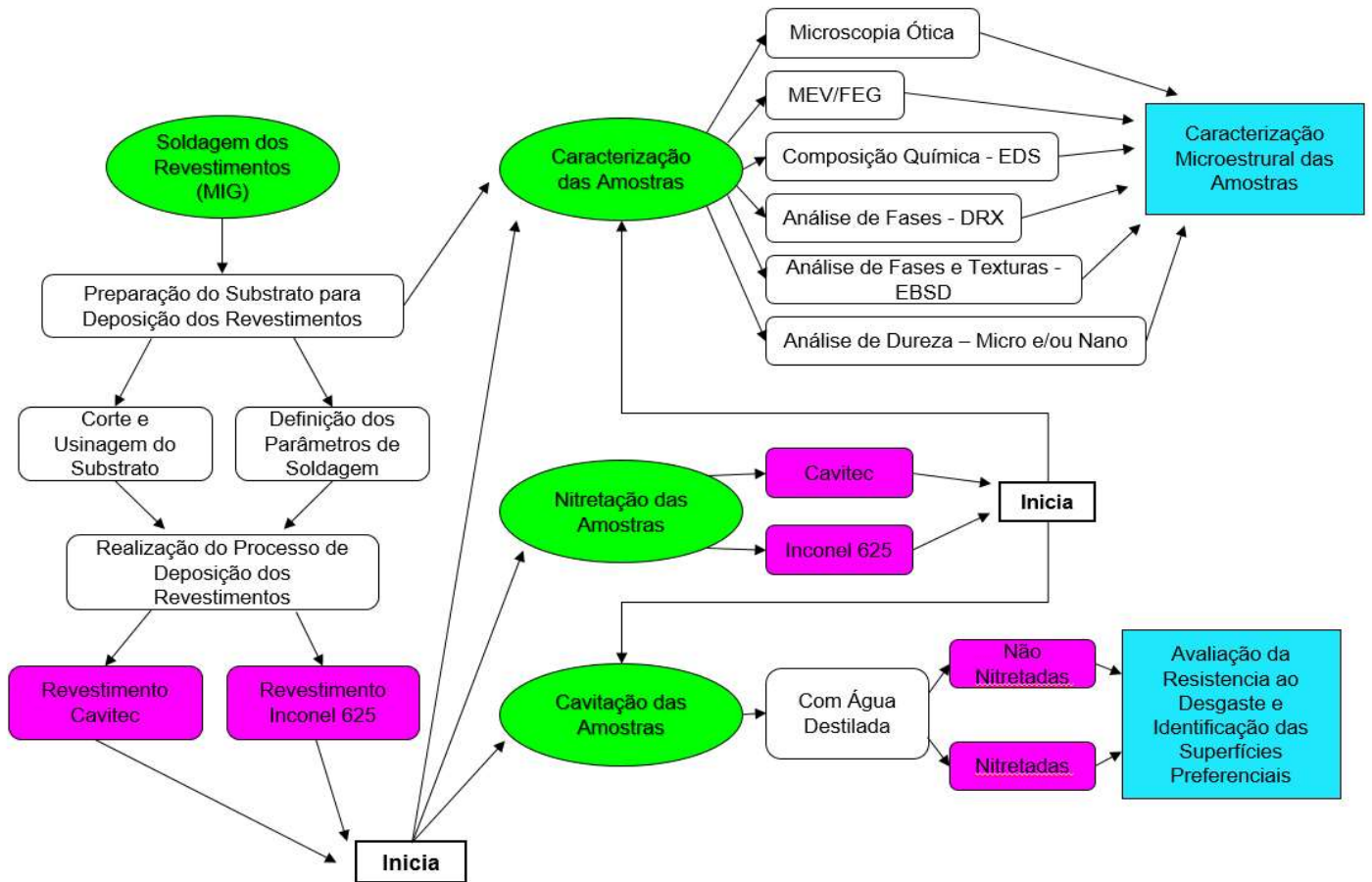
Condições	Fatores de Controle			
	Revestimento	Amostras	Réplicas	Tréplicas
A1	Cavitec	Nitretada	Nitretada	Nitretada
A2	Cavitec	Sem Nitretação	Sem Nitretação	Sem Nitretação
A3	Inconel 625	Nitretada	Nitretada	Nitretada
A4	Inconel 625	Sem Nitretação	Sem Nitretação	Sem Nitretação

Fonte: O autor.

3.3 FLUXOGRAMA DAS ATIVIDADES DESENVOLVIDAS

Baseado nos objetivos a serem alcançados, buscou-se o planejamento das atividades experimentais, conforme descrito no fluxograma da Figura 18. Ressalta-se que algumas atividades foram desenvolvidas em paralelo.

Figura 18 - Fluxograma das atividades realizadas e previstas no decorrer da pesquisa.



Fonte: O autor.

3.4 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS

Com os corpos de ASTM A-743 CA6NM já na dimensão necessária (100 x 80 x 25 mm), realizou-se o revenimento dos mesmos, sendo aquecidos em um forno tipo Mufla marca Jung modelo LF2314 do laboratório de materiais da UTFPR – Campus Guarapuava, até a temperatura de 590°C, permanecendo pelo período de 2 horas sob a temperatura e com resfriamento ao ar, esta etapa foi necessária a fim de realizar um alívio das tensões internas geradas durante usinagem e corte do material, mantendo assim as características originais do material base.

Na sequência os revestimentos foram depositados pelo processo de soldagem MIG, sendo realizados cordões com aproximadamente 10 mm de largura, totalizando 7 cordões por passe (número de cordões definidos pelas dimensões da peça, mantendo um mínimo de 5 mm de material nas extremidades da peça soldada), conforme Figura 19.

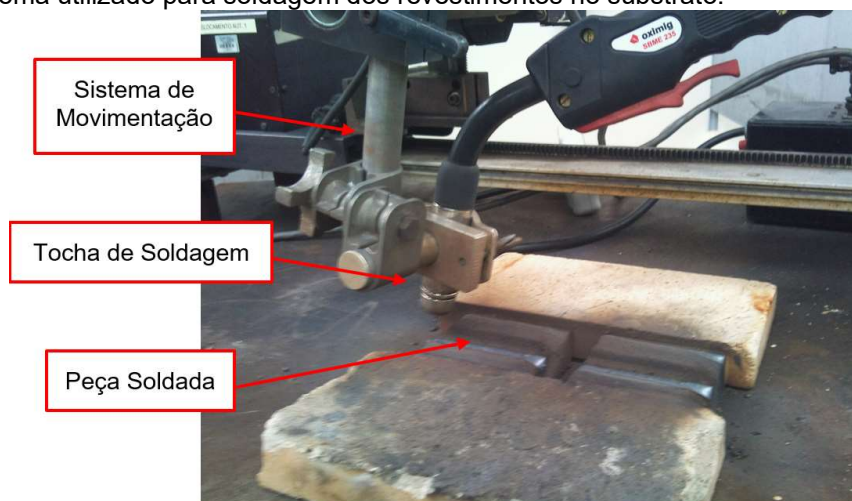
Figura 19 – Esquemática dos corpos de prova utilizados no desenvolvimento do trabalho (metal base e revestimento).



Fonte: O autor.

A deposição do revestimento foi realizada com auxílio de uma máquina de solda MIG/MAG marca SUMIG, modelo Hank 335, do laboratório de soldagem da UTFPR – Campus Guarapuava. Foi utilizado um sistema de movimentação automática da tocha de soldagem, marca Bug'O, com capacidade de movimentação em dois eixos (X e Y) e controle de velocidade. Os cordões foram realizados na posição plana puxando⁴, Figura 20.

Figura 20- Sistema utilizado para soldagem dos revestimentos no substrato.



Fonte: O autor.

Destaca-se que as amostras foram pré-aquecidas a 180°C (temperatura utilizada devido ao substrato possuir problemas relacionados a fragilização a frio, ocasionada pela presença de hidrogênio o qual tende a se difundir a baixas temperaturas na rede cristalina do aço martensítico, apresentando-se bastante tensionado, acarretando o surgimento de trincas) antes da deposição, em forno Mufla. Após a deposição de cada um dos cordões aferiu-se novamente a temperatura, com

⁴ Na técnica de soldagem puxando a tocha é posicionada de modo que o arame seja alimentado no sentido oposto ao do deslocamento do arco, sendo o mesmo adicionado ao cordão de solda já realizado.

auxílio de um multímetro marca Minipa modelo ET-2042D, com termopar do tipo K, com faixa de medição de -20°C à 1000°C , com precisão de 1%.

Os parâmetros de solda utilizados, foram selecionados a partir de pré-testes para ambos os arames no substrato, sendo apresentados na Tabela 4. Na seleção dos parâmetros buscou-se avaliar o acabamento superficial, porosidade, geometria e integridade metalúrgica do cordão e da interface.

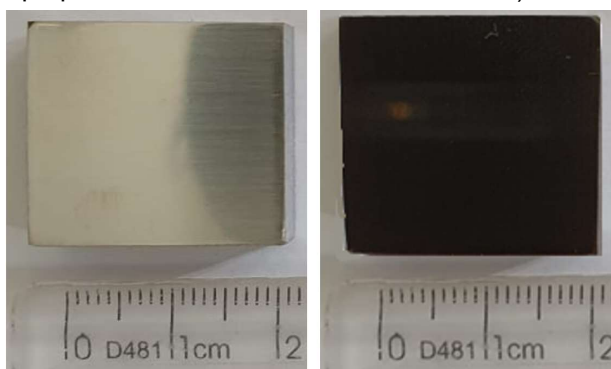
Tabela 4 – Parâmetros de soldagem utilizados na deposição dos revestimentos Cavitec e Inconel.

Arame	Vazão de Gás (L/min)	Temperatura Entre Passe ($^{\circ}\text{C}$)	Tensão (V)	Corrente (A)	Velocidade de Soldagem (m/min)	Velocidade do Arame (m/min)
Cavitec	15	150	22	135	0,25	1,5
Inconel 625	15	150	22	135	0,25	1,5

Fonte: O autor.

Após a deposição dos revestimentos as amostras, Figura 21, foram seccionadas nas dimensões de 20 x 20 x 12 mm, sendo que os cortes iniciais foram realizados em uma serra fita marca Ramos. Na sequência as amostras foram fresadas buscando manter a espessura de 9 mm de metal base e 9 mm de revestimento, na sequência realizou-se um lixamento das amostras, com lixas de Carbetto de Silício (SiC), de granulometria de 120 mesh, a fim de retirar possíveis irregularidades geradas durante corte e fresamento.

Figura 21 – Amostras após preparo, medidas de 20 x 20 x 12 mm - a) Inconel 625 e b) Cavitec.



Fonte: O autor.

Após delimitação das dimensões as amostras foram novamente revenidas, sendo as mesmas aquecidas em um forno Mufla até a temperatura de 590°C , permanecendo pelo período de 2 horas sob a temperatura e com resfriamento ao ar, a fim de eliminar possíveis tensões internas indesejáveis.

Com as amostras revenidas, a superfície do revestimento foi preparada com a sequência de lixas 220, 320, 400, 600 e 1200 mesh e polidas com pastas diamantadas

de 3 e 1 μm respectivamente. Ressalta-se que durante a preparação evitou-se a aplicação de cargas elevadas, buscando minimizar a ocorrência de transformações de fases induzidas por deformação.

Com as amostras preparadas, em parte das mesmas (conforme planejamento experimental) realizou-se o processo de nitretação a plasma; para esta etapa foram utilizadas duas condições, conforme apresentado na Tabela 5, os parâmetros foram selecionados a partir dos estudos de Mändl, Manova e Rauschenbach (2002); Mändl e Rauschenbach (2004) e Ueda *et al.* (2001).

Tabela 5 – Parâmetros utilizados na nitretação por PIII.

Parâmetros	Condição
Temperatura ($^{\circ}\text{C}$)	350
Tempo (min)	180
Tensão (KV)	10,18
Corrente (A)	0,76
Composição da mistura	1sccmN ₂ -1sccmH ₂
Frequência (KHz)	1,23
Largura do pulso (μs)	31

Fonte: O autor.

O ensaio obedeceu a sequência de pré-sputtering, pré-aquecimento e nitretação, sendo realizado no equipamento de Implantação Iônica por Imersão em Plasma da UEPG, localizado no Laboratório de Implantação Iônica e Plasma (LIIP) do Departamento de Física, Figura 22.

Figura 22 – Equipamento de nitretação a plasma – PIII utilizado para nitretação das amostras.



Fonte: O autor.

A temperatura de 350°C, utilizada na nitretação das amostras, resulta no aumento da quantidade relativa de austenita (fase Fe- γ) em relação à matriz, pela formação de fases expandidas Fe- α (CCC) e Fe- γ (CFC) e na pequena precipitação de nitretos de cromo (CrN e/ou Cr₂N).

3.5 CARACTERIZAÇÃO DAS AMOSTRAS

3.5.1 Microscopia ótica

As amostras inicialmente foram caracterizadas por microscopia ótica, com auxílio do microscópio ótico marca Olympus modelo BX521, com câmera digital acoplada Q-Color3 de 3 megapixels de resolução e Software Image-Pro Plus 5 do laboratório do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) – UEPG. Buscou-se realizar imagens do substrato de metal base (ASTM A-743 CA6NM), da zona mista e do revestimento depositado, tanto para as amostras nitretadas, revenidas e sem tratamentos.

Figura 23 – Representação esquemática de pontos para análise na microscopia ótica, divisão em regiões de interesse ao estudo.



Fonte: O autor.

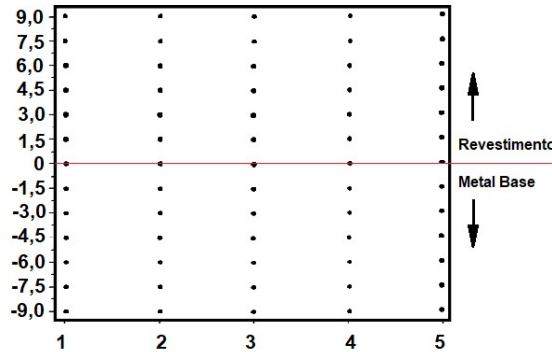
Ressalta-se que nas amostras nitretadas foi efetuada uma análise da camada gerada, a fim de avaliar possíveis alterações microestruturais localizadas. A Figura 23 traz uma representação esquemática dos pontos analisados inicialmente nas amostras.

3.5.2 Medições de dureza Vickers

As amostras preparadas foram submetidas a análise de dureza, em sua seção transversal, buscando realizar uma varredura desde o metal base até a camada de revestimento depositado. Na análise utilizou-se um microdurômetro Vickers, da marca

Leica, modelo VMHT MOT, do Departamento de Engenharia de Materiais (DEMA) – UEPG. As medidas foram realizadas pela aplicação da carga de 1 quilograma pelo tempo de 15 segundos. Todas as condições propostas no planejamento experimental foram ensaiadas a fim de se gerar uma matriz de dureza, Figura 24, com 65 pontos e, posteriormente, um mapa de contornos com auxílio do Software Origin 8.

Figura 24 – Matriz de pontos para análise de microdureza (mm).



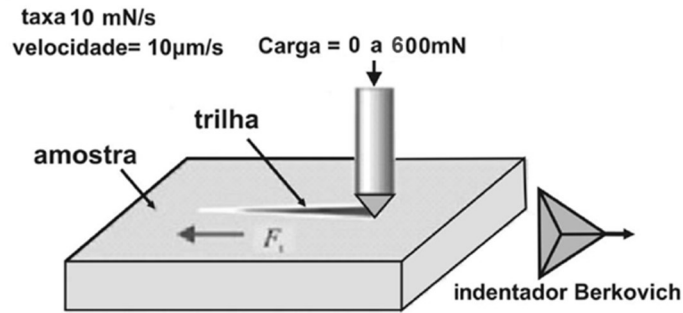
Fonte: O autor.

3.5.3 Dureza instrumentada e teste de risco

Os ensaios de dureza foram realizados no nanoindentador modelo UNAT marca ASMEC/Zwick-Roell, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) – UEPG. Empregou-se o método de medição da rigidez quase contínua (QCSM), com carga variando de 0 mN à 500 mN, sendo realizadas 25 indentações espaçadas de 1 mm entre si, formando uma matriz 5 x 5. Durante o ciclo de ensaio ocorre o carregamento até que a carga atinja um valor máximo na profundidade de penetração máxima. Quando ocorre o descarregamento, a deformação elástica é recuperada, permanecendo apenas a deformação plástica produzida na amostra (FISCHER-CRIPPS, 2004; OLIVER; PHARR, 1992).

Os ensaios de nanorisco foram realizados no mesmo equipamento, nanoindentador UNAT da ASMEC/Zwick-Roell, utilizando um penetrador Berkovich com carga máxima de 600 mN a uma taxa constante de 10 mN/s (ZIVIC *et al.*, 2012). A velocidade de deslizamento foi de 10 $\mu\text{m/s}$ com deslocamento em direção de um dos vértices da ponta piramidal, com comprimento da trilha de 600 μm , foram efetuados 3 testes de riscos por superfície, a Figura 25 exemplifica o método do ensaio de riscamento, bom como a trilha deixada sob a amostras.

Figura 25 – Método do ensaio de riscamento realizado na superfície dos revestimentos.

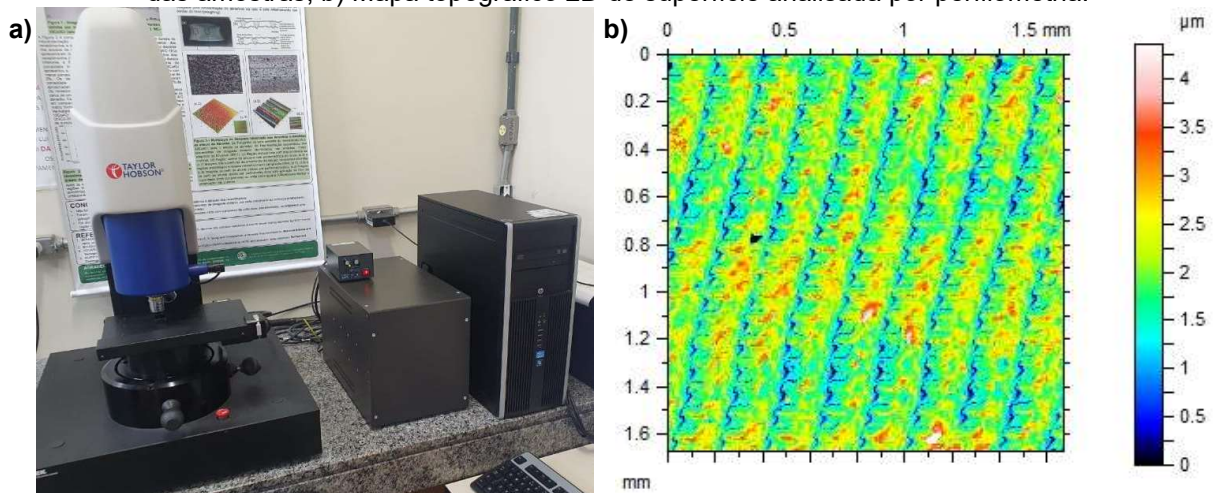


Fonte: Adaptado de ZIVIC *et al.*, 2012.

3.5.4 Perfilometria óptica

A perfilometria óptica foi utilizada para a avaliação da rugosidade dos revestimentos depositados, bem como a avaliação do desgaste da superfície cavitada. Para isso foi utilizado um perfilômetro óptico 3D da marca Taylor Hobson CCI Lite, Figura 26, instalado no laboratório de Materiais da Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Campus Ponta Grossa. O ensaio de perfilometria óptica foi realizado seguindo a norma ISO 25178-2 (2012) - *Geometrical Product Specifications*. Vale ressaltar que uma marca impressa na amostra foi efetuada a fim de ser utilizada como referência na medição da topografia, desta forma buscou-se varrer a mesma área nas sucessivas análises.

Figura 26 – a) Perfilômetro Taylor Hobson CCI Lite utilizado nas medições de topografia da superfície das amostras, b) Mapa topográfico 2D de superfície analisada por perfilometria.



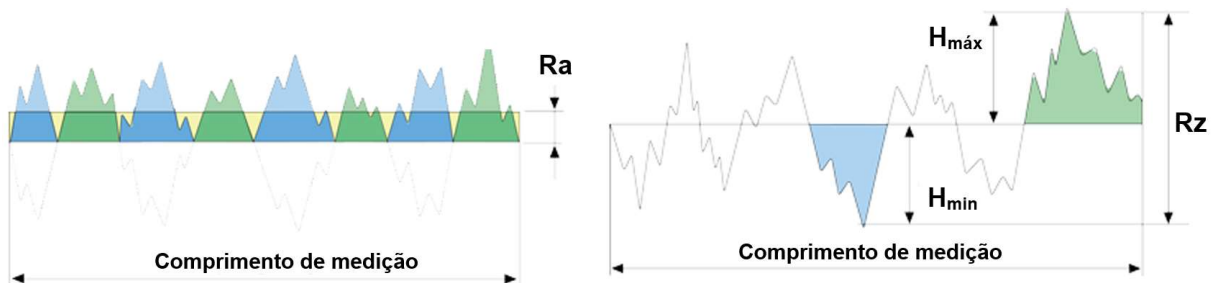
Fonte: O autor.

Os parâmetros de rugosidade utilizados foram Ra (rugosidade média quadrática), Rz (altura máxima média), Ssk (assimetria de superfície) e Sku (curtose),

estes parâmetros foram selecionados a fim de representar pontos possíveis de início do desgaste cavitacional, bem como realizar acompanhamento de etapas do processo de cavitação.

Sendo que R_a , pode ser descrito como a rugosidade média aritmética em relação a linha média dentro do percurso de medição, representando uma superfície de maneira geral, não identifica riscos, poros e corrosões pontuais. Já a medida R_z representa a soma da altura máxima do pico e a profundidade máxima do vale dentro de um perfil de comprimento, conforme mostrado na Figura 27, seguindo a norma ISO 4287.

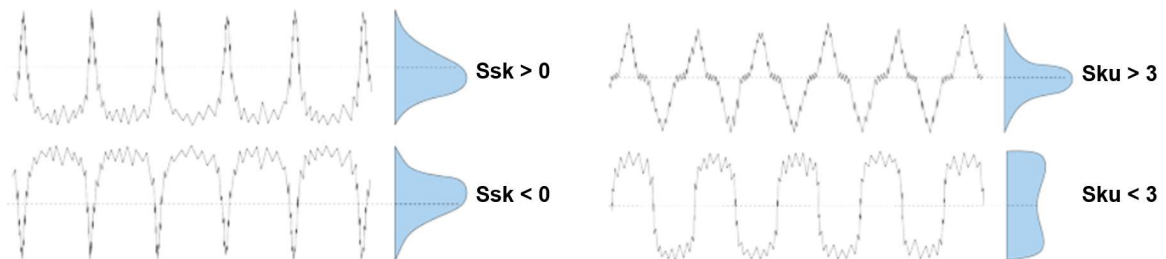
Figura 27 – Parâmetros de rugosidade utilizados para análise em linha.



Fonte: Adaptado de OLYMPUS, 2022.

Já os parâmetros de análise de área utilizados são S_{sk} e S_{ku} , Figura 28, sendo S_{sk} a avaliação dos desvios na distribuição da altura em uma superfície de análise, sendo adequado para avaliar a abrasão. E S_{ku} é a avaliação da acentuação da distribuição da altura, ou seja, a análise da geometria de picos e vales, influenciando diretamente no contato entre dois objetos, conforme ISO 25178.

Figura 28 – Parâmetros de rugosidade para análise de superfície, demonstrando a probabilidade de geometria do picos e vales.



Fonte: Adaptado de OLYMPUS, 2022.

3.5.5 Microscopia eletrônica de varredura e microanálise química (FEG/EDS)

A fim de avaliar a composição química no perfil das amostras (ao longo da espessura), realizou-se uma microanálise por meio da técnica de espectroscopia de dispersão de energia (EDS). O equipamento utilizado foi um microscópio eletrônico de varredura tipo FEG (emissão de campo), da marca Tescan, modelo Mira 3, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) – UEPG. Foram realizadas análises do substrato ASTM A-743 CA6NM, dos revestimentos (Cavitec e Inconel 625) e da zona de mistura. Utilizou-se também o método de varredura em linha, na região contida entre os pontos 2 e 4 da Figura 23. Foram obtidas imagens nos modos de visualização por elétrons secundários (SE) e retroespalhados (BSE), buscou-se avaliar as superfícies de fusão do material de depósito, bem como as estruturas presentes nas amostras, nitretadas e não nitretadas. Realizou-se um acompanhamento da superfície submetida a cavitação, buscando identificar os principais pontos de perda de massa e mecanismos de desgaste presentes nas amostras.

3.5.6 Difração de raios X

A difração de raios X – DRX foi utilizada a fim de se identificar as fases presentes nas amostras, bem como auxiliar na determinação do percentual de transformação martensítica ocorrida durante os ensaios de cavitação.

Para os ensaios utilizou-se um equipamento de Difração de Raios X, marca Shimadzu, modelo XRD 6000, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) – UEPG, com os seguintes parâmetros: radiação de cobre $K\alpha$ com comprimento de onda de 1,5418 Å, varredura contínua com velocidade de 2°/minuto, no intervalo 2θ entre 30° e 110°.

Com os resultados obtidos realizou-se um refinamento matemático, buscando reduzir o resíduo de ensaio. Para determinação das fases presentes utilizou-se o método da fração volumétrica percentual de uma fase, que segundo Balagna, Spriano e Faga (2012) é regido pela Equação 1.

$$f^{fase A}(\%) = \frac{\sum l_{picos A}}{\sum l_{picos totais}} \times 100 \quad \text{Eq. (1)}$$

Onde: A é a fase a ser avaliada, $\sum l_{picos A}$ a somatória das intensidades de todos os picos referentes a fase avaliada e $\sum l_{picos totais}$ a somatória da intensidade de todos os picos do difratograma.

3.5.7 Difração de elétrons retroespalhados (EBSD)

A técnica de EBSD foi utilizada para o estudo de aspectos de orientação cristalográfica do metal base, dos revestimentos e das regiões de interface entre metal base e revestimentos. A técnica também será utilizada para o estudo da relação entre orientações cristalográficas de grãos individuais e seu desempenho em desgaste por cavitação. As análises por EBSD foram realizadas em um microscópio eletrônico de varredura de emissão de campo (MEV/FEG) da marca Tescan, modelo Mira 3, com sistema de EBSD AZTEC-OXFORD, instalado no Complexo de Laboratórios Multiusuários (C-LABMU) – UEPG.

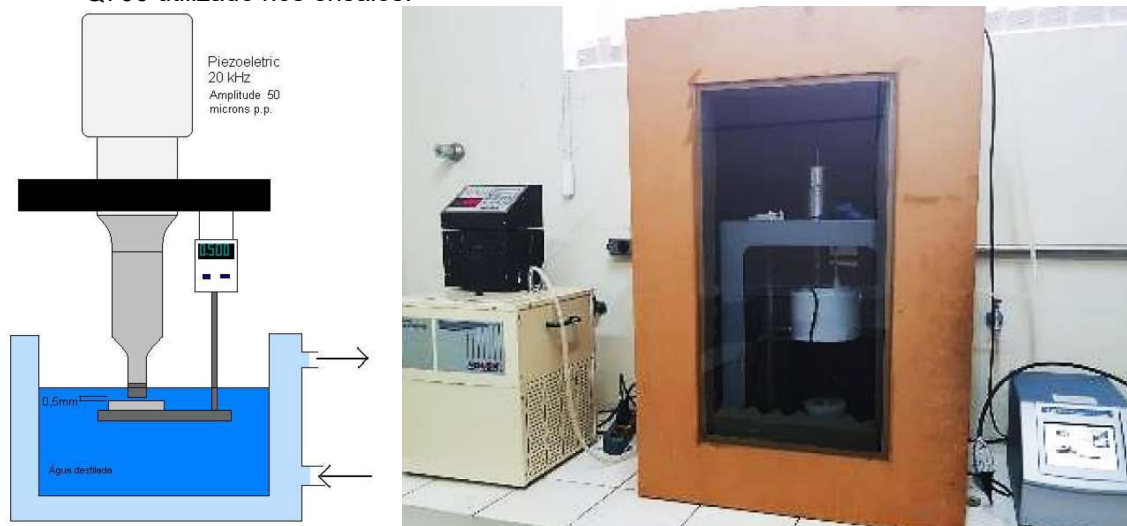
Para realização de EBSD as superfícies das amostras foram preparadas com lixamento, com sequência de lixas 220, 320, 400, 600, 1200 e 1500 mesh, polidas com pastas diamantadas de 3 e 1 μm respectivamente e na sequencias com sílica coloidal em suspensão de 0,06 μm . Esta etapa de polimento fino com sílica coloidal é imprescindível para que a superfície obtida esteja plana e isenta de imperfeições, favorecendo a obtenção dos padrões de banda de Kikuchi, as quais serão indexadas fornecendo os mapas de distribuição de orientação cristalográfica OIM (*Orientation Imaging Microscopy*). Foram realizados ensaios de EBSD para acompanhamentos das fases e textura nas amostras cavitadas, para tanto delimitou-se uma área de varredura, a partir de indentações realizadas na superfície da amostra, nas medidas de 600 x 900 μm . Assim pode-se avaliar a modificação de fases bem como os planos preferencias de desgaste nas horas iniciais de cavitação (0 min, 60 min e 120 min).

3.6 AVALIAÇÃO DA RESISTÊNCIA À CAVITAÇÃO

O ensaio de cavitação acelerada foi realizado em um equipamento ultrassônico da marca Qsonica, modelo Q700, instalado no Laboratório de Preparação Metalográfica

da UTFPR – Campus Ponta Grossa, Figura 29. O ensaio seguiu a norma ASTM G32 (2016) adaptada para o método indireto⁵.

Figura 29 – a) Esquemática de funcionamento de um equipamento de cavitação, b) Aparelho Qsonica Q700 utilizado nos ensaios.



Fonte: O autor.

Os parâmetros de ensaio utilizados são apresentados na Tabela 6, sendo realizados tempos de cavitação de 30 minutos, com pausas para análises.

Tabela 6 – Parâmetros utilizados nos ensaios de cavitação.

Parâmetro	Valores Norma ASTM G32
Frequência de vibração	20 ± 0,5 kHz
Amplitude	50 ± 0,5 % (pico a pico)
Diâmetro do sonotrodo	19 mm
Distância de trabalho	500 µm
Temperatura	25 ± 1 °C
Profundidade de imersão	20 mm

Fonte: O autor.

Antes do início do ensaio e a cada parada, as amostras foram limpas em ultrassom, pelo período de 10 min, a fim de se retirar qualquer resquício de material aderido à superfície. Após limpeza elas foram pesadas em balança de precisão da marca Shimadzu, modelo AUX220, do Laboratório de Preparação Metalográfica da UTFPR – Campus Ponta Grossa e então caracterizadas.

⁵ Neste método, o corpo de prova é posicionado abaixo da ponta do sonotrodo, dentro do líquido na cuba. A esta ponta é fixada uma peça de sacrifício, constituída de um material com elevada resistência a cavitação e que induzirá ao desgaste no corpo de prova ensaiado.

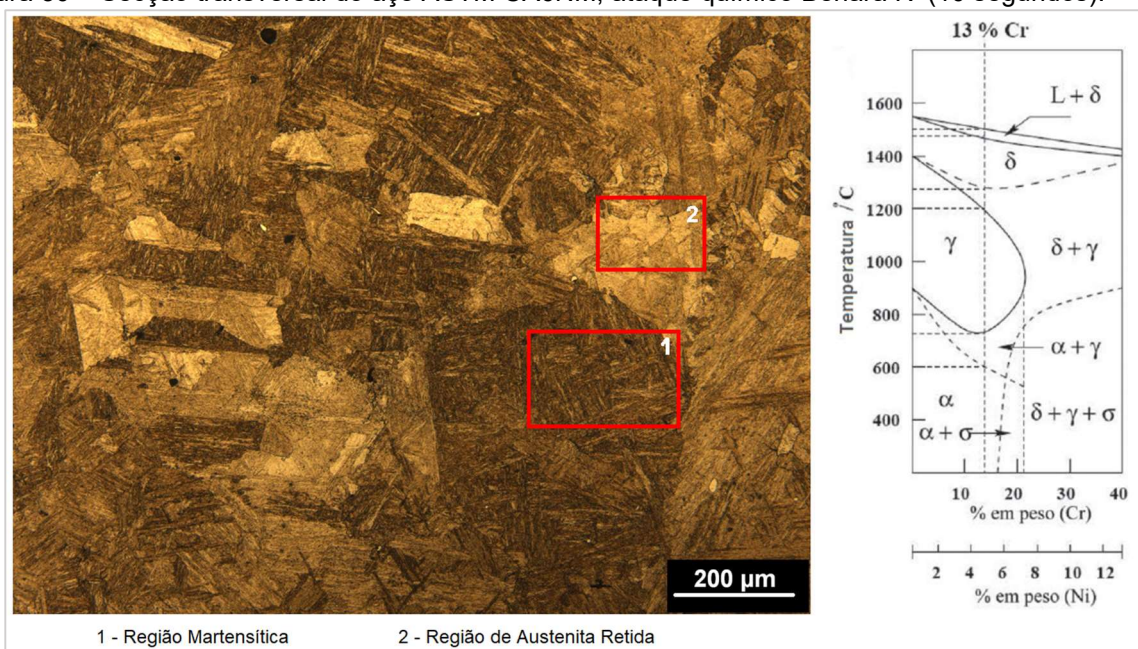
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO DO SUBSTRATO

Inicialmente o substrato ASTM-CA6NM, utilizado para deposição dos revestimentos foi caracterizado, a fim de se confirmar suas características físico-químicas, Figura 30.

Através da análise em microscópio óptico, pode-se perceber uma microestrutura característica aciculares da liga fundida associada a matriz martensítica ($\text{Fe-}\alpha$). Visualiza-se estruturas martensíticas, em formas aciculares, bem como em algumas regiões destacadas a presença de austenita retida. Esta formação ocorre devido o processo de obtenção da liga e pela adição de níquel em contrapartida a baixos teores de carbono, elevando o campo de formação austenítica (SILVA *et al.*, 2017).

Figura 30 – Secção transversal do aço ASTM CA6NM, ataque químico Behara IV (10 segundos).



Fonte: O autor.

Utilizando-se das equações e dos diagramas de fase para soldagem propostos por Schaeffler (1949) e Schneider (1960), pode se estimar as fases presentes no material, através dos valores Cr_{eq} , Ni_{eq} , Tabela 7. Os diagramas utilizados, Figura 31, indicam a formação de estruturas martensíticas e ferríticas, conforme observado na Figura 30 e Figura 32. Já as estruturas austeníticas estão relacionadas ao ciclo de

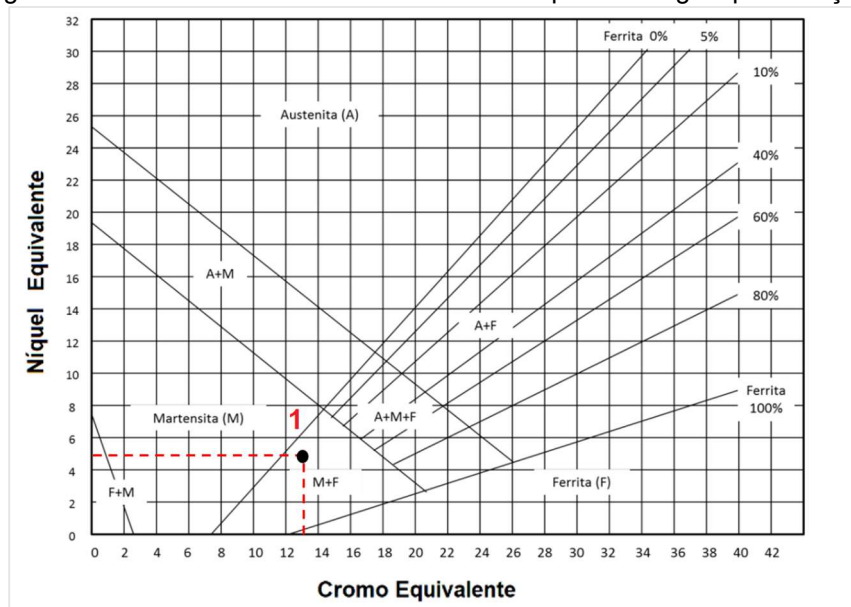
resfriamento e aquecimento ocorridos durante o processo de soldagem, um resfriamento mais lento em regiões específicas do cordão de solda acarretam em austenita retida.

Tabela 7 - Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} para a liga ASTM CA6NM.

	Cr equivalente	Níquel equivalente
Shaeffer, 1949	12,82	4,62
Schneider, 1960	12,82	4,62

Fonte: O autor.

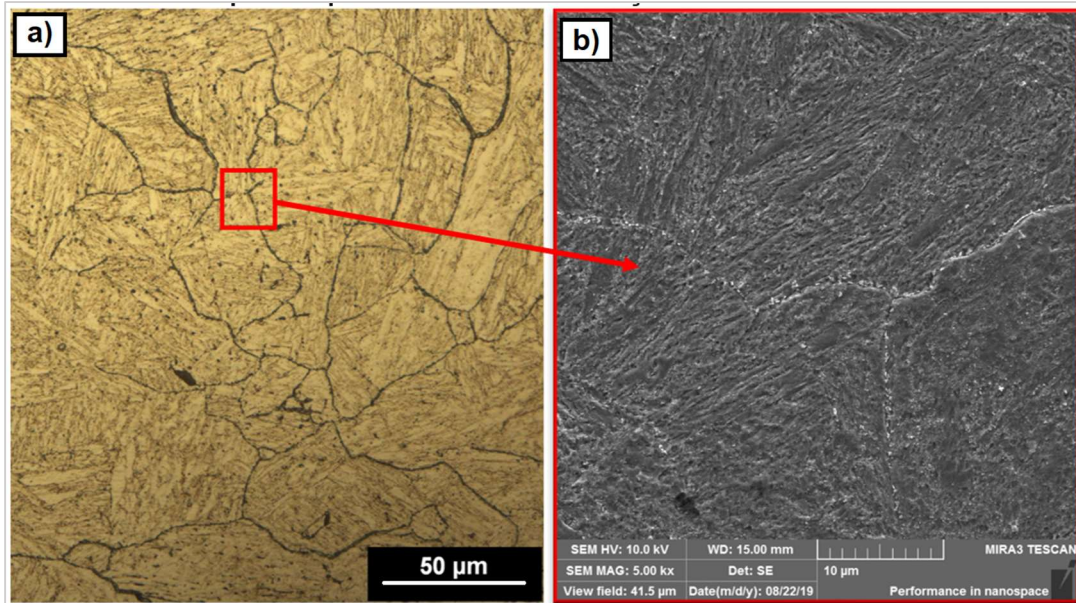
Figura 31 – Diagramas de Schaeffler e Schneider modificado para soldagem para o aço ASTM CA6NM.



Fonte: Adaptado de SCHAEFFLER, 1949 e SCHNEIDER, 1960.

Na Figura 32 pode-se perceber as estruturas martensíticas, sendo que estas definem em grande parte a dureza o aço, ainda as estruturas de austenita retida que propiciam uma boa resistência a cavitação, pois conseguem absorver energia de deformação.

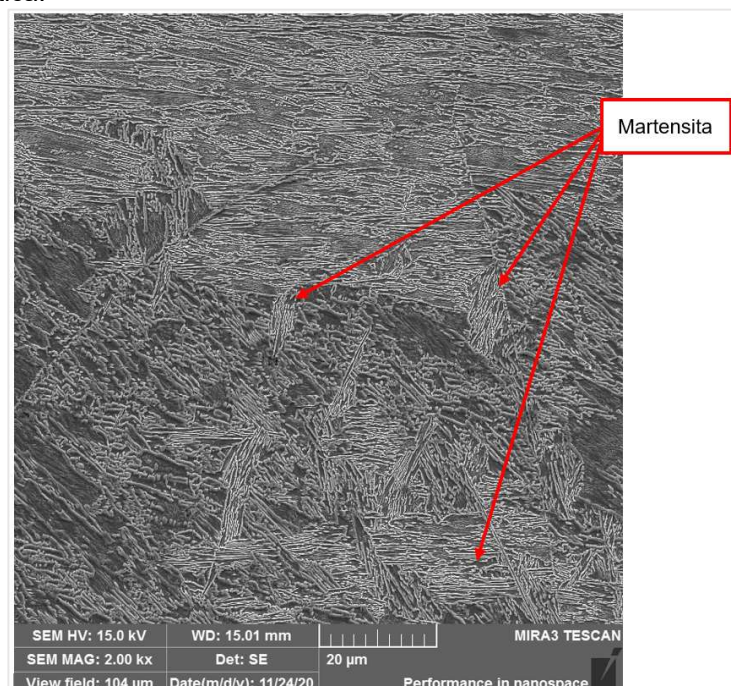
Figura 32 – Amostra do substrato de aço ASTM CA6NM revenido a) microscopia óptica da secção transversal, ataque químico Behara IV (10 segundos), b) imagem de FEG destacando uma região de ponto triplo com diferentes orientações da microestrutura.



Fonte: O autor.

A partir da Figura 33, visualiza-se uma estrutura majoritariamente martensítica, comprovando o observado ao microscópio óptico, as ripas de martensita se pronunciam saltando a imagem, esta característica se dá devido ao uso de elétrons secundários, sendo visível as diferentes orientações dentro de um mesmo grão.

Figura 33 – Microestrutura CA6NM, vista em FEG com elétrons secundários, destaque as estruturas martensítica.



Fonte: O autor.

A análise química semiquantitativa da amostra foi realizada por EDS, corroborando com o encontrado na literatura, sendo realizadas medições em todas as amostras utilizadas, apresentando as composições apresentadas na Tabela 8, nota-se pequenas variações ocasionadas devido a seleção pontual aleatória em cada uma das amostras.

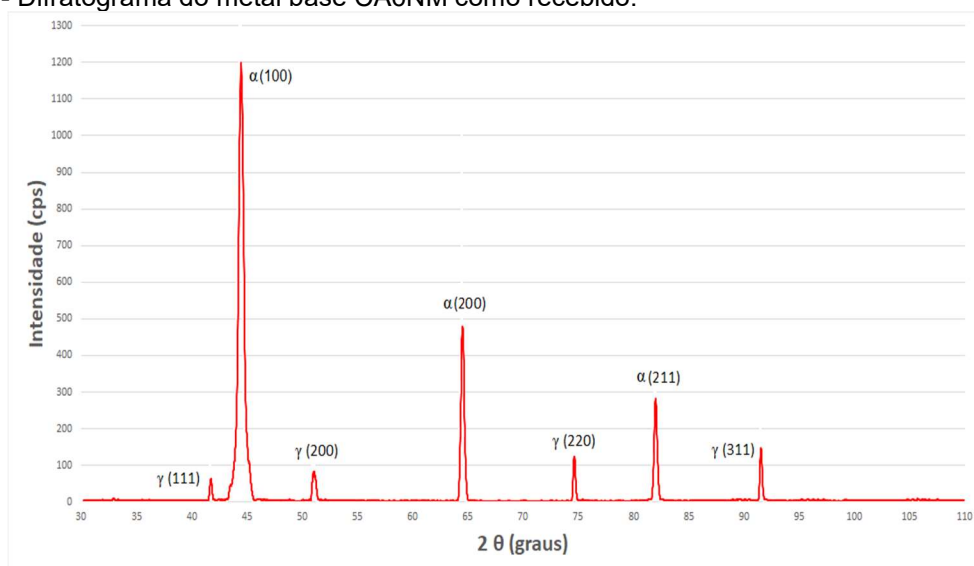
Tabela 8 – Composição química semiquantitativa realizada por EDS no substrato de aço ASTM CA6NM utilizado como substrato.

Elemento	C	Si	Cr	Fe	Ni	Mo	P	S
Percentual %	0,043	0,48	14,09	balanço	3,8	0,43	0,026	0,012

Fonte: O autor.

Já para avaliação das fases presentes no material, utilizou-se a técnica de DRX, mostrada no difratograma do Gráfico 3, no qual foram identificados os planos e na sequência com auxílio da Eq. 08 determinou-se o volume de cada uma das fases, obtendo 92,5% de martensita/ferrita e 7,5% de austenita.

Gráfico 3 - Difratograma do metal base CA6NM como recebido.



Fonte: O autor.

A Tabela 9 apresenta os valores de EFE obtidos para o metal do substrato a partir das equações propostas por Pickerig (1984), Rhodes e Thompson (1977), Schramm e Reed (1975), Li e Jiang (1999), para tanto levam em consideração os percentuais dos elementos presentes na liga. Ressalta-se que para ser considerada baixa, a EFE ≤ 16 mJ/m². Nota-se que a equação proposta por Schramm e Reed (1975) apresentou valor negativo, isto se dá devido aos elementos que são considerados de forma mais influente molibdênio e níquel, presentes em pequenas quantidades na liga, sendo estas propostas para outras composições químicas. Estima-se que a EFE da liga

CA6NM está em torno de 25 mJ/m², possibilitando a transformação martensítica das estruturas austeníticas presentes.

Tabela 9 - Valores de EFE calculados para o substrato CA6NM.

Autor	EFE (mJ/m²)
Pickerig, 1984	40,53
Rhodes e Thompson, 1977	25,15
Schramm e Reed, 1975	-15,42
Li e Jiang, 1999	21,43

Fonte: O autor.

Para verificação da dureza do metal de substrato, realizou-se uma matriz 13 x 5, conforme descrito no capítulo materiais e métodos, item 3.4.4, sendo realizada em 6 amostras. Na sequência foram obtidos os valores médios de cada amostra juntamente com o desvio padrão, sendo apresentados na Tabela 10.

Tabela 10 – Durezas média obtidas para os substratos de aço ASTM CA6NM.

Dureza Vickers Amostras	1	2	3	4	5	6
Média	353,5	350,8	346,9	343,5	334,5	330,8
Desvio Padrão	7,3	6,4	6,2	7,3	5,2	6,1

Fonte: O autor.

4.2 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS SOLDADOS

4.2.1 Cavitec

No revestimento Cavitec depositado, Figura 35, nota-se a presença de uma estrutura austenítica, com ilhas de ferrita δ em decorrência de seu resfriamento, o que é esperado na deposição de revestimentos austeníticos. Quanto a orientação dos grãos, eles se organizam em formas dendríticas e seguem as direções de resfriamento. Analisando o diagrama de Schneider (para soldagem), conforme cálculo do teor de níquel equivalente e cromo equivalente, a estrutura deve se apresentar monofásica austenítica, mas devido aos ciclos térmicos gerados durante a soldagem, ocorre a formação de estrutura ferrítica e martensítica, geradas pelo rápido resfriamento em determinadas regiões. A Tabela 11 apresenta os valores obtidos para de C_{req} , Ni_{eq} , nas equações propostas por Shaeffer (1949), De Long (1956), Schneider (1960) e Hull (1973), estas selecionadas pois levam em consideração elementos como manganês e cobalto presentes na liga Cavitec. Os autores em suas propostas, com auxílio dos

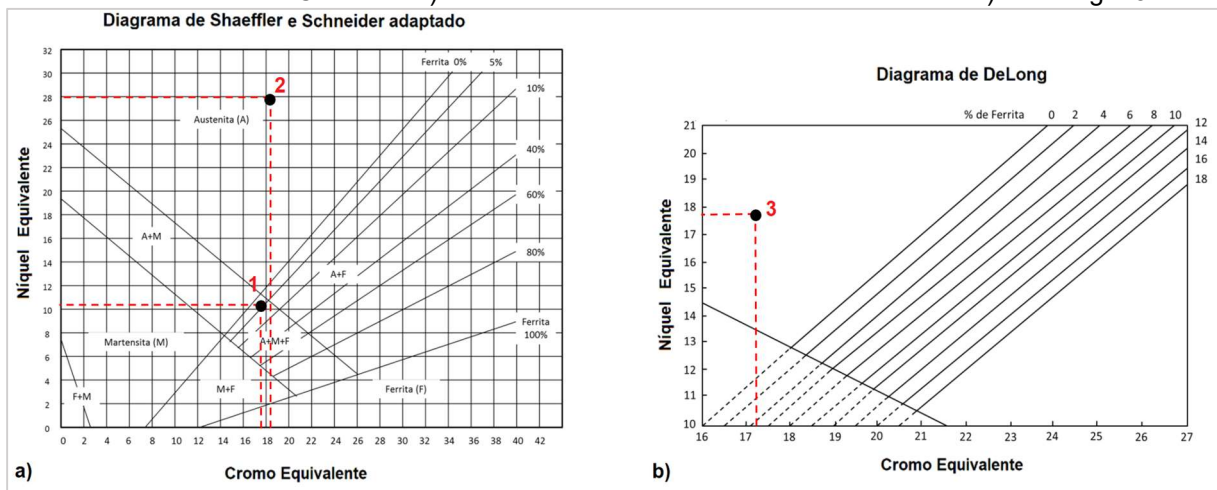
diagramas presentes na Figura 34, estimam que ocorrerá uma estrutura austenítica, sendo que pelo diagrama de Schaeffler a austenita é combinada com ferrita e martensita, de acordo com o encontrado através das micrografias realizadas, Figura 35 e Figura 36, para Hull uma estrutura totalmente austenítica.

Tabela 11 – Valores de Cr_{eq} e Ni_{eq} segundo diversos autores para a liga Cavitec.

	Cr equivalente	Ni equivalente
Shaeffer, 1949	17,20	11,42
DeLong, 1956	17,20	17,42
Schneider, 1960	18,40	27,72
Hull, 1973	14,75	12,98

Fonte: O autor.

Figura 34 - Diagramas de soldagem com estruturas esperadas conforme cálculos de Cr_{eq} e Ni_{eq} , para o revestimento Cavitec – a) Schaeffler - 1 e Schneider - 2 modificados e b) De Long – 3.

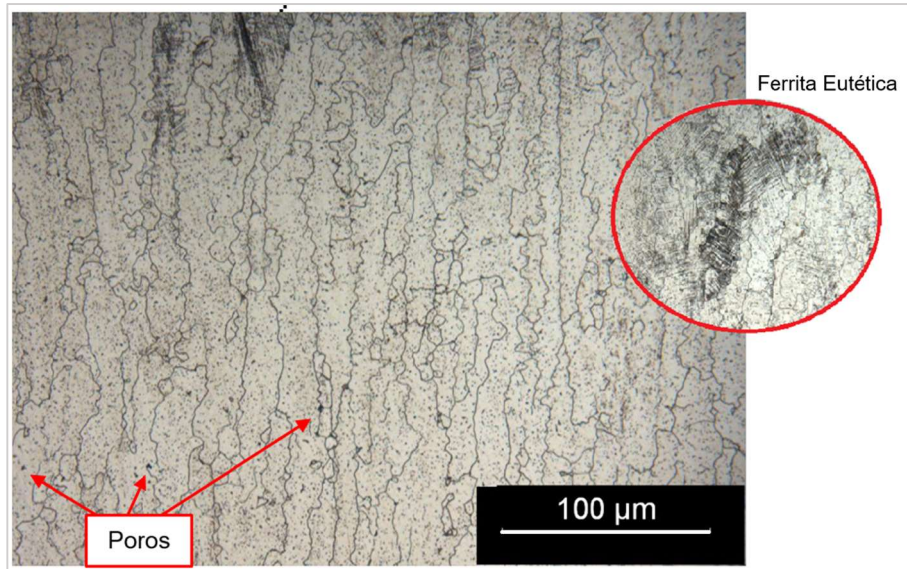


Fonte: SCHAEFFLER, 1949; SCHNEIDER, 1960 e DE LONG, 1974.

A estrutura mostrada na Figura 35 e Figura 36 é majoritariamente austenítica, conforme previsto, com regiões de formação ferrítica. Esta formação se dá principalmente ao rápido resfriamento durante o processo de soldagem, não permitindo uma transformação completa da ferrita delta em austenita, ficando retida em algumas regiões. A quantidade de ferrita e sua morfologia dependem diretamente de sua velocidade de resfriamento e da composição química, principalmente da relação Cr_{eq}/Ni_{eq} .

Na Figura 35 pode-se observar a presença de poros no interior do cordão de solda, decorrentes do processo de soldagem. Já na superfície externa não foram identificados poros nem inclusões, sendo benéficos a resistência a cavitação, pois como citado por Hao, Zhang e Huang (2018) e Taillon *et al.* (2016), poros, inclusões e riscos são áreas preferenciais ao início da perda de massa por cavitação.

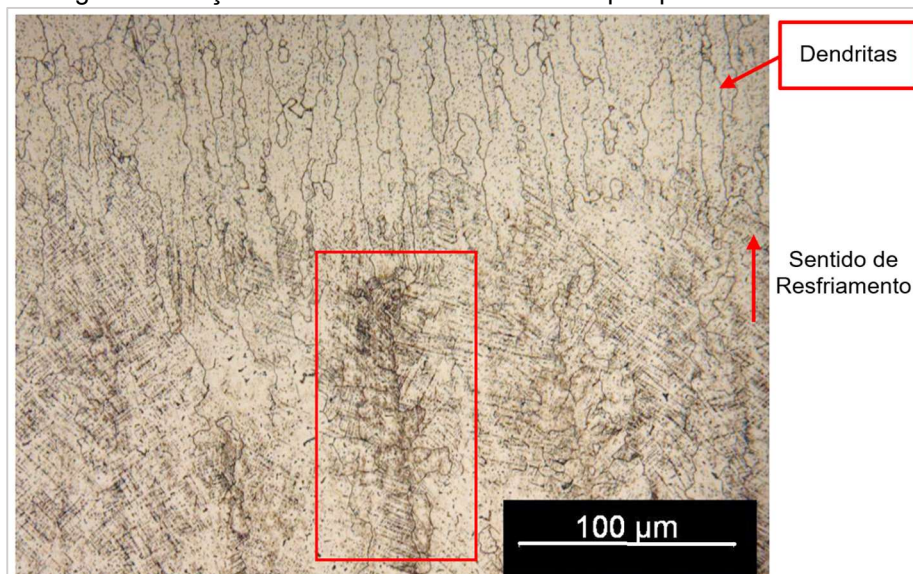
Figura 35 – Microestrutura obtida na secção transversal, na deposição de revestimento Cavitec pelo processo de soldagem MIG, com destaque a região de formação de ferrita – ataque químico V2A-Beize modificado.



Fonte: O autor.

Através da Figura 36 e correlacionando com as morfologias da ferrita delta possíveis durante solidificação de aços inoxidáveis austeníticos, Figura 37, pode-se identificar uma morfologia de ferrita eutética, notando-se que em todos os casos a relação Cr_{eq}/Ni_{eq} são menores que 1, o que acarretaria em uma estrutura austenítica pura, mas que devido ao rápido resfriamento e a elementos alfacênicos formadores de ferrita como cromo e silício (o primeiro presente em quantidade significativa na liga Cavitec) a mesma se apresenta no tipo AF (austenita/ferrita) (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

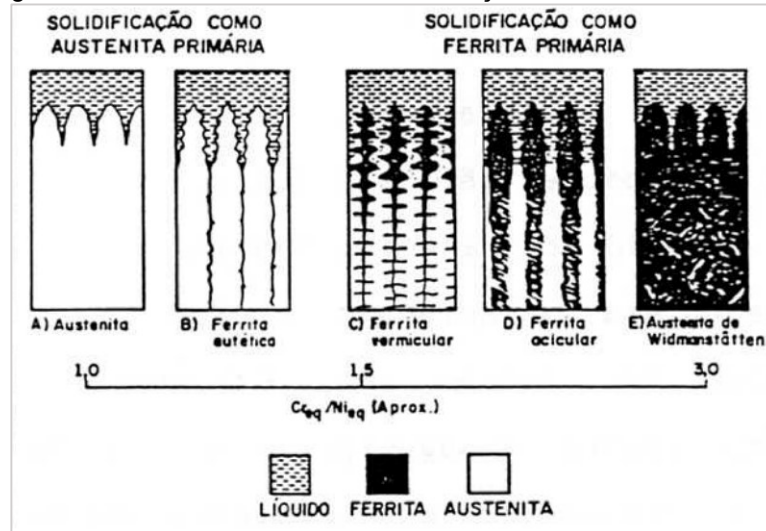
Figura 36 – Revestimento Cavitec depositado pelo processo de soldagem MIG, região com variação morfológica na secção transversal da amostra – ataque químico V2A-Beize modificado.



Fonte: O autor.

Na formação de morfologia do tipo AF, a ferrita é formada via reação eutética com a solidificação da austenita como fase primária, principalmente se houver ocorrência de elementos alfacênicos na fronteira dos subgrãos, desta forma promovem uma ferrita estável e resistente a solidificação (LIPPOLD e KOTECHI, 2005).

Figura 37 – Morfologia da ferrita delta na zona fundida de aços inoxidáveis austeníticos.



Fonte: Adaptado de SUUTALA, TAKALO E MOISIO, 1979.

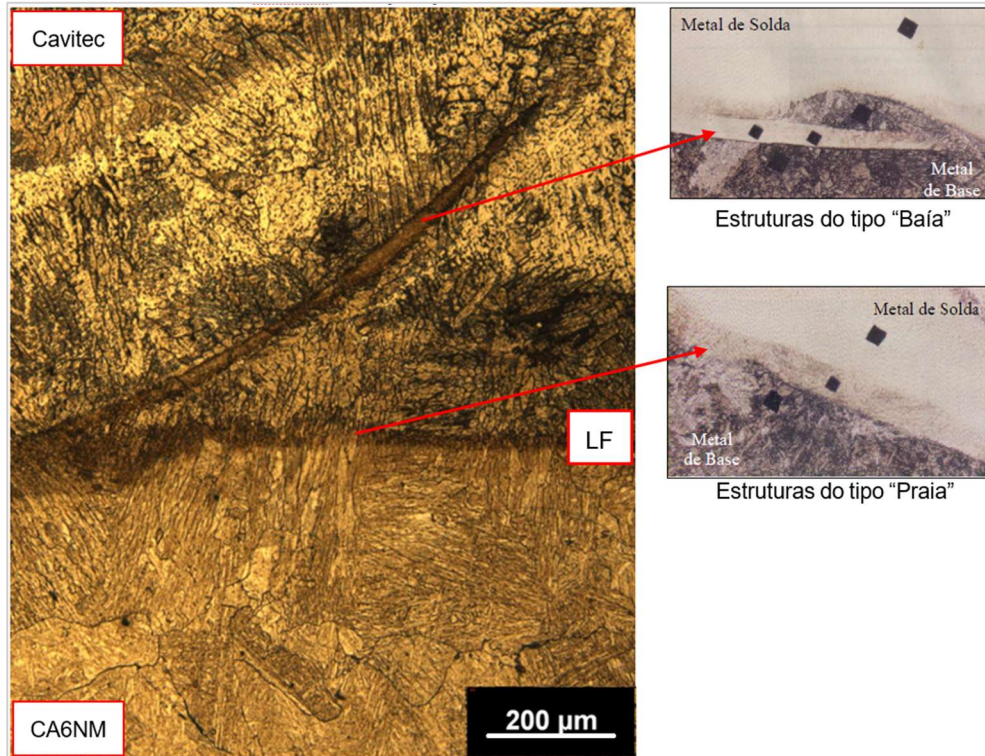
Quanto a análise da interface metal base – revestimento, apresentado na Figura 38, pode-se notar uma zona parcialmente diluída (ZPD), com reentrâncias do tipo baía e praia, estas segregações ocorrem por diversos fatores como a diferentes estruturas cristalinas do metal base e revestimento, a baixa difusão do líquido na região, a fraca convecção na poça de fusão (DOODY, 1992; BAESLACK, LIPPOLD e SAVAGE, 1979; NELSON, e LIPPOLD, 2000).

O refino dos grãos obtidos nas camadas mais externas do metal depositado tem grande influência sobre a resistência a cavitação, pode-se controlar o refino do grão através de técnicas como a refusão posterior ou tratamentos de refinamento. O refino do grão tem por objetivo controlar a nucleação da martensita, estabilizando a austenita γ e retardando a transformação martensítica, acarretando em dissolução dos segregados em uma região superficial maior para um mesmo volume analisado, a uma tendência de redução de M_s e um aumento da força necessária ao arrancamento de partículas da superfície (ZYLLA e HOUGARDY, 1994; FOLKHARD, 1988; NISHIYAMA, 1978).

Desta forma através da Figura 35 obteve-se um tamanho de grão médio no sentido horizontal de 11,27 μm sendo de tamanho médio reduzido se comparado ao

obtido por Will (2008) para a mesma liga Cavitec e ligas comerciais similares Cavitalloy e Durcavit pelo processo de soldagem MIG com e sem refusão posterior.

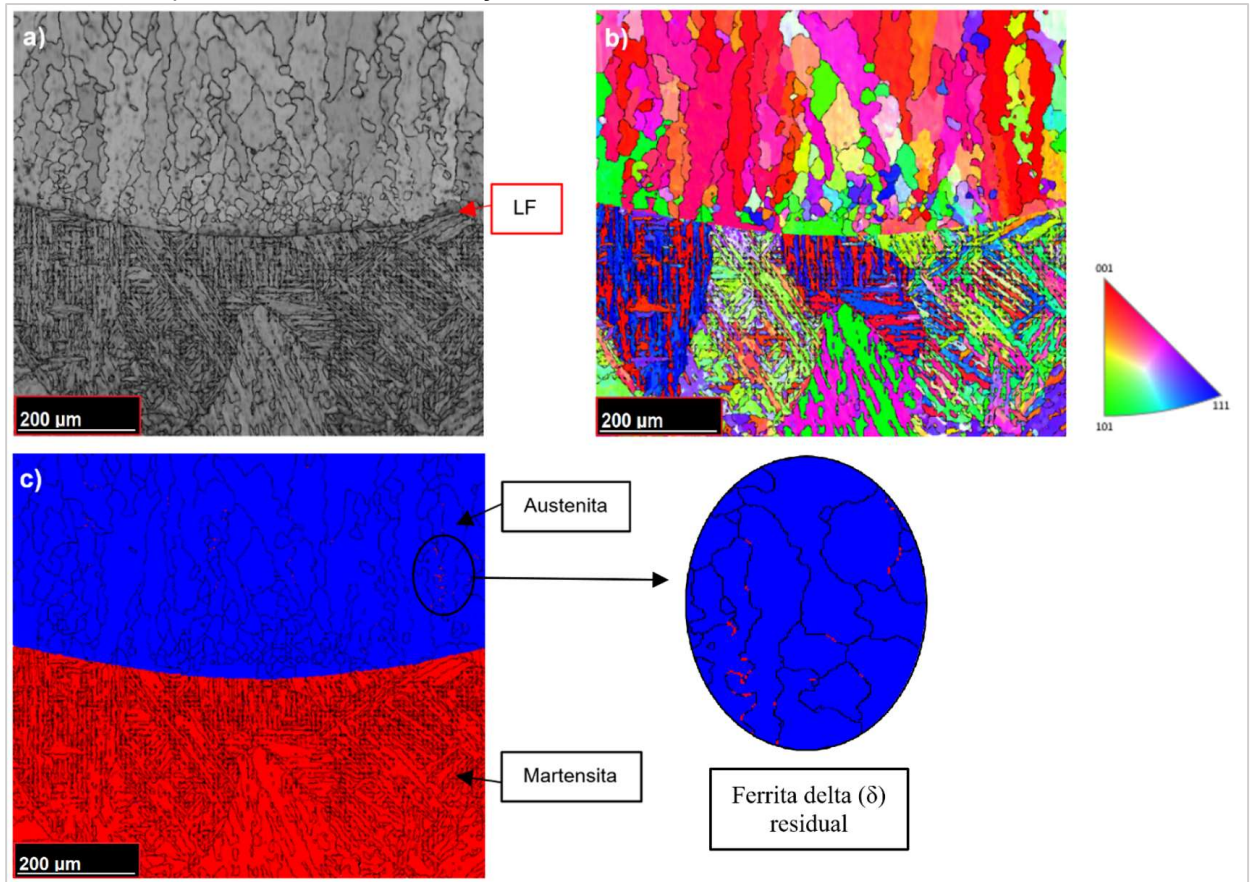
Figura 38 - Microestrutura obtida na secção transversal, na interface CA6NM - Cavitec– ataque químico V2A-Beize modificado.



Fonte: O autor e adaptado de DOODY, 1992.

Pela Figura 39 pode-se verificar as orientações cristalográfica da interface de soldagem, sendo que para o revestimento ocorre uma predominância de orientações $\langle 001 \rangle$, ou cubo rodado, em fase austenítica, com pequenas áreas de ferrita delta residual, principalmente nos contornos de grão. Já para o substrato ocorre orientação aleatória, com fase martensítica e grãos refinados e linha de fusão bem definida. Quanto ao tamanho de grão do revestimento Cavitec, a técnica de EBSD obteve um valor médio de 11,8 μm para região analisada, corroborando com o encontrado para a técnica de microscopia ótica.

Figura 39 - Mapeamento por EBSD da região de interface CA6NM - Cavitec: a) “Band contrast”, com identificação da linha de fusão, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z, c) Mapa de fases com identificação da austenita do revestimento e martensita do substrato.



Fonte: O autor.

Para determinação dos elementos presentes no revestimento, utilizou-se a técnica semiquantitativa de EDS, obtendo os resultados apresentados na Tabela 12, sendo o elemento ferro complementar. Percebe-se que a liga apresenta quantidades percentuais de cobalto e manganês próximos as definidas pelo fabricante, sendo esses elementos determinantes na redução de sua EFE.

Tabela 12 – Composição química do revestimento Cavitec depositado, obtido pela análise por EDS.

Elemento	C	N	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Co	Outros
% em peso	1,34	0,2	1,69	11,65	0,08	0,01	9,56	10,34	0,12

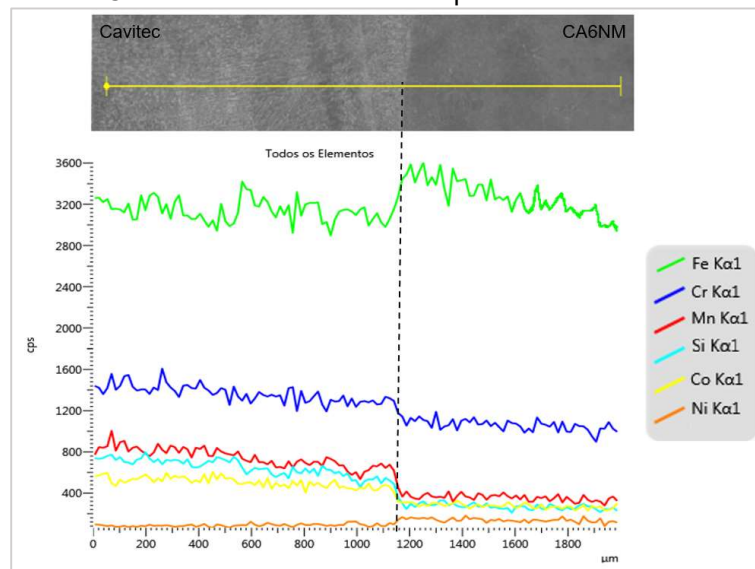
Fonte: O autor.

Visto que a liga Cavitec foi depositada pelo processo de soldagem MIG, deve-se levar em consideração a variação da composição próxima a linha de fusão, pois nesta região ocorre uma mistura entre os elementos do metal base CA6NM e do revestimento. Esta variação depende diretamente dos materiais empregados (devido ao seu ponto de fusão), do aporte térmico gerado durante o processo (quanto maior a corrente de soldagem empregada, maior a temperatura gerada localmente), da

geometria da peça (devido à perda por transferência de calor) e da temperatura de pré-aquecimento do metal base. O Gráfico 4 mostra os valores obtidos através do mapeamento de composição realizado por EDS, conforme item 3.5.2.

Percebe-se no Gráfico 4 uma linha de separação entre os dois materiais (revestimento e metal base), sendo que o percentual dos elementos tende a uma composição próxima a referência. Destaca-se a redução dos percentuais dos elementos cobalto e manganês e a elevação dos teores de ferro e níquel conforme se aproxima do metal base CA6NM, sendo que teor de cobalto afeta diretamente na resistência a cavitação.

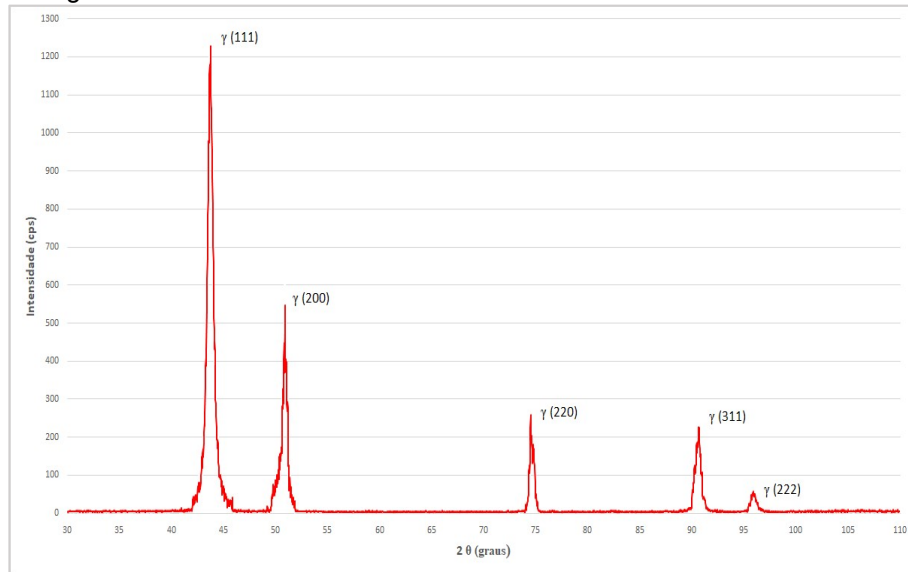
Gráfico 4 - Gráfico da variação de elementos químicos, na região de interface da amostra com deposição do revestimento Cavitec – varredura em linha por EDS.



Fonte: O autor.

Para determinação do volume de cada uma das fases, utilizou-se a Eq. 01, Balagna, Spriano e Faga (2012), obtendo que o revestimento apresenta 100% de fase austenítica, deve-se ressaltar que a análise de DRX foi realizada na superfície das amostras, por isso de um resultado ótimo de fase austenítica. Conforme se aproxima da zona de mistura e ZTA, ocorre a formação de ferrita δ , proveniente do resfriamento rápido e na zona de mistura algumas poucas regiões martensítica. O DRX para a liga Cavitec é apresentado no Gráfico 5.

Gráfico 5 – Difratoograma do revestimento Cavitec como soldado.



Fonte: O autor.

A fim de determinar empiricamente a possibilidade de o material estar realizando a transformação martensítica e por consequência melhorando sua resistência a cavitação, os valores de EFE obtidos, através das equações propostas por Pickerig, 1984; Rhodes e Thompson, 1977; Schramm e Reed, 1975; Li e Jiang, 1999, são apresentados na Tabela 13. Destaca-se que não foram encontradas propostas de cálculo para EFE onde o elemento cobalto seja incluído, sabe-se que o mesmo tem efeito benéfico sobre a resistência a cavitação, e que o mesmo deveria agir de maneira a reduzir o valor da EFE. A transformação martensítica é vista com maior grau em ligas com $EFE \leq 16 \text{ mJ/m}^2$ (SMITH, 1993).

Tabela 13 – Valores de EFE obtidos para o revestimento Cavitec.

Autor	EFE (mJ/m^2)
Pickerig, 1984	53,44
Rhodes e Thompson, 1977	79,25
Schramm e Reed, 1975	-10,73
Li e Jiang, 1999	5,52

Fonte: O autor.

Em complemento a possibilidade de ocorrência de transformação martensítica do revestimento Cavitec, estimou-se os valores de M_d , sendo que se observa uma relação de aumento da resistência à cavitação com o aumento da temperatura M_d (KWOK, MAN e CHENG, 1998). A partir dos valores, apresentados na Tabela 14, percebe-se que a equação de Hull apresenta um valor mais elevado em consideração a Williams e Angel, isto se dá pela consideração de parcela referente ao elemento cobalto.

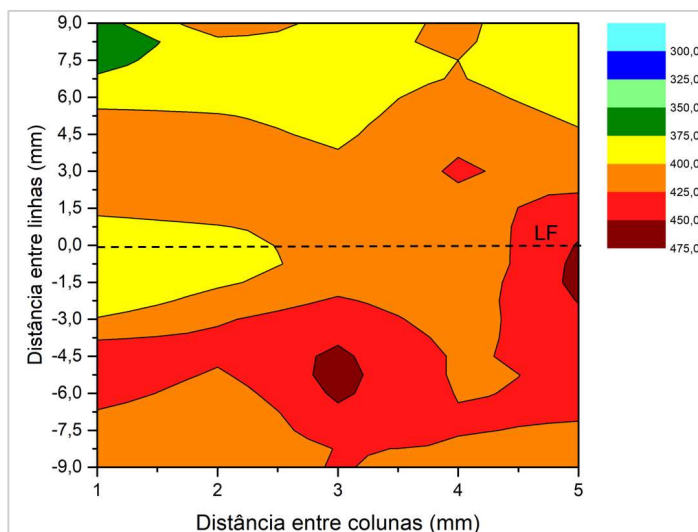
Tabela 14 – Valores Md obtidos para o revestimento Cavitec.

Autor	Kelvin (K)
Hull, 1973	515,35
Willian, 1976	400,78
Angel, 1954	372,37

Fonte: O autor.

Na análise de dureza, realizou-se medidas pontuais na superfície do revestimento, obtendo um valor médio de 413,56 HRC. Tendo que durante o processo de soldagem diferentes ciclos térmicos ocorrem, a dureza tende a variar conforme posição na amostra, para contornar esta variação utilizou-se a metodologia proposta no item 3.5.3 medições de dureza, obtendo desta forma um mapa de dureza das amostras, conforme Figura 40.

Figura 40 – Matriz de dureza da região da interface de solda (CA6NM parte inferior e Cavitec parte superior).



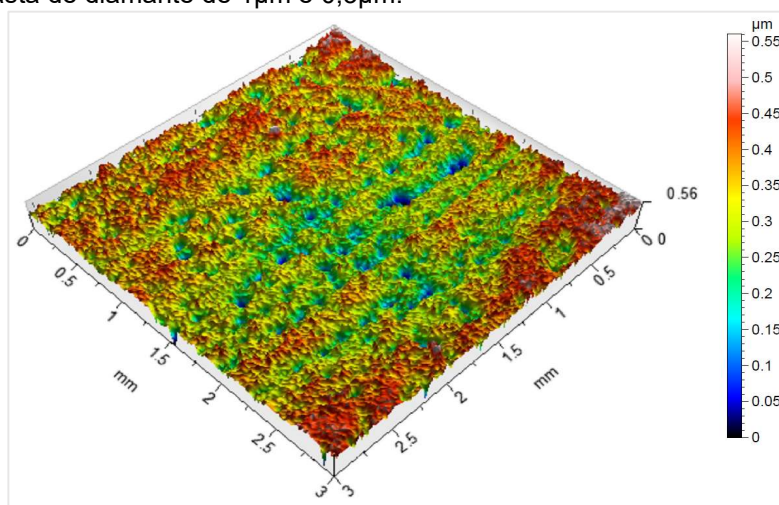
Fonte: O autor.

Quanto a rugosidade superficial observada, deve-se analisar suas características de área, visto que uma análise linear não representa a característica como um todo da superfície do material. Ribeiro (2007), Ahmed *et al.* (1990), Kumar *et al.* (2004) citam que através do comportamento da rugosidade R_y ou $R_{m\acute{a}x}$ e R_z pode-se rastrear os diferentes períodos do processo de erosão por cavitação. Lin *et al.* (2017) colocam que a mudança abrupta da superfície, com um aumento nos valores de R_y ou $R_{m\acute{a}x}$, remetem a mudança da fase de incubação para o da aceleração. Através dos dados obtidos para a rugosidade, através do perfilômetro ótico, pode-se observar uma superfície uniforme, com poucos pontos de vale. Para uma melhor comparação deve-se utilizar os parâmetros estatísticos de rugosidade S_{sk} (coeficiente de assimetria) e

Sku (curtos), os quais são capazes de descrever a superfície em função de picos ou vales.

A Figura 41 apresenta a superfície obtida para o revestimento Cavitec, após preparação, com polimento, sendo a mesma uniforme com pequenas variações de rugosidade, normais ao processo, com valores obtidos de: Ra $0,137\mu\text{m}$, Rz $0,348\mu\text{m}$ (ISO 4287), Ssk $-1,26$ e Sku $5,7$ (ISO 25178).

Figura 41 – Mapa topográfico da superfície da amostra revestida com a liga Cavitec após polimento com pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$.



Fonte: O autor.

Valores negativos de Ssk indicam que as amplitudes de maior frequência na amostra, possuem valores menores que a média, sendo considerado um perfil do tipo platô. Sendo que em superfícies sujeitas a cavitação ocorre a tendência de desgaste inicial nos picos mais altos, pois os mesmos recebem uma maior carga de energia, ocorrendo um achatamento da superfície com o passar do tempo e acelerando a perda de massa.

Já o valor de Sku identifica o grau de achatamento da superfície, ou seja, o quanto ocorrem picos e vales em uma mesma proporção. Se Sku for menor que 3, ocorre uma centralização da distribuição, sendo que os valores de picos e vales estão próximos a rugosidades média da superfície, propiciando uma maior resistência ao processo erosivo de cavitação.

4.2.2 Inconel 625

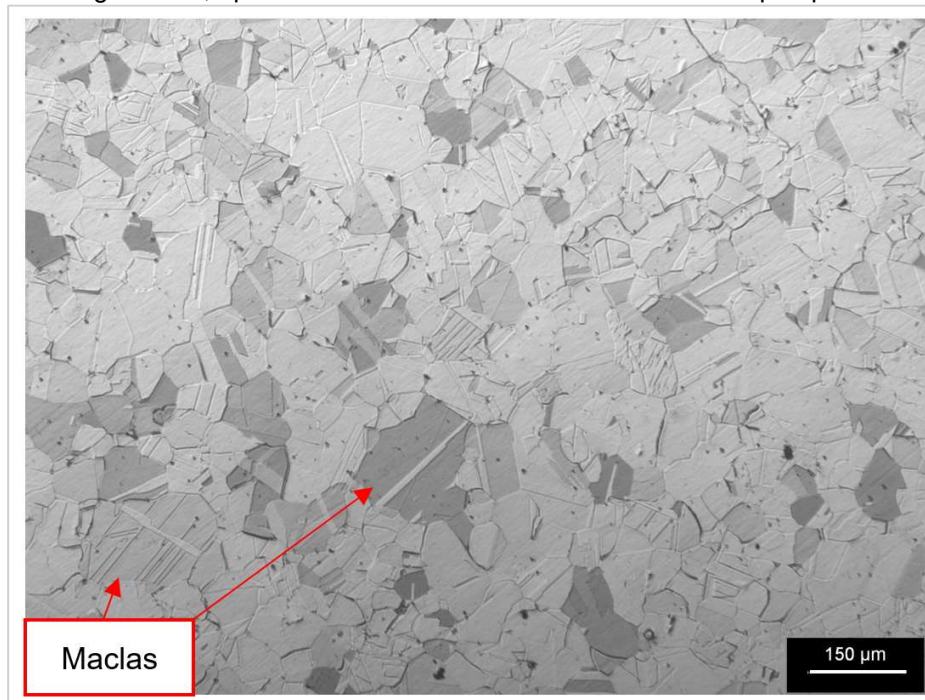
A liga Inconel 625 é considerada uma superliga a base de níquel, a qual apresenta elevada resistência a temperatura e a corrosão, sendo composta

basicamente de uma matriz austenítica (γ) e de carbonetos do tipo MC e $M_{22}C_6$, sendo que estes carbonetos precipitam e conferem a mesma uma elevada dureza e resistência (PÉREZ, 2005).

Tem-se que a microestrutura formada, visualizada na Figura 42 , se dá em forma dendrítica colunares, no sentido da perda de calor, Fernandes *et al.* (2011) cita que a microestrutura das ligas Inconel 6XX são compostas por estrutura hipoeutética com dendritas e interdendríticos não lamelares contendo carbonetos.

Na Figura 42 e Figura 43, percebe-se a matriz austenítica característica das superligas a base de níquel, com pontos de carbonetos formados nos contornos de grão, ainda próximo a interface notam-se regiões onde ocorre ferrita, esta gerada devido ao liquido presente entre as dendrita, não verificou-se a presença de fase deletéria. Maclas de deformação foram visualizadas no interior dos grãos, possuindo origem no processo de lixamento e polimento, o que é esperado para este tipo de liga. Outro ponto a levar em consideração é a maior presença de carbono na zona de diluição, visto que ocorre uma migração deste elemento do metal base, se acumulando nesta ZF, pois o coeficiente de difusão do carbono na austenita é baixo.

Figura 42 – Microestrutura obtida na superfície do revestimento Inconel 625 depositado pelo processo de soldagem MIG, apresentando uma estrutura austenítica - ataque químico Kalling.

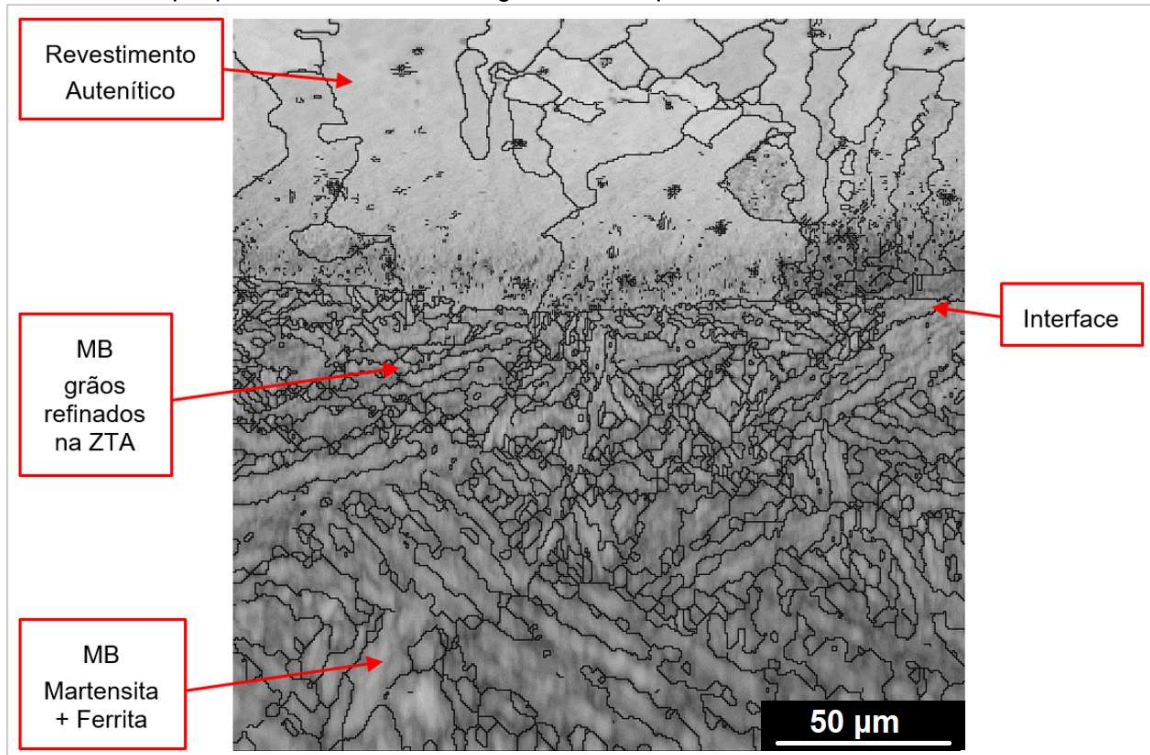


Fonte: O autor.

Pela Figura 43 pode-se visualizar uma diferença de tamanho de grãos da microestrutura na ZTA, esta diferença pode ser explicada pelo refinamento do grão mais

próximo a interface, pois passes subsequentes aquecem novamente o material, acima de 800°C, e tendem a refinar esta região.

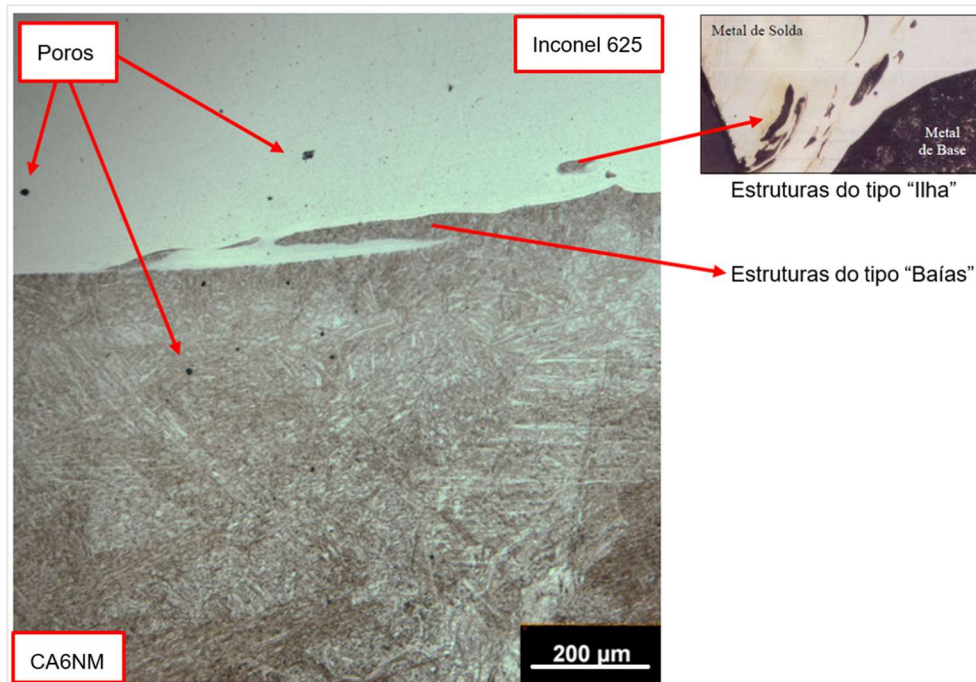
Figura 43 – Microestrutura obtida na interface de soldagem CA6NM – INCONEL 625 - técnica de EBSD, destaque para o refinamento dos grãos do MB próximos a linha de fusão.



Fonte: O autor.

Na interface ZPD CA6NM – Inconel 625, Figura 44, nota-se reentrâncias do tipo baía e ilha, com poucos poros presentes na região de interface, neste caso pode-se verificar uma linha de fusão clara, devido ao ataque apenas do metal base. Ressalta-se que foram realizados diversos ataques químicos as amostras com revestimento Inconel 625, mas em nenhum dos casos obteve-se êxito em revelar conjuntamente a microestrutura do metal base e do revestimento. Este fato está no ataque seletivo gerado devido a diferença de potencial entre os materiais, ocasionando um ataque quase que exclusivo no metal base e mantendo o revestimento intacto.

Figura 44 - Microestrutura obtida na secção transversal da interface CA6NM - Inconel – ataque químico Behara 2.



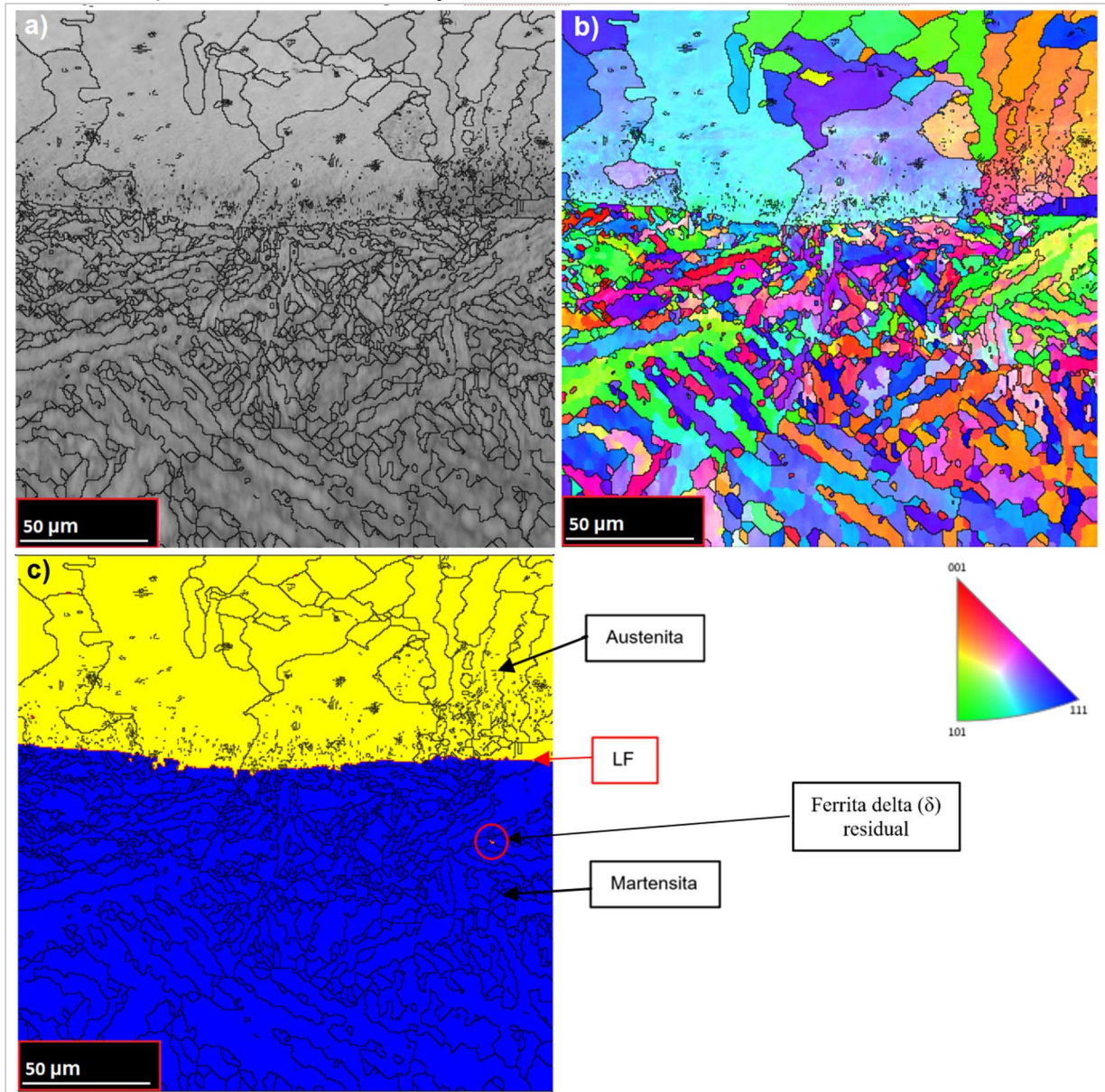
Fonte: O autor e adaptado de DOODY, 1992.

Desta forma pode-se observar a microestrutura da interface de soldagem através da técnica de EBSD, Figura 45, onde percebe-se uma zona de mistura onde os grãos estão organizados em estruturas martensíticas em forma lamelar conforme esperado, visto que a estrutura do substrato CA6NM é um aço inoxidável martensítico.

Percebe-se ainda que os grãos austeníticos do revestimento tendem a apresentar um maior tamanho próximo a ZTA, pois nesta região o resfriamento se deu mais lento que na superfície. Quanto a orientação dos grãos os mesmos se mostram no sentido da extração do calor e pelo mapa (OIM) observa-se grão alongados de austenita com distribuição homogênea e nitretos localizados nas regiões de contorno de grão.

Por meio da técnica de EDS obteve-se os valores apresentados na Tabela 15, nota-se que como esperado o percentual de níquel e cromo são os mais elevados, pois estes conferem grande parte de suas características de resistência a corrosão. Neste caso se comparado a liga Cavitec, nota-se uma drástica redução no percentual de cobalto, aproximadamente 12 vezes menor, esse fator leva a uma diminuição em sua capacidade de resistência a cavitação.

Figura 45 – Mapeamento por EBSD da região de interface CA6NM - Inconel: a) “Band contrast”, com identificação da linha de fusão, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z, c) Mapa de fases com identificação da austenita do revestimento e martensita do substrato.



Fonte: O autor.

Tabela 15 - Composição química do revestimento Inconel 625 obtido pela análise por EDS.

Elemento	C	Co	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Nb	Outros
Percentual %	0,13	0,83	0,23	20,98	56,87	8,11	0,41	3,43	9,01

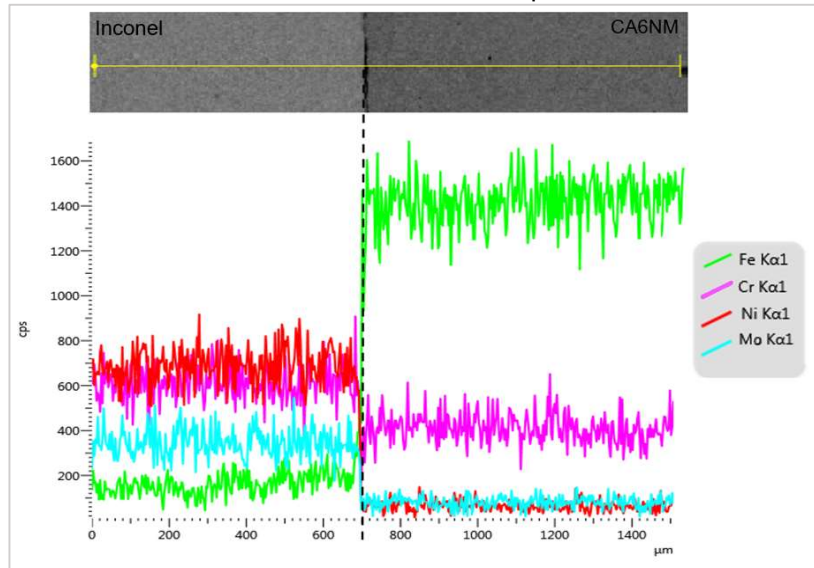
Fonte: O autor.

O Gráfico 6 mostra os valores obtidos através do mapeamento de composição realizado por EDS, conforme item 3.5.2.

Destaca-se a redução dos elementos de níquel, cromo e molibdênio e a elevação dos teores de ferro conforme se aproxima do metal base CA6NM, sendo a queda no valor do elemento níquel extremamente grande, pois este é o elemento

característico da liga Inconel 625, fornecendo ao mesmo suas resistências a corrosão e a elevadas temperaturas.

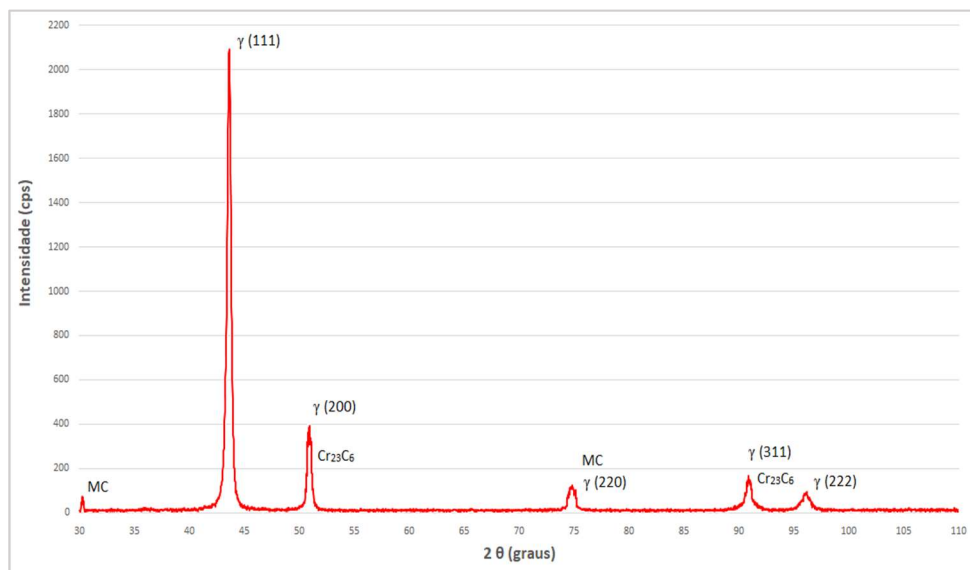
Gráfico 6 - Gráfico da variação de elementos químicos, na região de interface da amostra com deposição do revestimento Inconel 625 – varredura em linha pela técnica de EDS.



Fonte: O autor.

A partir do difratograma apresentado no Gráfico 7, pode-se confirmar a característica de uma fase matriz austenítica da liga Inconel, aproximadamente 98,8%, sendo que os picos são característicos de uma estrutura γ , verifica-se ainda carbonetos do tipo $M_{23}C_6$ (M: cromo) e MC (M: molibdênio e nióbio), conforme encontrado por Rai *et al.* (2004), sendo estes desenvolvidos devido a elevada temperatura desenvolvida durante o processo de soldagem.

Gráfico 7 – Difratograma do revestimento Inconel 625 como soldado.



Fonte: O autor.

O composto de segunda fase $M_{23}C_6$ se desenvolve principalmente nos contornos de grão, sendo que sua morfologia e cinética está relacionada a maior desorganização dos contornos de grão em uma estrutura austenítica (LEE *et al.*, 2015, LI *et al.*, 2012). Estes carbonetos na forma afetam diretamente as propriedades mecânicas do material, sendo que Page (1983) identificou que os carbonetos de cromo agem como regiões preferenciais para início da deformação, acarretando em um fechamento das trincas.

Calculou-se valores de EFE elevados para a liga, mas condizentes com o encontrado por Murr (1969) para o Inconel 600, valores próximos a 280 mJ/m^2 , estes valores elevados se dão devido ao teor de níquel na liga, elemento este, que puro, possui elevada energia próximo a 3000 mJ/m^2 .

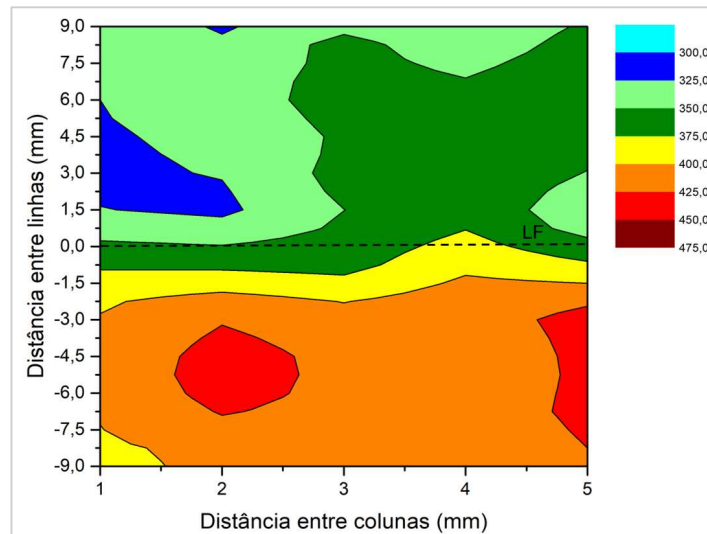
Tabela 16 – Valores de EFE obtidos para o revestimento Inconel 625.

Autor	EFE (mJ/m²)
Pickerig, 1984	181,6
Rhodes e Thompson, 1977	85,7
Schramm e Reed, 1975	425,2
Li e Jiang, 1999	103,7

Fonte: O autor.

Conforme medições de dureza, a liga Inconel 625 depositada apresentou maior dureza em regiões próximas a superfície, sendo que o metal base manteve-se dentro do patamar esperado acima de 300 HRC. Deve-se destacar que ligas com alto teor de níquel, como o Inconel, tendem a formar precipitados em elevadas temperaturas, sendo os mais encontrados os MC, M_6C , M_7C_3 e $M_{23}C_6$, sendo que os encontrados em maior quantidade são os MC, distribuídos aleatoriamente na matriz. Ressalta-se que foram encontrados através do difratograma do Gráfico 7 carbonetos do tipo MC no revestimento depositado. Através da Figura 46, percebe-se que o revestimento apresenta dureza inferior ao substrato de aço ASTM CA6NM, o que era esperado, bem como uma região termicamente afetada próxima a linha 0, interface entre os materiais.

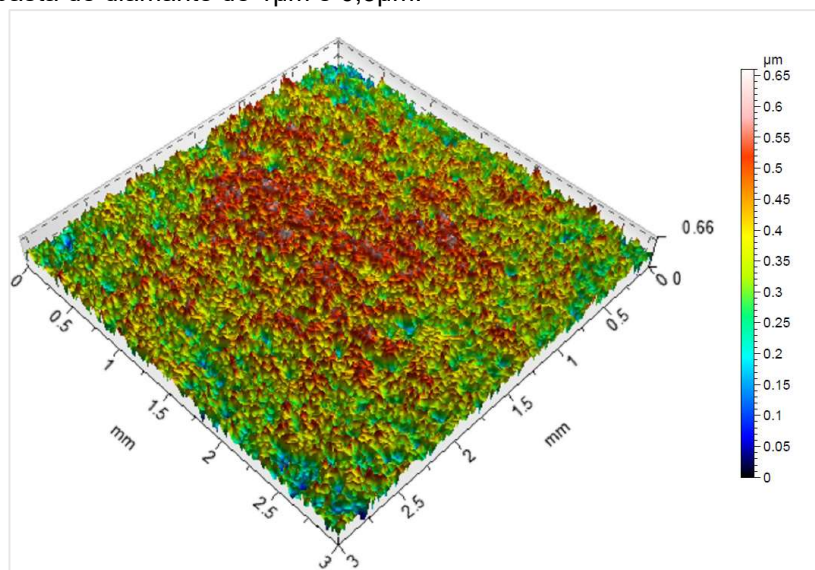
Figura 46 - Matriz de dureza da região da interface de solda (CA6NM, parte inferior e Inconel 625, parte superior)



Fonte: O autor.

Quanto a rugosidade da superfície revestida com a liga Inconel 625, e após preparação e polimento, obteve-se médias próximas ao revestimento Cavitec, o que era esperado visto a mesma preparação e características microestruturais similares. Existia uma preocupação quanto aos carbonetos presentes na superfície, que eles se desprendessem e causassem riscos profundos durante a preparação, mas este fenômeno não foi visualizado, conforme visto na Figura 47, obtendo valores de: R_a $0,113\mu\text{m}$ e R_z $0,549\mu\text{m}$ (ISO 4287) e S_{sk} $-0,375$ e S_{ku} $3,63$ (ISO 25178).

Figura 47 - Mapa topográfico da superfície da amostra revestida com a liga Inconel 625 após polimento com pasta de diamante de $1\mu\text{m}$ e $0,3\mu\text{m}$.



Fonte: O autor.

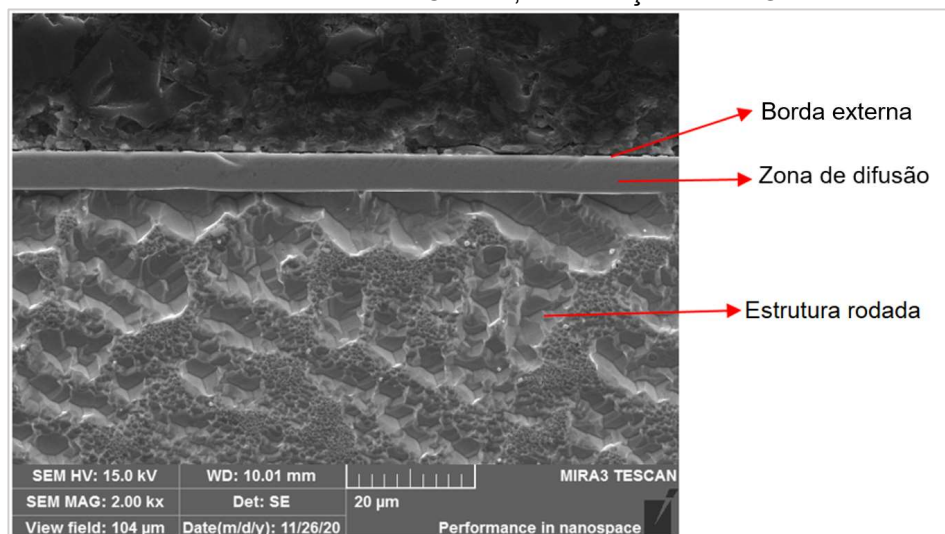
4.3 CARACTERIZAÇÃO DOS REVESTIMENTOS NITRETADOS

4.3.1 Cavitec nitretado

A partir das imagens obtidas pela técnica de FEG, Figura 48 e Figura 49, foi possível observar a camada nitretada nas amostras de Cavitec, que se mostrou coesa, sem grandes distorções ou trincas. Esta camada se apresentou bem evidente, não sendo suscetível ao ataque químico realizado com V2A-Beize modificado e Behara IV, o material do revestimento não nitretado foi revelado.

Não foram observadas microfissuras devido a diferença de tensões internas entre os nitretos de cromo (CrN) e de nitretos de ferro (Fe_4N), isto se dá pela baixa quantidade dos mesmo em comparação a austenita expandida, identificados e mostrados no Gráfico 8.

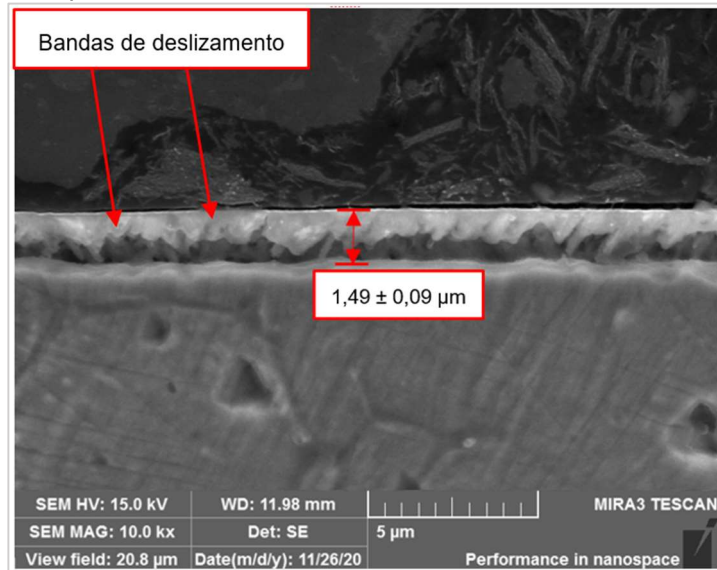
Figura 48 – Amostra nitretada do revestimento Cavitec, visualização em FEG.



Fonte: O autor.

Pela Figura 49 realizou-se a medição da espessura da camada nitretada, para tanto foram realizadas 10 medidas na superfície analisada, obtendo um valor médio de $1,49 \pm 0,09 \mu\text{m}$. Observam-se bandas de deslizamento na região da camada nitretada sendo associadas, segundo Leroy *et al.* (2001) e Singh e Meletis (2006), à predominância de austenita expandida ou fase S na qual ocorre uma deformação da rede cristalina devido a inserção de nitrogênio.

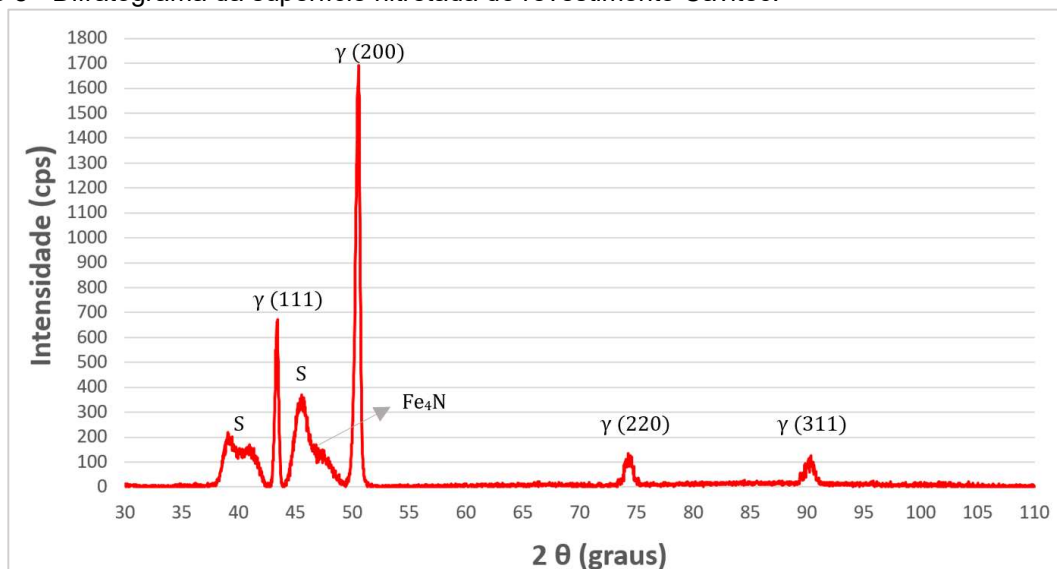
Figura 49 – Medição da espessura da amostra nitretada com revestimento Cavitec, em FEG.



Fonte: O autor.

O difratograma do Gráfico 8, traz a tendência a formação de uma fase supersaturada de austenita expandida por solução sólida, devido a implementação de nitrogênio. Desta forma os picos (111) e (200) sofreram deslocamentos para um menor ângulo de difração que os picos obtidos no material antes do processo de nitretação, além do surgimento de novos picos próximos a 40° e 45° (LEYLAND *et al.*, 1993; THAIWATTHANA *et al.*, 2002; ICHII, FUJIMURA e TAKASE, 1986).

Gráfico 8 - Difratograma da superfície nitretada do revestimento Cavitec.



Fonte: O autor.

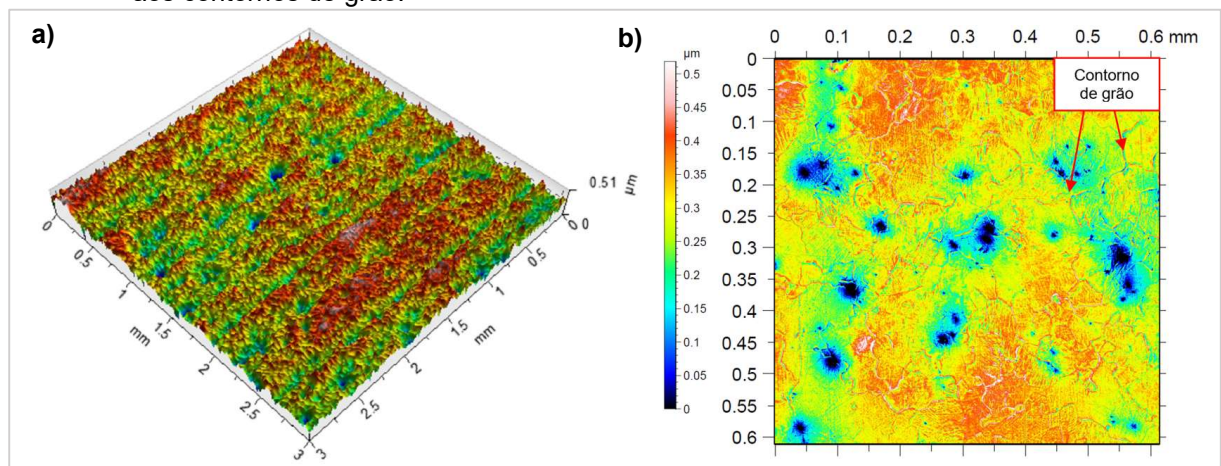
Estes deslocamentos ocorrem devido a implantação de nitrogênio no reticulado cristalino CFC da austenita, levando a uma expansão da estrutura. O teor de nitrogênio pode atingir valores superiores ao limite de solubilidade, gerando desta forma tensões

compressivas, que provocam o deslocamento e/ou alargamento dos picos (CHRISTIANSEN e SOMMERS, 2005; TSCHIPTSCHIN e PINEDO, 2010). O alargamento é visto tanto no pico (220) quanto no pico (311).

Foi possível identificar pequenas quantidades de precipitados de nitretos de cromo (CrN) e de nitretos de ferro (Fe₄N), sendo estes formados principalmente nos contornos de grão, devido a sua energia.

Quanto a rugosidade superficial percebe-se que não houve grandes variações ocasionadas pelo processo de nitretação. Vale ressaltar que em superfícies com rugosidade elevada pode-se desenvolver uma cavidade anexa ao longo das superfícies, elevando a formação de jatos na região de sucção das pás e que essa porosidade acaba sendo uma das regiões preferenciais a proliferação do processo de desgaste por cavitação (HAO, 2017; LUO, 2016).

Figura 50 – Análise do aspecto superficial da amostra nitretada com revestimento Cavitec – a) Mapa topográfico da superfície, b) Aspecto superficial da rugosidade com mapa de cores e destaque aos contornos de grão.



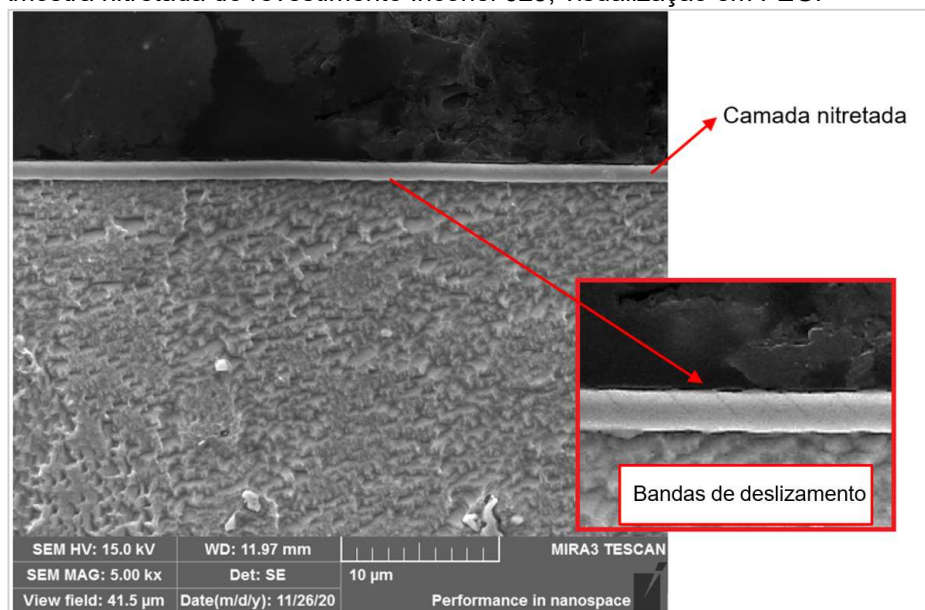
Fonte: O autor.

Na Figura 50a é apresentado o mapa topográfico da superfície, sendo perceptível uma superfície uniforme, com pequenos vales, como originalmente presente antes do processo de nitretação. Os valores de rugosidade obtidos Ra 0,173 μm e Rz 0,403 μm (ISO 4287) e Ssk -0,67 e Sku 4,36 (ISO 25178). Já pela Figura 50b é possível observar contornos de grão destacados devido a nitretação, eles exibem rugosidade diferente ao interior dos grãos, devido à expansão gerada pela austenita expandida (S), a qual tende a empurrar regiões de contornos de grão.

4.3.2 Inconel nitretado

As amostras nitretadas com liga Inconel 625, Figura 51, apresentaram uma boa formação da camada superficial, não apresentando trincas ou descolamentos, sendo possível a quantificação de sua espessura, conforme mostrado na Figura 52. A mesma apresentou bandas de deslizamento devido a formação de uma fase S (austenita expandida), sendo que Jing *et al.* (2016) em seus estudos em Inconel 718 identificaram a formação da fase S em amostras tratadas a temperaturas de até 475°C.

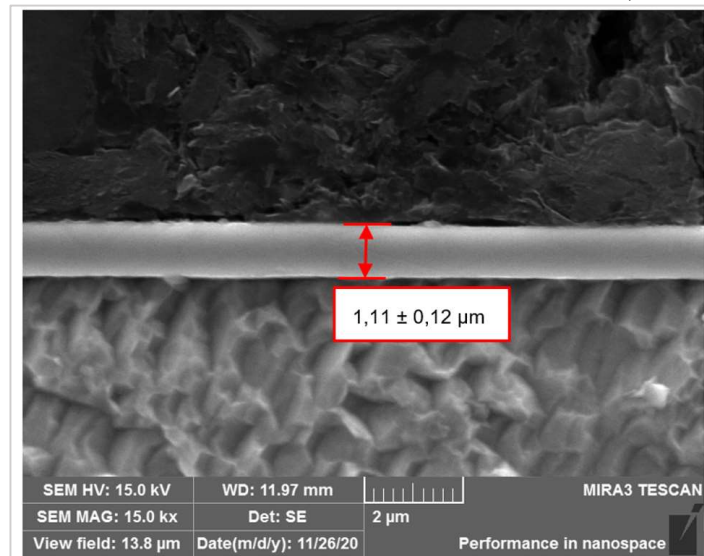
Figura 51 - Amostra nitretada do revestimento Inconel 625, visualização em FEG.



Fonte: O autor.

Na microscopia óptica pode se identificar a fase S pelo seu aspecto esbranquiçado após ataque químico, que segundo Dong (2010) está relacionado ao aumento da resistência a corrosão em relação a austenita inicial. Além disso a fase S formada pela nitreção a baixa temperatura apresentou orientação similar aos grãos do material, o que foi identificado por Jing *et al.* (2016) e Dong (2010) em seus estudos, os quais relacionam a deformação plástica ocorrida durante a formação da austenita expandida, causada pela inserção de nitrogênio nos interstícios da estrutura. A espessura obtida para o revestimento nitretado foi de $1,11 \pm 0,12 \mu\text{m}$, sendo realizada 10 medições ao longo da superfície das amostras, conforme mostrado na Figura 52.

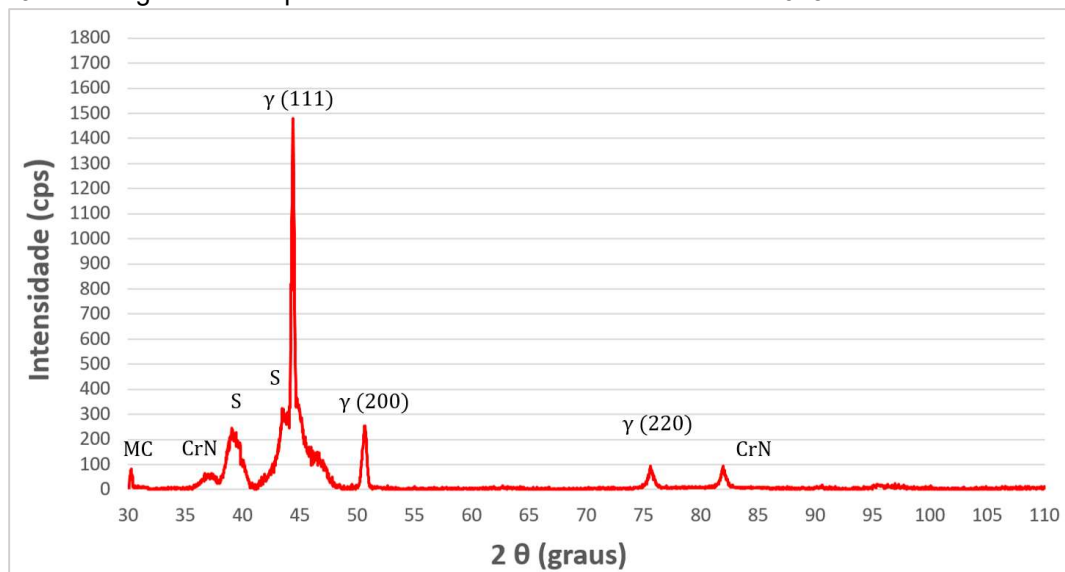
Figura 52 - Espessura da amostra nitretada com revestimento Inconel 625, visualização em FEG.



Fonte: O autor.

Através da análise de DRX, pode-se comprovar a formação da fase S, tendo que as superligas a base de níquel, quando nitretadas a baixas temperaturas tendem a formar uma fase supersaturada de austenita expandida por solução sólida, devido a implementação de Nitrogênio. No difratograma do Gráfico 9, nota-se um deslocamento lateral a esquerda dos picos de austenita (111) e um alargamento da base nos picos (200) e (220) quando comparados ao revestimento como soldado, além da formação de nitretos, devido a ligação do nitrogênio com o cromo presente na estrutura do metal, formando os nitretos de cromo, sendo visualizados principalmente nos picos próximos a 43° e 65° (ZHANG *et al.*, 2017).

Gráfico 9 - Difratograma da superfície nitretada do revestimento Inconel 625.

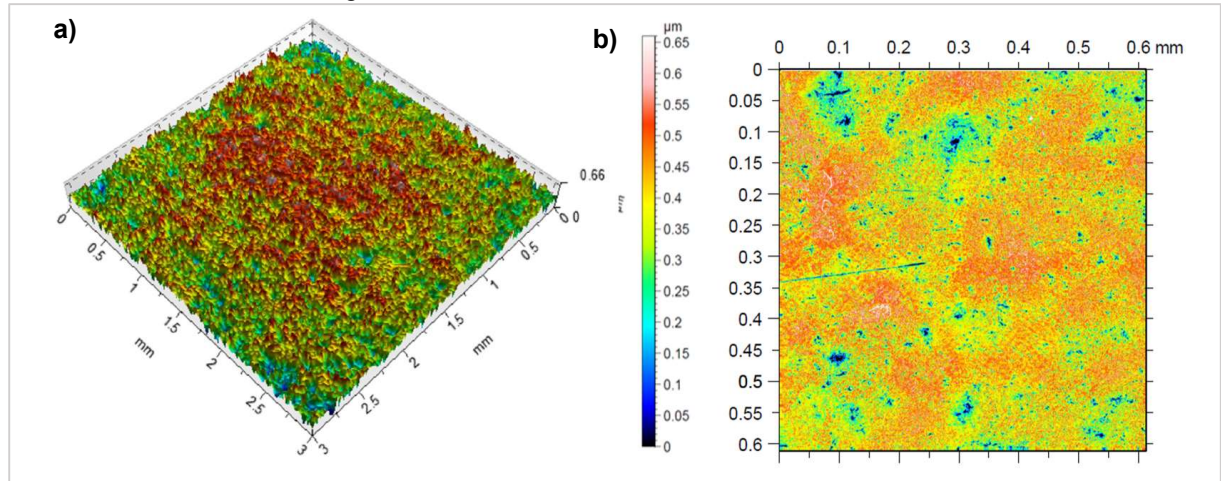


Fonte: O autor.

O nitrogênio antes presente na fase metastável irá se recombinar com os elementos de liga e ocorrerá a precipitação de nitretos. As ligas austeníticas da família Inconel, se comparada a liga Cavitec tendem a possuir maiores teores de cromo e molibdênio, o que favorece a formação de nitretos, a formação dos nitretos de cromo é prevista no diagrama binário cromo-nitrogênio Cr-N. O níquel em grande quantidade reduz a solubilidade da estrutura cristalina, o que pode favorecer a precipitação de nitretos (DONG, 2010).

Na Figura 53 é apresentado o mapa topográfico da superfície, sendo perceptível a manutenção da superfície próxima a original, sem nitretação, sendo essa característica esperada, isto que a nitretação a baixa temperatura não tem grande influência na modificação da topografia da superfície. Os valores de rugosidade obtidos Ra 0.213 μm e Rz 0.549 μm (ISO 4287) e Ssk -0.375 e Sku 3.63 (ISO 25178). Já pela Figura 53b é possível observar pequenos vales, tendo um patamar médio próximos a 0,4 μm , sendo pouco visível contornos de grão e defeitos na superfície.

Figura 53 - Análise do aspecto superficial da amostra nitretada com revestimento Inconel 625 – a) Mapa topográfico da superfície, b) Aspecto superficial da rugosidade com mapa de cores e destaque aos contornos de grão.



Fonte: O autor.

4.4 TRIBOLOGIA DOS REVESTIMENTO DEPOSITADOS

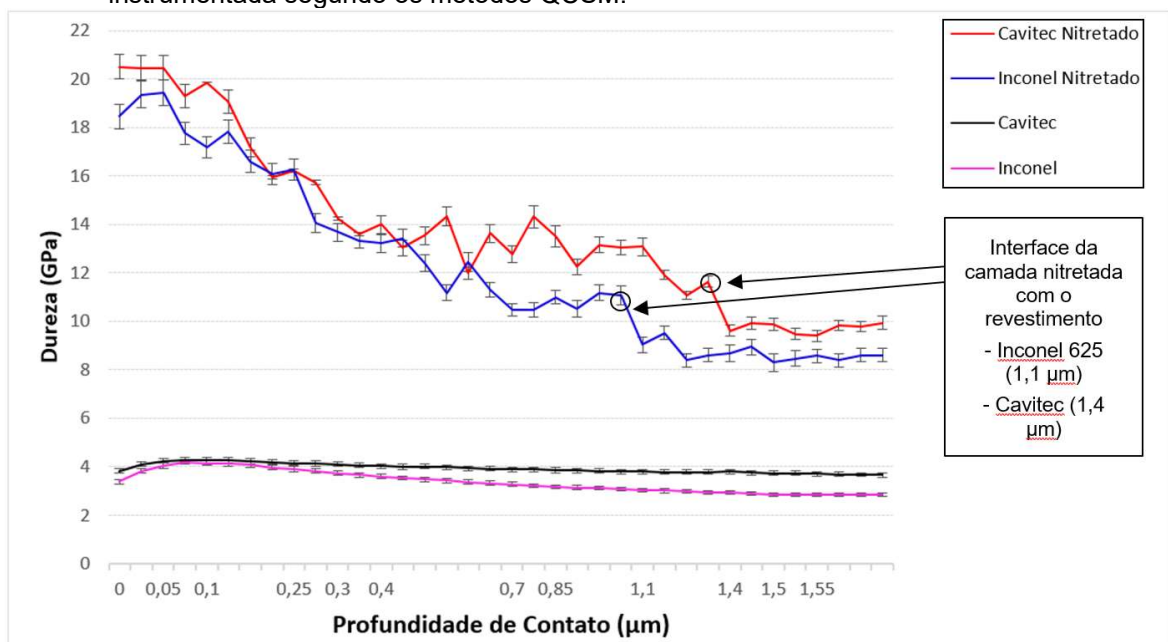
4.4.1 Dureza instrumentada

A partir das análises realizadas nas amostras, pode-se verificar conforme esperado uma maior dureza nas amostras nitretadas, sendo que quanto mais próximo

a superfície maior a dureza. Esta dureza está associada aos produtos da nitretação, que conforme vistos nos difratogramas dos Gráfico 8 e 9, propiciaram um endurecimento pela quantidade massiva de nitrogênio em solução sólida na matriz. O processo leva a formação de nitretos de cromo e de ferro no caso da liga Cavitec, estes com dureza extremamente elevada na superfície mais externa, seguido de austenita expandida (fase S), menos dura, mas em maior quantidade quando comparada aos nitretos (MEYERS e CHAWLA, 2008).

A camada mais externa é rica em nitretos (chamada de camada branca) e outra de menor dureza onde predomina a difusão de fases γN , sendo que nas duas últimas a saturação de nitrogênio ocorre em percentuais menores (entre 14% e 28%), ocorrendo uma diminuição gradativa de dureza em direção ao substrato (CHYOU e SHIH, 1990; DONG, 2010; GONTIJO *et al.*, 2010, MÄNDL e RAUSCHENBACH, 2004).

Gráfico 10 - Perfis de dureza das amostras de referência e nitretadas por PI3, obtidos por indentação instrumentada segundo os métodos QCSM.



Fonte: O autor.

Quanto a espessura das camadas nitretadas, não pode-se identificar através das curvas do Gráfico 10, visto que a dureza do substrato será atingida posterior a profundidade de penetração utilizada, uma vez que a camada dura acima auxilia na sustentação da ponta do penetrador (SAHA e NIX, 2002). Para minimizar a influência do substrato, a espessura da camada deve ser, no mínimo, dez vezes maior que a profundidade da endentação e desta forma a dureza da camada nitreta pode ser

estimada pela diferença entre a dureza média do substrato e o valor estabilizado encontrado para cada liga Nitretada (HOLMBERG e MATTHEWS, 2009).

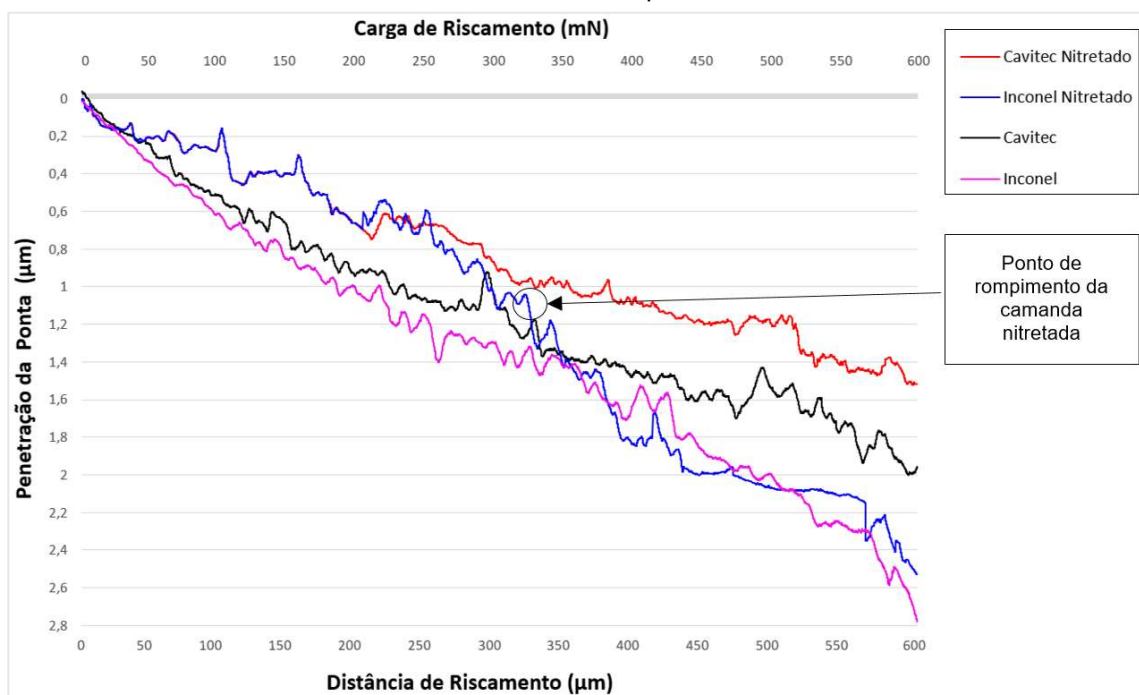
4.4.2 Teste de risco

Holmberg e Matthews (2001) destacam que camadas modificadas mais espessas tendem a apresentar maior capacidade de suportar cargas na superfície, principalmente pela distribuição da energia nesta espessura modificada.

Pelo Gráfico 11, é possível identificar a espessura da camada nitretada nas amostras, tanto para o revestimento Cavitec quanto Inconel nitretados a camada convergiu para os valores obtidos por FEG, sendo 1,4 μm e 1,1 μm respectivamente. Uma característica visualizada nas curvas de nanorisco é a oscilação ou dispersão dos dados, apresentando forma serrilhada, este fenômeno ocorre devido a rugosidade das superfícies e das diferentes fases que se encontram na microestrutura das amostras (FOERSTER *et. al.*, 2007; ASSMANN, 2011).

Outro fator identificado através do Gráfico 11, é o momento de ruptura da camada nitretada para a mostra de Inconel nitretado, a partir deste ponto, próximo a 300 μm de trilha, ocorre uma elevação considerável da penetração da ponta de ensaio para cargas similares, tornando a curva próxima a do material sem nitretação.

Gráfico 11 - Perfis residuais de trilhas produzidas em testes de nanorisco na superfície das amostras de Inconel 625 e Cavitec - referência e nitretadas por PI3.

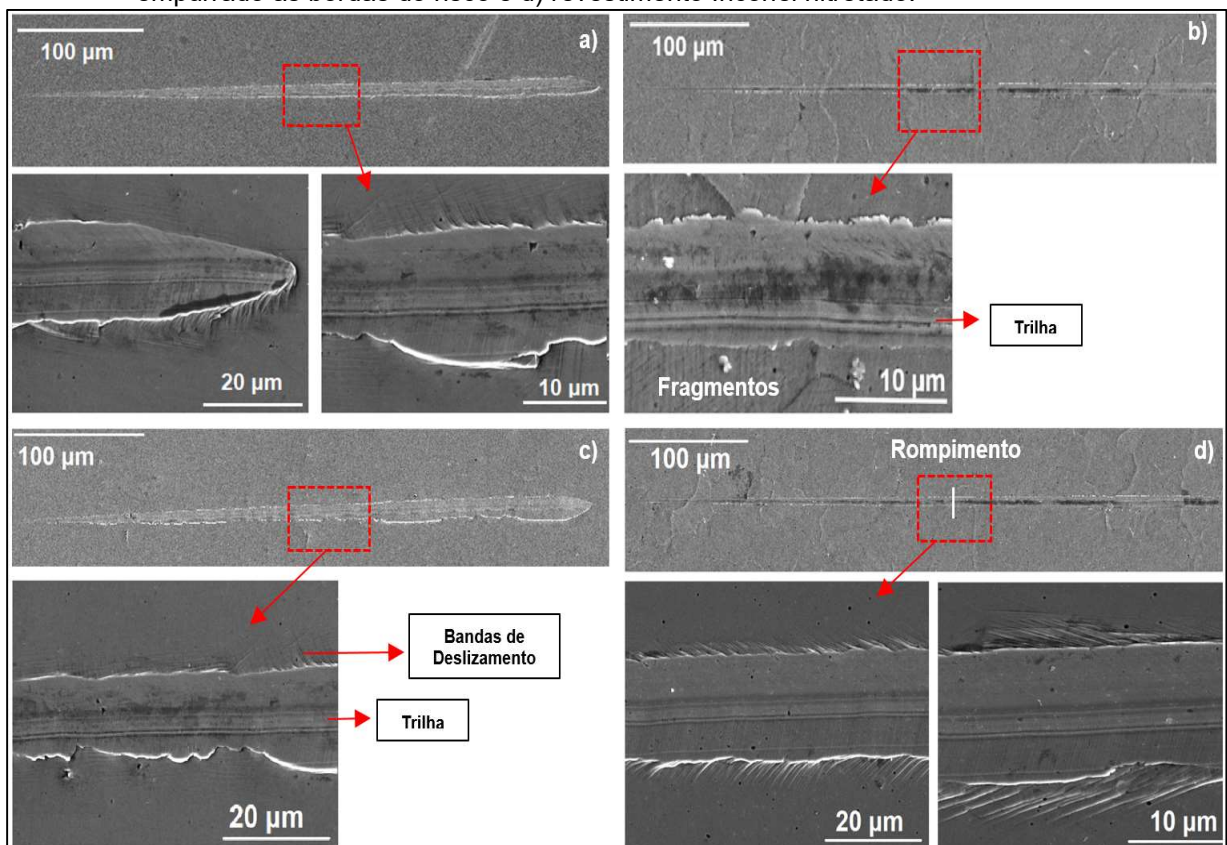


Fonte: O autor.

O perfil residual dos riscos nas superfícies anteriores ao rompimento da camada nitretada é uma forma importante de análise da resistência da superfície, nota-se pelo perfil de evolução dos nanoriscos, Figura 54, que as camadas nitretadas apresentaram uma trilha menos definida se comparadas aos revestimentos referência. Outro destaque se dá pelo tipo de deformação propiciado, sendo que para o revestimento Cavitec nitretado em 300 μm , a camada não foi rompida, se apresentando com regiões de desprendimento de nitretos (fragmentos) e material deformado empurrado para as bordas, esta característica foi observada até aproximadamente 230 μm na amostra de Inconel nitretado, o que pode ser explicado por estar mais próxima ao fundo da camada nitretada, diminuindo sua resistência.

Ambos os revestimentos referenciais (Cavitec e Inconel) apresentaram riscos uniformes, com crescimento na direção de aumento da carga, apresentando em toda a extensão bordas com empilhamento de material, bem como bandas de deslizamento visíveis. A análise das imagens obtidas por FEG, vieram de encontro aos valores obtidos nos perfis analisados em perfilometria ótica.

Figura 54 – Análise em FEG dos nanoriscos gerados no ensaio de riscamento – a) revestimento Cavitec com destaque as bandas de deslizamento proporcionadas pelo encruamento próximo a trilha gerada, b) revestimento Cavitec nitretado, c) revestimento Inconel 625 destaque ao material empurrado as bordas do risco e d) revestimento Inconel nitretado.

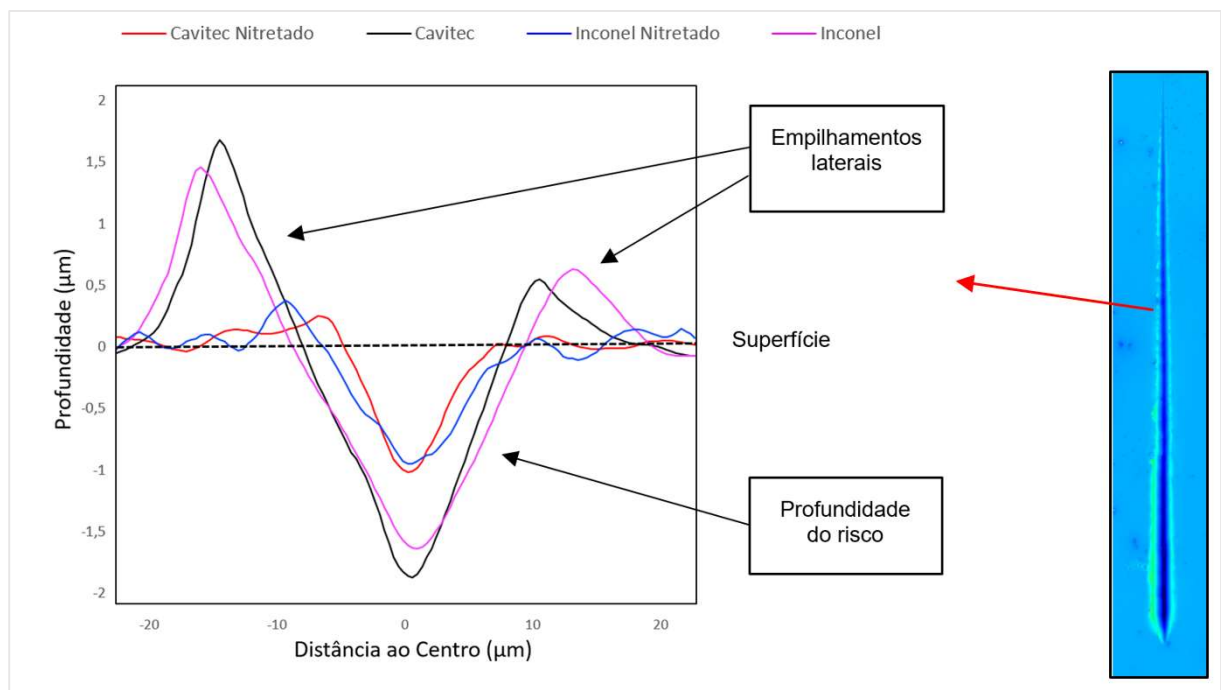


Fonte: O autor.

Johnson (1987) destaca que durante o ensaios de nanorisco forças tangenciais juntamente com forças normais, geram tensões que empurram o material da extremidade da ponta de ensaio, desta forma zonas de deformação plásticas são orientadas para superfície em teste, o que pode ser visto na Figura 54 , através das bandas de deslizamento orientadas na direção de riscamento.

O perfil transversal dos nanoriscos obtidos, a meio comprimento 300 μm , pode ser visto na Figura 55, onde percebe-se a característica de maior resistência das amostras nitretadas, com menores volumes de empilhamento lateral e menor profundidade da trilha. Destaca-se que em ambas as amostras se observou um maior empilhamento no lado esquerdo da trilha, o que é comprovado pelas análises de FEG e pelo perfil da seção transversal, Kurelo (2019) observou o mesmo fenômeno em suas análises, estando diretamente ligado a inclinação da amostra.

Figura 55 – Perfil da seção transversal dos nanoriscos anterior ao rompimento da camada nitretada, 300 μm de trilha.



Fonte: O autor.

As topografias de cada perfil foram avaliadas anteriormente ao rompimento da camada nitretada, para manter a integridade de suas características, desta forma os perfis foram obtidos nos riscos nos seguintes comprimentos 10 μm , 150 μm e 300 μm , abrangendo um range de medidas para determinação do volume do risco, de sua largura, bem como o volume dos empilhamentos gerados nas laterais, os valores são colocados na Tabela 17. Com as medidas geométricas obtidas para cada um dos

riscos, nota-se que quando comparado o processo de nitretação se mostrou eficiente na resistência ao risco, sendo que quando a camada nitretada foi rompida, ocorreu um aumento exponencial do volume do risco, o que é esperado pois a dureza cai drasticamente quando se chega aos revestimentos originais.

Tabela 17 – Valores de medição encontrados para os nanorisco produzidos para análise da superfície das amostras.

Amostra	Posição do risco	Largura do risco (μm)	Profundidade do risco (μm)	Volume do risco (μm^3)	Volume de material empilhado (μm^3)
Cavitec Nitretado	10 μm	1,63	0,247	0,376	0,172
	150 μm	5,41	0,673	2,2	0,303
	300 μm	9,96	1,04	4,74	0,628
Inconel Nitretado	10 μm	2,42	0,555	2,37	0,193
	150 μm	6,49	0,8	3,83	0,465
	300 μm	9,83	1,13	5,01	0,742
Cavitec	10 μm	3,43	0,292	0,571	0,258
	150 μm	8,69	1,04	4,61	3,83
	300 μm	14,7	1,77	12,9	10,1
Inconel	10 μm	4,41	0,39	0,907	0,31
	150 μm	10,9	1,03	5,32	3,84
	300 μm	12,8	1,66	9,64	9,77

Fonte: O autor.

4.5 RESISTENCIA QUANTO A CAVITAÇÃO

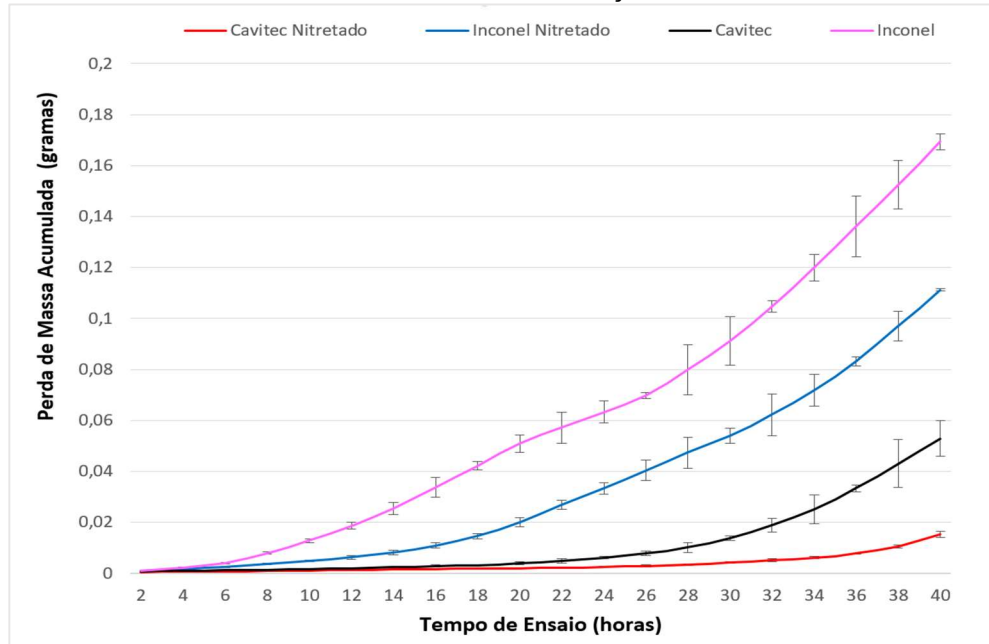
O resultado quanto a resistência a cavitação das superfícies das amostras foi dividida em frentes: perda de massa acumulada, taxa de perda de massa, acompanhamento do aspecto e rugosidade da superfície sujeita a cavitação, orientações (planos) preferenciais de desgaste e transformação martensítica da estrutura externa do material. Com esses dados pode-se caracterizar o processo de desgaste, diferenciando os revestimentos utilizados e a influência do processo de nitretação quanto aos mecanismos de resistência a cavitação.

4.5.1 Curvas de perda de massa acumulada e taxa de perda de massa

Através do Gráfico 12 pode-se verificar a perda de massa acumulada para as amostras analisadas, e pelo Gráfico 13 as curvas de taxa de perda de massa na qual consegue-se obter a etapa em que o processo de cavitação se encontra, conforme

Hattori, Ishikura e Zhang (2004), ASTM G32 (2016). Este acompanhamento é de extrema importância visto que se busca trabalhar com materiais que permaneçam por um maior período na etapa de incubação, onde ocorre pouca ou nenhuma perda de massa.

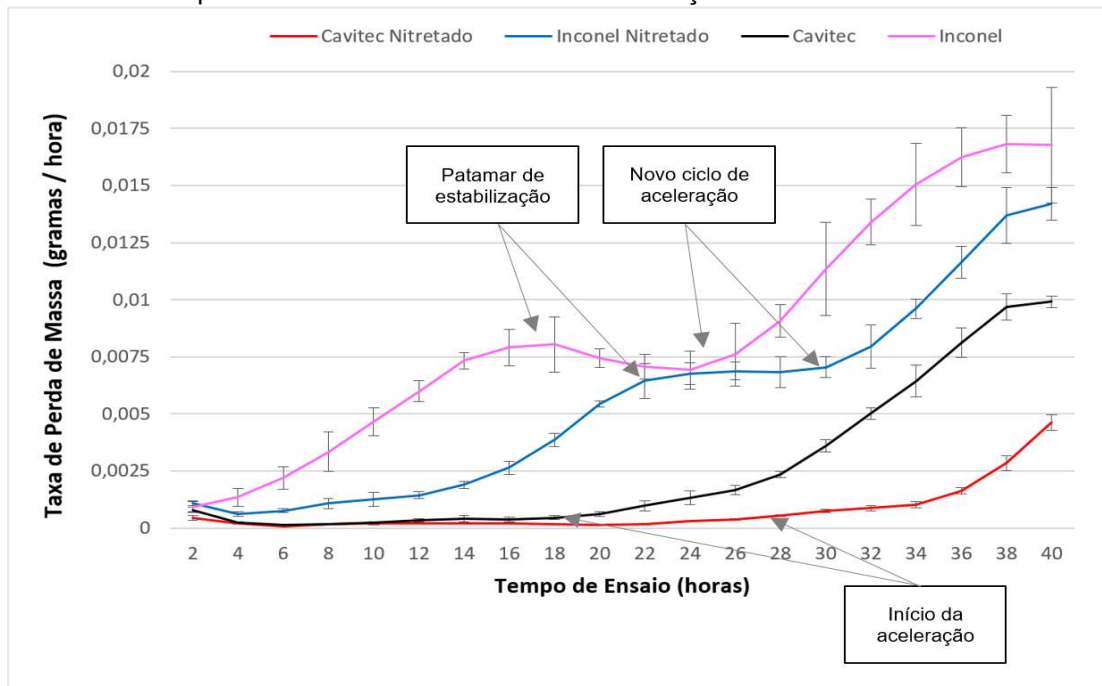
Gráfico 12 – Perda de massa acumulada no ensaio de cavitação das amostras.



Fonte: O autor.

O Gráfico 12 mostra que as amostras nitretadas de maneira geral propiciaram uma maior resistência a cavitação, quando comparadas ao revestimento sem nitretação. Conforme esperado a resistência a cavitação das amostras com revestimento Cavitec foram maiores, apresentando níveis quase nulos até 18 horas, essa característica era esperada, visto a liga ser desenvolvida para aplicações em superfícies sujeitas a cavitação, possuindo baixa EFE e elementos estabilizadores da austenita. Quanto a taxa de perda de massa, Gráfico 13, a amostra com revestida por liga Inconel apresentou uma perda de massa elevada já nas primeiras horas de ensaio, podendo concluir que não houve um período de incubação. Para a mesma liga, mas com etapa de nitretação superficial, o período de incubação é identificado até aproximadamente 6 horas, esta característica se dá pela elevação geral da tenacidade na camada, aliada a presença de fases expandidas γN e $\alpha' N$. Estas fases produzem tensões compressivas devido à expansão dentro do reticulado, elevando a tenacidade e sendo benéfica a superfícies sujeitas a fadiga (STINVILLE *et al.*, 2010; RAMAN e JAYAPRAKASH, 2007).

Gráfico 13 – Taxa de perda de massa durante ensaio de cavitação das amostras.



Fonte: O autor.

Já para as amostras com revestimento Cavitec, pode-se notar um período de incubação elevado, de aproximadamente 18 horas e a amostra nitretada em 28 horas. Este comportamento da liga Cavitec ocorre devido a sua baixa EFE, possibilitando uma maior absorção de energia antes de sofrer falha por fadiga. A camada nitretada se mostrou uma barreira inicial ao desgaste, elevando o período de incubação e quando comparado ao revestimento da liga Inconel nitretado apresentou uma maior espessura, com menor percentual de nitretos como o CrN e Cr₂N, esses tendem a fragilizar o material e reduzir o período de incubação quando submetidos a cavitação. Outro fator importante foi o percentual de gás a ser utilizado, Zhao (2002) encontrou uma maior resistência a cavitação com o processo de nitretação utilizando 5% de N₂, devido a boa relação entre fase S e a formação baixa de CrN, Cr₂N e Fe₄N, o que foi verificado nas amostras utilizadas.

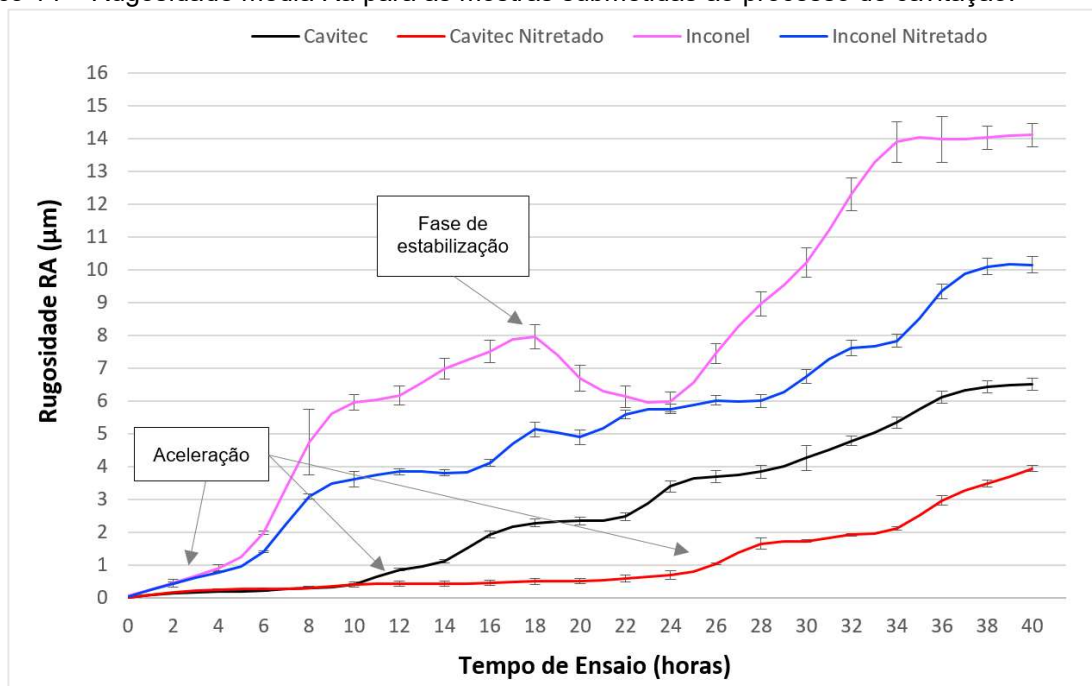
4.5.2 Rugosidade e aspecto da superfície sujeita a cavitação

Quanto a variação de rugosidade na superfície, é importante avaliar parâmetros que representem a superfície como um todo, conjuntamente com parâmetros que identifiquem pontos específicos, como picos e vales dentro do comprimento de medição. Ahmed *et al.* (1990) e Krella *et al.* (2020) citam que diferentes parâmetros de

rugosidade (Ra, Rt e Rz) podem ser utilizados para o acompanhamento do processo de cavitação, sendo que Rz e Rt são mais sensíveis a variações dentro do perfil de medição. Desta forma, buscou-se avaliar o comportamento da superfície com a cavitação, correlacionando o desgaste erosivo e as etapas do processo com os parâmetros de rugosidade Ra, Rz, Ssk e Sku. Deve-se atentar a rugosidade inicial das amostras, pois a mesma influencia diretamente no período de incubação da erosão cavitacional, sendo que riscos, porosidades e picos elevados, são regiões críticas onde se inicia o dano (LIN *et al.*, 2017; HAO *et al.*, 2018 e TAILLON *et al.*, 2016).

No Gráfico 14 é possível visualizar o incremento na rugosidade média, conforme ocorria o processo de cavitação, este comportamento era esperado visto a degradação superficial em maior o menor grau, conforme material utilizado. Destaca-se que o aumento de Ra se deu de forma similar a perda de massa das amostras, não foi identificada uma correlação direta entre Ra e a etapa do processo de cavitação.

Gráfico 14 – Rugosidade média Ra para as mostras submetidas ao processo de cavitação.



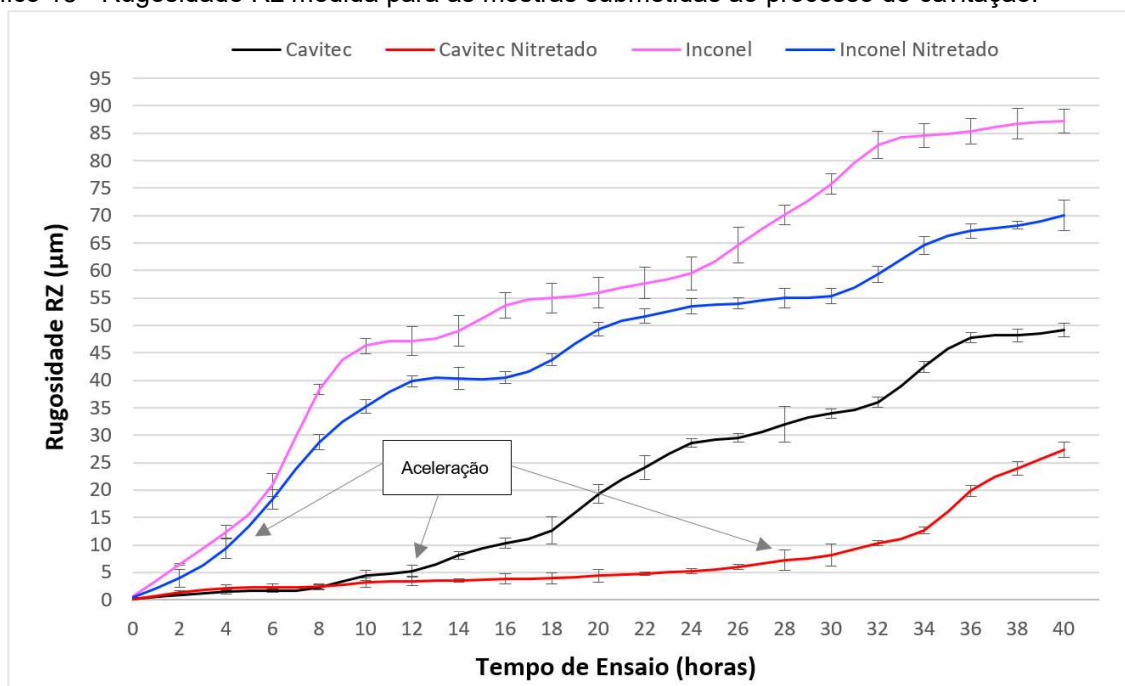
Fonte: O autor.

Tzanakis *et al.* (2017) comenta em seu trabalho que a elevação na rugosidade média tende a acelerar o processo de erosão por cavitação, devido ao aumento do número de cavidades superficiais. Vale destacar para amostra com revestimento de Inconel, que próximo a 16 horas de ensaio de cavitação a amostra apresenta uma queda na rugosidade Ra, isto se dá devido a fase de estabilização no processo de

cavitação, e que neste caso apresentou uma queda na taxa de perda de massa, conforme Gráfico 13.

Já o Gráfico 15 traz a rugosidade Rz, a qual consegue identificar picos e vales de maneira a expressar a amplitude deles, conforme comentado anteriormente essas regiões serão pontos críticos ao início ou aceleração da perda de massa. O valor de Rz tende a apresentar uma boa relação com a etapa do processo cavitacional, mostrando o início do período de aceleração, crítico a superfície do material. Um boa correlação ocorre entre o Gráfico 13 (taxa de perda massa) e a rugosidade Rz, onde é possível visualizar que para as amostras de Inconel e Inconel nitretado a partir de 3 horas ocorre a etapa de aceleração da perda de massa, ocorrendo uma elevação exponencial na rugosidade Rz e na taxa de perda de massa.

Gráfico 15 - Rugosidade Rz medida para as mostras submetidas ao processo de cavitação.



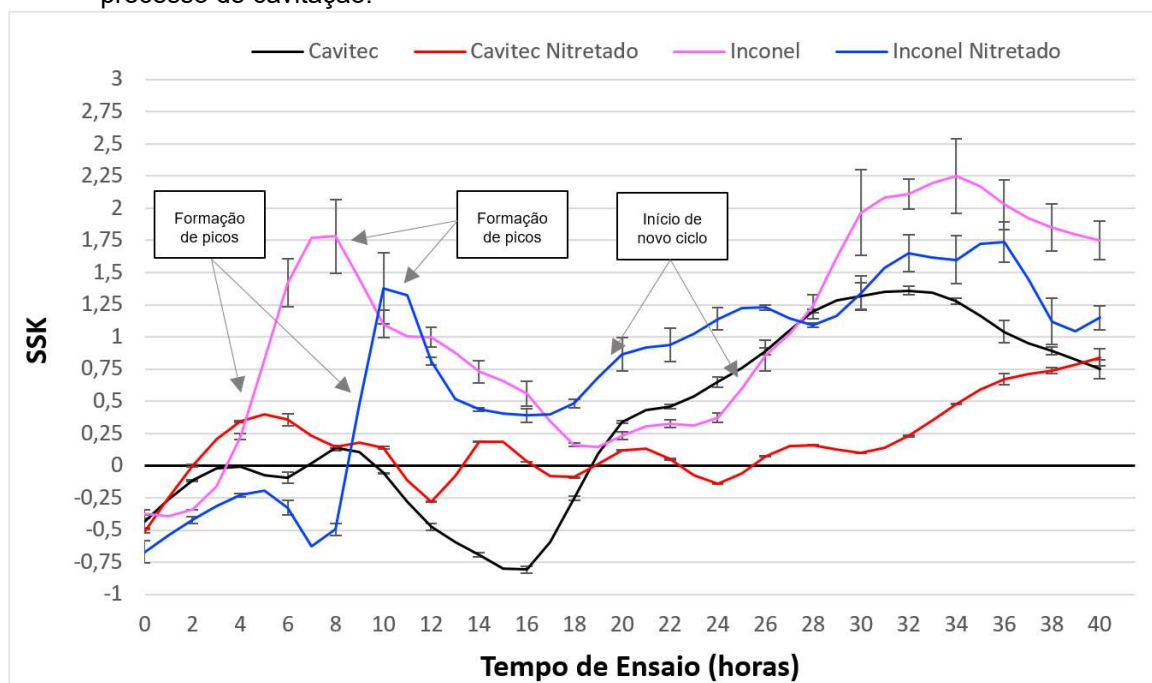
Fonte: O autor.

O mesmo fator é verificado para as amostras com Cavitec, a qual o período de aceleração inicia-se próximo a 12 horas de ensaio, corroborando com o início de elevação da curva referente a taxa de perda de massa encontrada. A nitretação se mostrou eficiente quanto a manutenção da rugosidade Ra e Rz em patamares menores se comparadas as amostras de referência, explicado pela maior resistência da camada quanto ao desgaste por cavitação. Quando comparada a rugosidade das amostras de Cavitec e Cavitec nitretado, nota-se que a camada nitretada propiciou um retardo significativo na elevação da rugosidade Ra e Rz de aproximadamente 12 horas, sendo

um eficiente processo quando se necessita de superfícies com baixos patamares de rugosidade em suas aplicações. Já para liga Inconel, o processo de nitretação levou a patamares mais baixos de Ra e Rz, não sendo possíveis correlacionar a liga nitretada com a taxa de perda de massa, pois a mesma já inicia a elevação da rugosidade nas horas iniciais do processo de cavitação.

Para uma análise efetiva da superfície, costuma-se caracterizar a mesma em função da quantidade de picos e vales presentes, e da geometria dos mesmos. Nota-se através do Gráfico 16, que todas as amostras inicialmente se apresentavam com valores próximos a 0, para Ssk, o que condiz com uma superfície simétrica e pertinente a um acabamento por polimento. Com o transcorrer do ensaio de cavitação as amostras de Inconel e Inconel nitretado apresentam elevação em seus valores de Ssk, próximos a 4 e 8 horas respectivamente, o que mostra que a superfície apresentou formação de maior número de picos, a amostra nitretada necessitou de um período mais elevado para modificação do perfil de superfície, demonstrado uma maior resistência ao processo de cavitação.

Gráfico 16 – Acompanhamento do aspecto superficial, através de SSK, das amostras submetidas ao processo de cavitação.



Fonte: O autor.

Já a amostra de Cavitec permaneceu com uma superfície uniforme, até aproximadamente 10 horas de ensaio, o que pode ser associado a elevação da taxa de perda de massa, corroborando com o aumento da rugosidade Ra e Rz. A amostra de

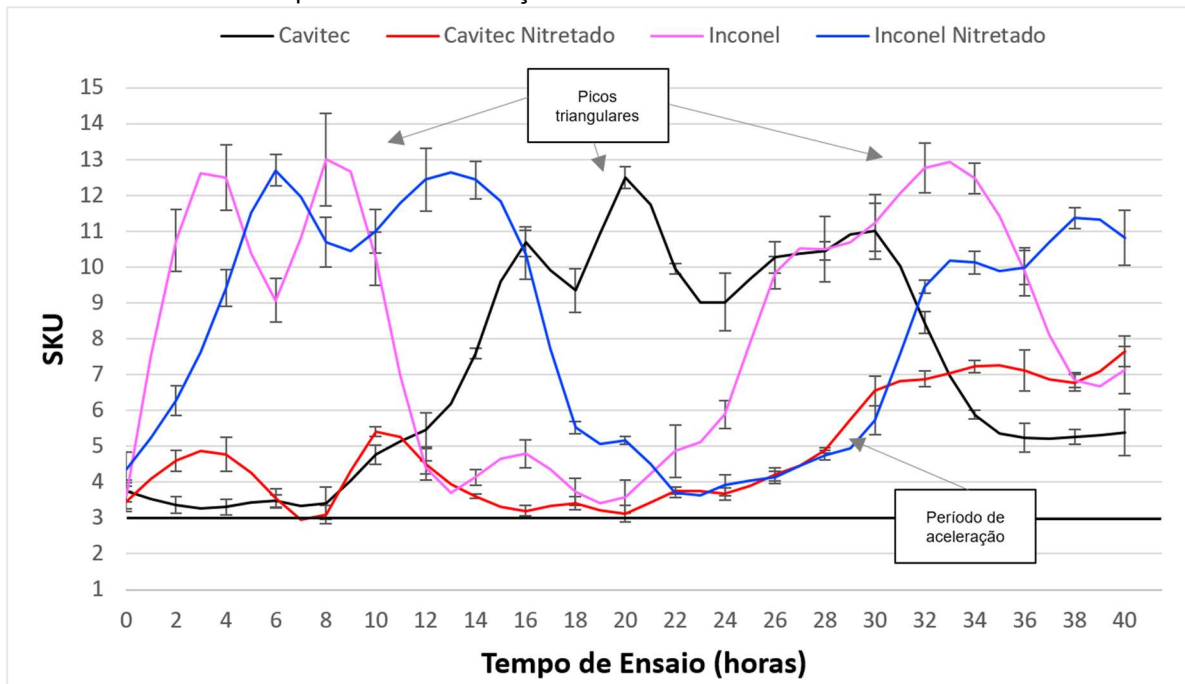
Cavitec nitretado apresentou excelente estabilidade superficial, sendo que apenas próximo a 30 horas de ensaio elevou sua rugosidade, corroborando com o período de aceleração do processo de cavitação, gerando uma superfície com maior número de picos, valores de Ssk maiores que 0. Cabe destacar que a evolução das curvas de análise de Ssk tendem a uma elevação de valores (maior número de picos) conforme ocorre o início do período de aceleração do processo de cavitação. No transcorrer do ensaio, as ondas de choque e os microjatos provenientes da implosão das bolhas de vapor no fluido, tendem a impactar inicialmente nos picos, levando a uma degradação dos mesmos, reduzindo assim o valor de Ssk e gerando uma superfície mais uniforme, como destacado para as amostras de Inconel e Inconel nitretado, no Gráfico 16.

Outra característica superficial importante, é a geometria dos picos e vales, avaliados através de Sku, quanto mais próximo a 3, mais uniforme a superfície. Percebe-se que as amostras de Inconel e Inconel nitretados, Gráfico 17, as superfícies apresentaram picos triangulares já ao início do processo de cavitação e com o passar do ensaio a superfície retornou a valores próximos a 3, demonstrando um achatamento dos picos formados.

Quanto a uma análise global da superfície, nota-se um padrão de formação de picos durante as horas iniciais do ensaio de cavitação, estes posteriormente tendem a receber o impacto das ondas de choque e dos microjatos, de forma mais intensa, se desgastando e uniformizando novamente a superfície. Acredita-se que este processo seja cíclico, acompanhando as etapas do processo de cavitação, onde durante o processo de incubação ocorra o incremento inicial de geometrias triangulares na superfície, posteriormente conforme ocorre uma elevação na taxa de perda de massa (aceleração), ocorre a elevação no número de picos, até certo limite a partir do qual ocorre o desgaste dos picos formados e a etapa de estabilização. Barra (1998) e ASTM G32 (2016) citam que uma rugosidade elevada, até certo nível, é benéfica no estágio de atenuação da cavitação, devido a absorção eficiente dos impactos, mas para o período de incubação a mesma se comporta como pontos preferenciais de início da perda de massa, similarmente a poros e riscos.

Os parâmetros de rugosidade Ssk e Sku devem ser avaliados em conjunto com Ra e Rz para uma eficiente avaliação da superfície, pois mesmo com baixa rugosidade média a superfície apresenta uma geometria característica, a qual influi diretamente na resistência a cavitação.

Gráfico 17 - Acompanhamento da geometria dos picos e vales, através de SKU, das amostras submetidas ao processo de cavitação.



Fonte: O autor.

O acompanhamento do aspecto da superfície cavitada foi realizada em FEG, no modo de elétrons secundários, a cada 4 horas de ensaio. Buscou-se avaliar os mecanismos de danos e de modificações microestruturais presentes em cada uma das amostras. Para todos os tempos apresentados a sequência de imagens se dá pelas amostras: Cavitec, Cavitec Nitretado, Inconel 625 e Inconel 625 Nitretado.

De maneira geral, as amostras nitretadas apresentaram modo de desgaste diferenciado de suas referências, pois a camada nitretada atuou de maneira a formar uma barreira ao início prematuro da perda de massa. Essa camada mostrou um aspecto de fratura superficial provocada pelo impacto das ondas de choque e dos microjatos, sendo que nas regiões onde a camada nitretada se desprendeu os mecanismos de dano foram semelhantes a amostra de referência, retardando a perda de massa de modo geral, como visto pelos Gráfico 12 e Gráfico 13 referentes à perda de massa. Este fenômeno de fratura frágil da camada nitretada era esperado, devido suas características de dureza e composição, mas destaca-se que a energia gasta até seu rompimento foi maior que a necessária para o dano à superfície das amostras referências sem nitretação.

Na Figura 56, para 4 horas de ensaio, observa-se que nas amostras não nitretadas o dano tem início preferencial nos contornos de grão e bandas de

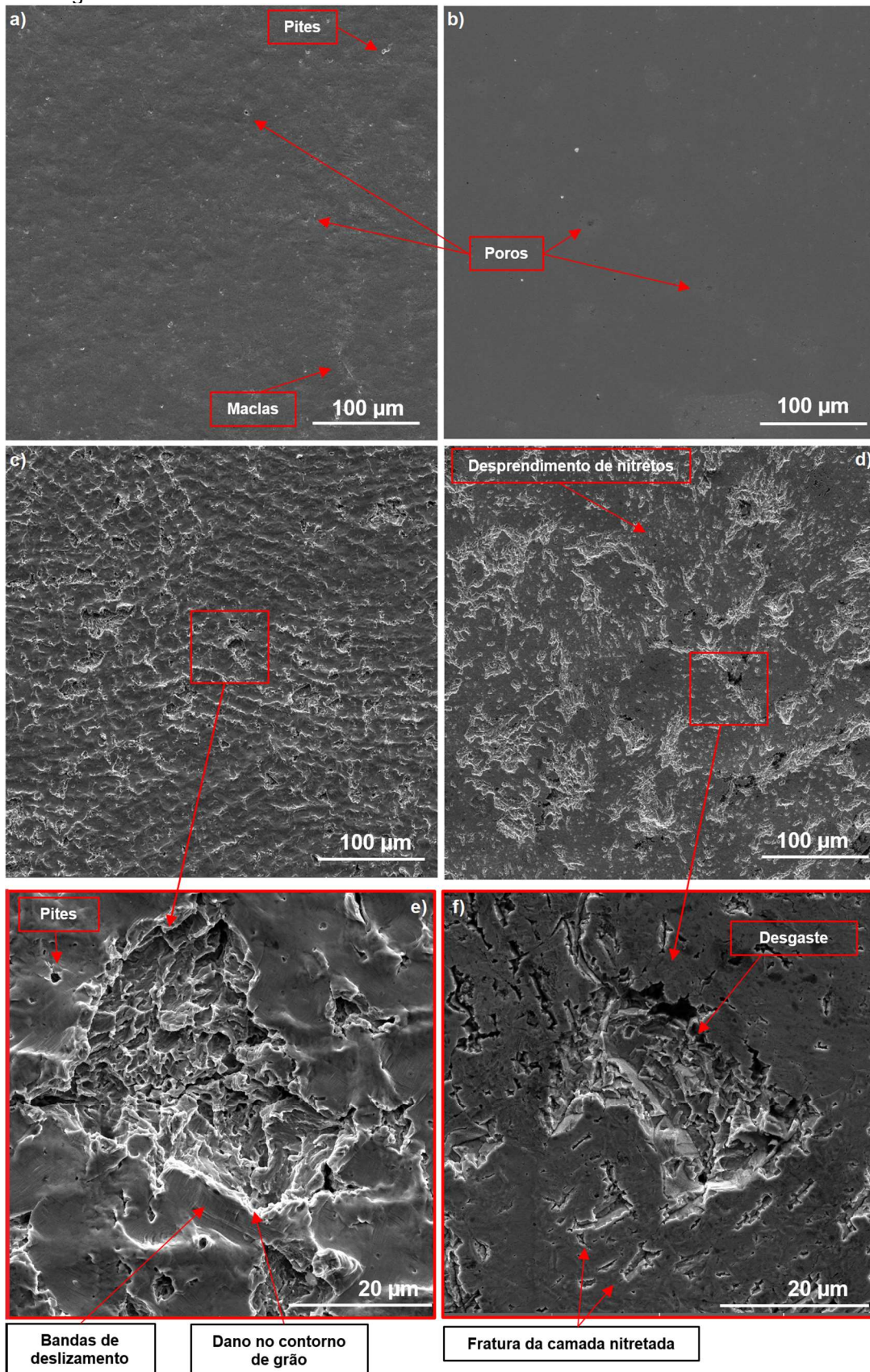
deslizamento, sendo que o dano ocorre de forma mais intensa na amostra de Inconel. Nota-se que a amostra de Cavitec apresenta forma de absorção de energia mais efetiva se comparada ao Inconel, apresentando maclas superficiais e pouco dano nos contornos de grão. Quanto as amostras nitretadas, ocorre inicialmente o desprendimento de nitretos, sendo que na amostra de Inconel nitretado ocorreu a liberação de fragmentos de parte da camada nitretada, e nestas regiões o desgaste se deu de forma equivalente a amostra não nitretada.

Com 8 horas de ensaio, Figura 57, a amostra de Inconel apresentou desgaste severo em determinadas regiões, podendo correlacionar a fase de aceleração do processo de cavitação, já para a amostra nitretada ela sofreu um retardo no desgaste, devido a necessidade de rompimento da camada. A amostra de Cavitec continuou a absorver energia proveniente das ondas de choque e micro jatos de maneira eficiente, propiciando maclação como mecanismo de absorção de energia. Destaca-se que algumas regiões específicas permaneceram sem danos, pois determinadas orientações cristalinas se comportam melhor sob ação de um processo cíclico, como o da cavitação.

Quanto a amostra de Cavitec nitretada, a mesma apresentou um desgaste mínimo, sendo o mesmo concentrado em contornos de grão específicos, podendo verificar a influência da energia de contorno de grão. A camada nitretada no revestimento Cavitec permanece coesa, sem desprendimento relevante de nitretos. Cabe destacar o desgaste prematuro, mesmo nas amostras de Cavitec, na região de poros e pites, como esperado pois são acumuladores de tensão.

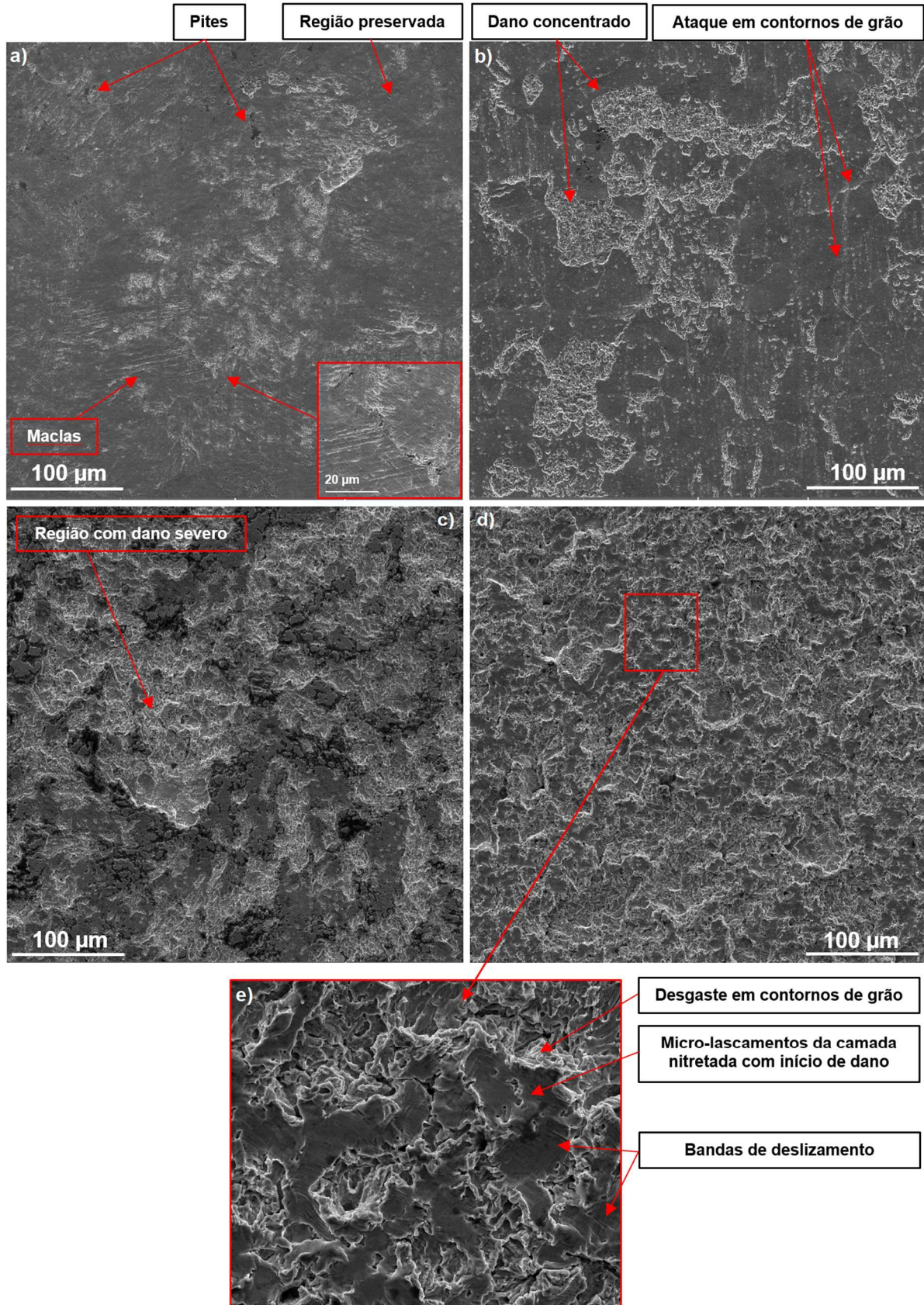
Através das Figura 56e e Figura 58a identifica-se uma diferença entre os mecanismos de deformação na amostra Cavitec e Inconel, sendo que estas características estão ligadas diretamente a EFE. Remy (1981) e Remy e Pineau (1977) estudaram ligas Co-Ni-Cr-Mo, com baixa EFE e verificaram a ocorrência de maclação favorecendo uma sequência de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$, desta forma utilizando uma maior energia para o fenômeno, o que foi encontrado nas amostras de Cavitec. Já para a liga Inconel não foram verificadas maclas com as técnicas de observação empregadas, podendo ser explicada pela sua elevada EFE, ocorrendo uma saturação da absorção de energia por deformação, o que explica sua menor resistência ao desgaste por fadiga.

Figura 56 – Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 4 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel, d) amostra Inconel nitretado, e) ampliação da região com dano evidente da amostra Inconel e f) ampliação da região com dano evidente da amostra Inconel nitretado.



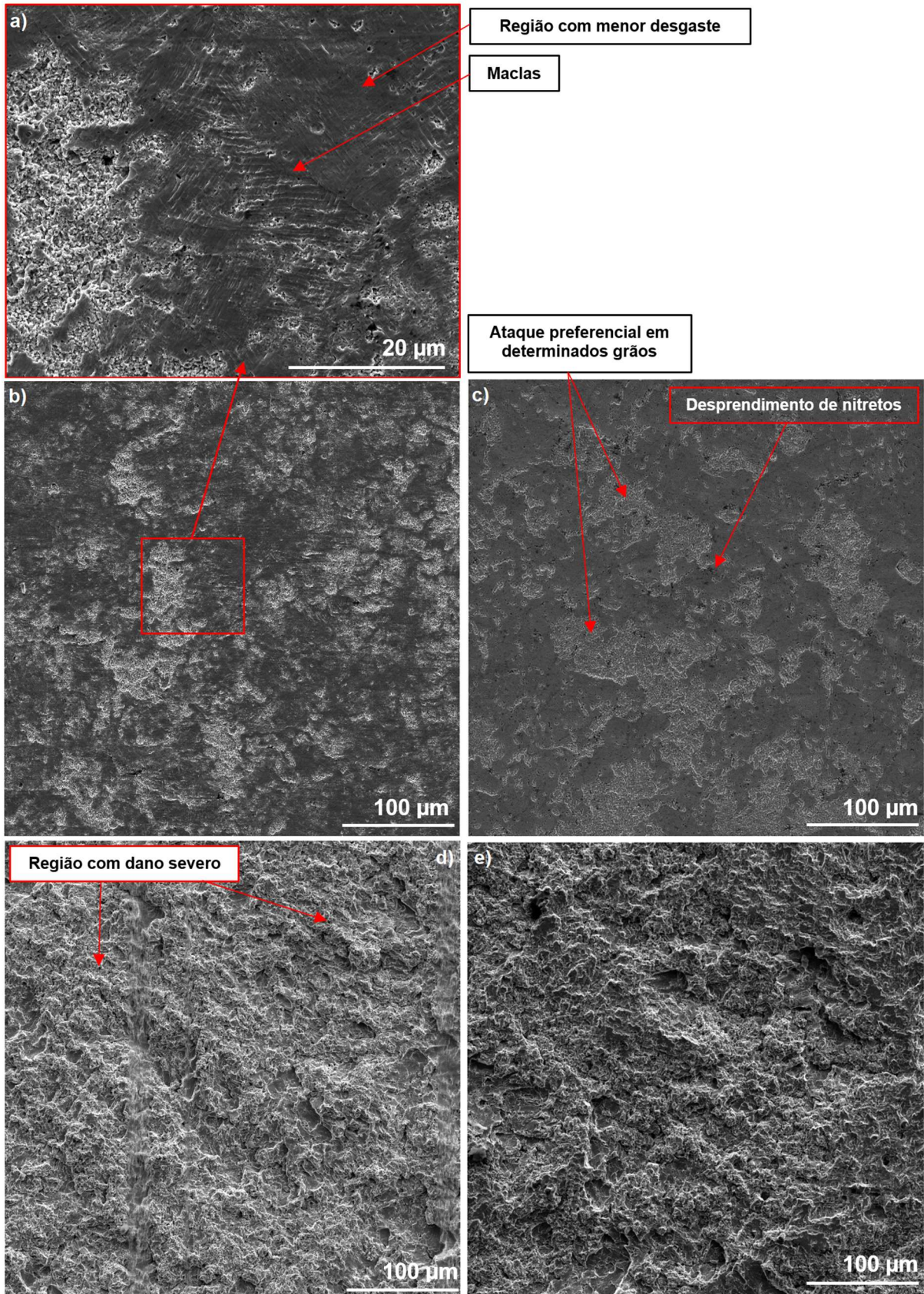
Fonte: O autor.

Figura 57 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 8 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel, d) amostra Inconel nitretado e e) ampliação da região com dano na amostra Inconel nitretado.



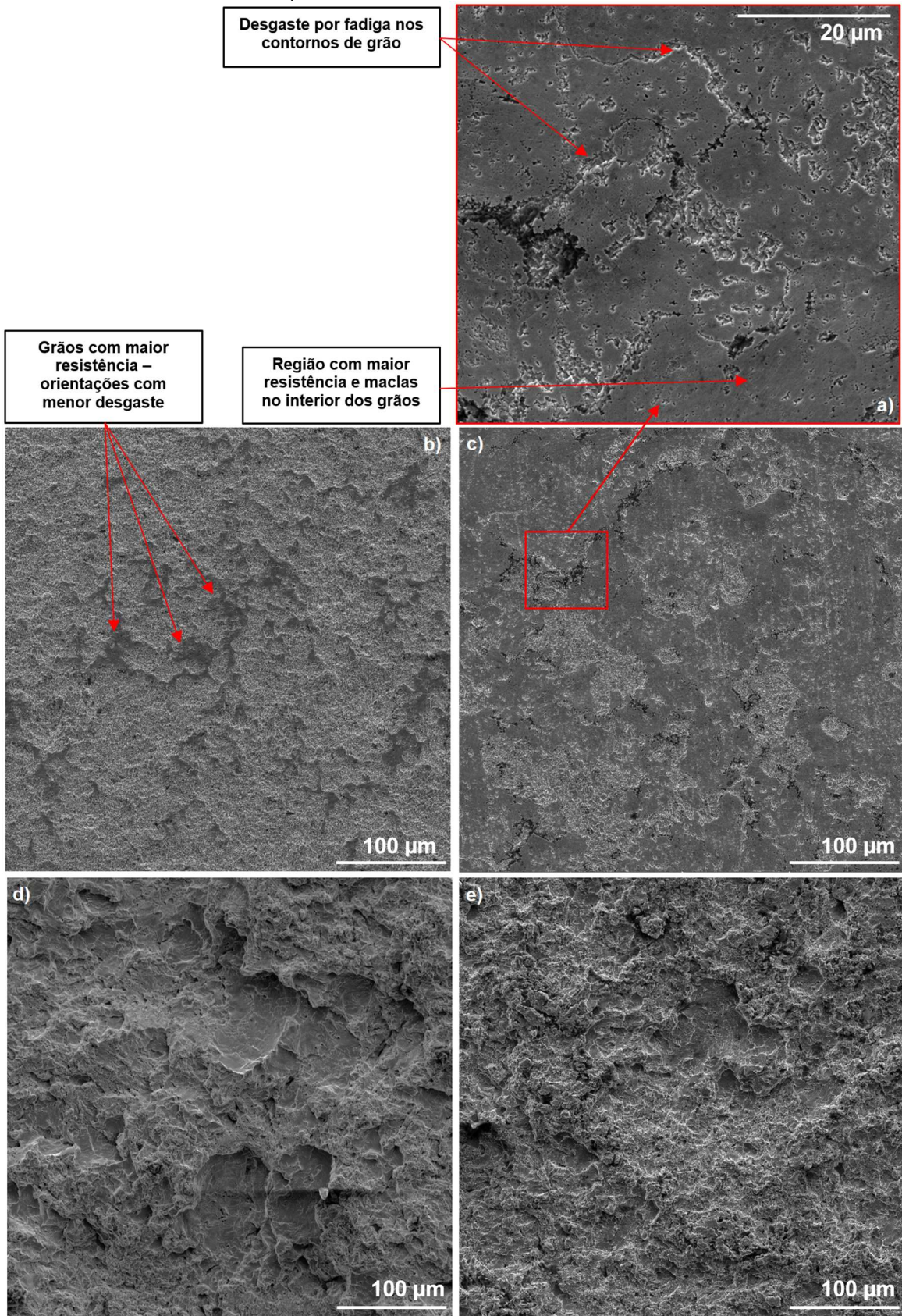
Fonte: O autor.

Figura 58 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 12 horas de ensaio – a) ampliação da região com dano na amostra Cavitec, b) amostra Cavitec, c) amostras Cavitec nitretado, d) amostra Inconel e e) amostra Inconel nitretado.



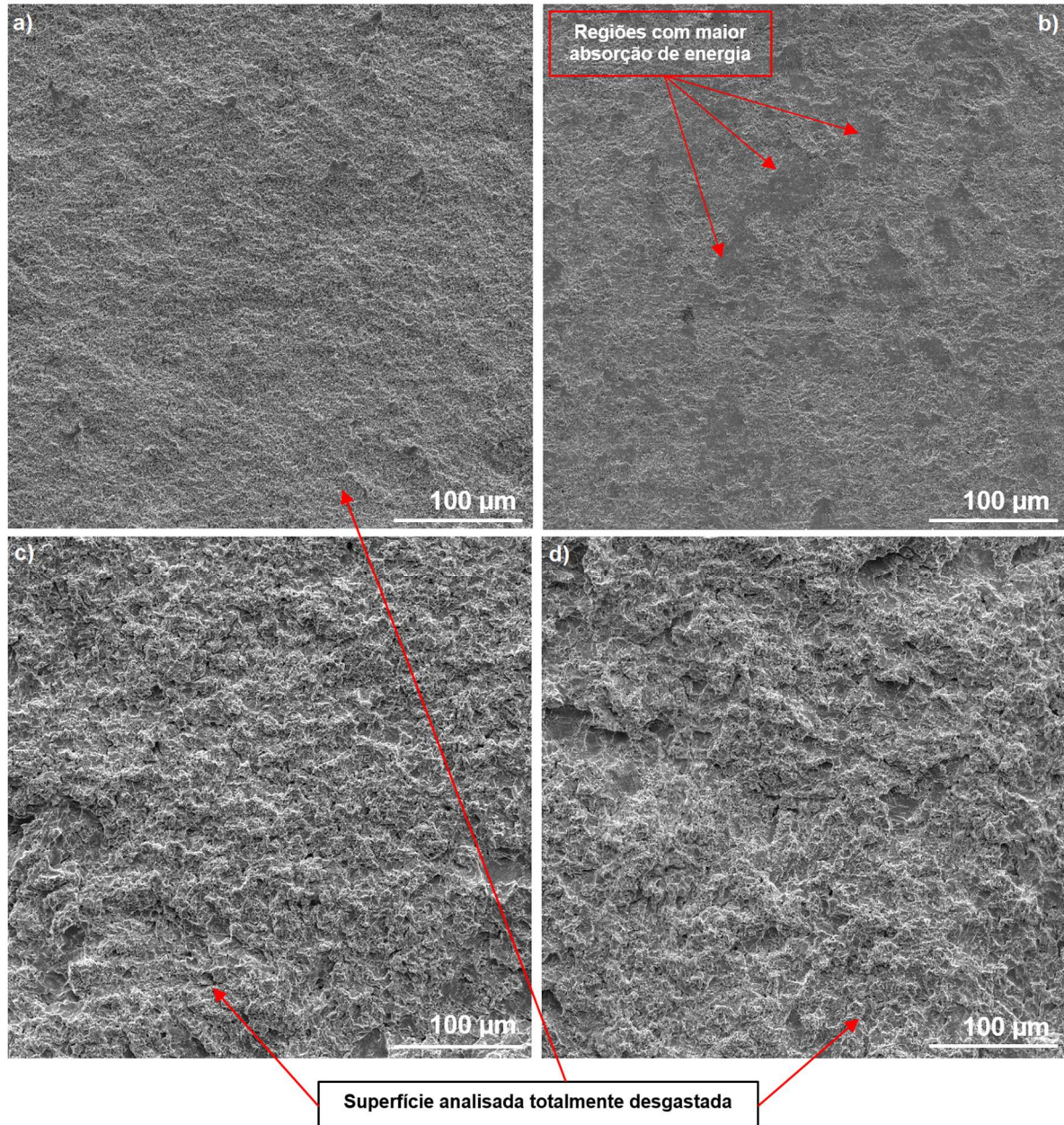
Fonte: O autor.

Figura 59 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 28 horas de ensaio – a) ampliação da região com dano na amostra Cavitec nitretado, com destaque aos diferentes tipos de desgaste superficial, b) amostra Cavitec, c) amostras Cavitec nitretado, d) amostra Inconel e e) amostra Inconel nitretado.



Fonte: O autor.

Figura 60 - Análise através de FEG da superfície sujeita a cavitação das amostras – 40 horas de ensaio – a) amostra Cavitec, b) amostras Cavitec nitretado, c) amostra Inconel e d) amostra Inconel nitretado.



Fonte: O autor.

A partir da Figura 58, visualiza-se que as amostras de Inconel e Inconel nitretado apresentam sua superfície com áreas extensas com desgaste severo, não possuindo uma resistência efetiva ao desgaste cíclico por fadiga, visto que com 12 horas de ensaio as amostras de Cavitec e Cavitec nitretado apresentaram pouco desgaste e localizado em determinadas orientações cristalinas. A superfície da amostra de Cavitec nitretado permaneceu com pouco desgaste, e sua camada modificada se mostrou com pequenos desprendimentos de nitretos.

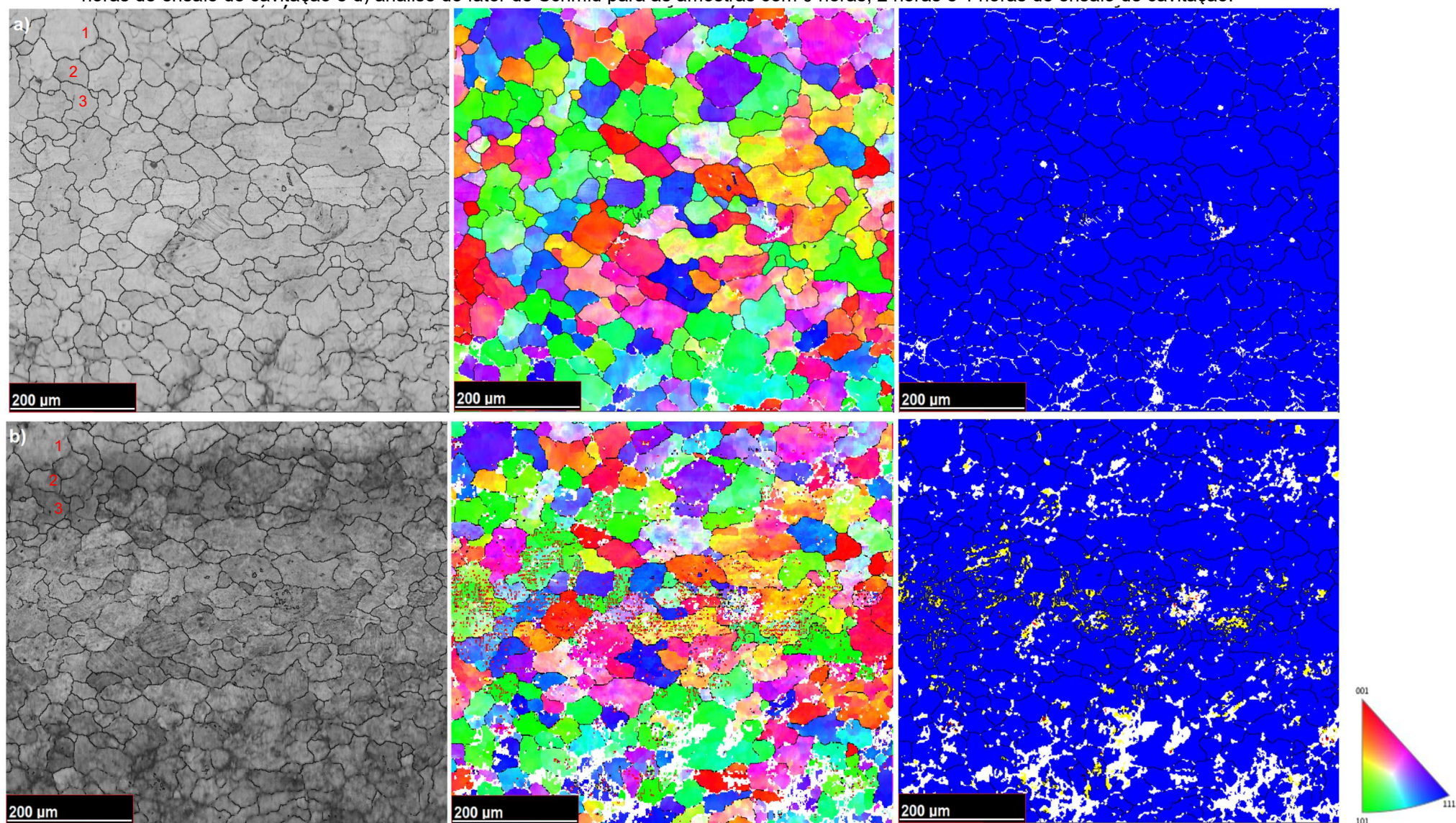
Na Figura 59 identifica-se regiões com pouco desgaste na amostra de Cavitec, já na amostra de Cavitec nitretado a camada modificada permanece resistente, com desgaste nos contornos de grão e regiões com fratura frágil da camada nitretada, apresentou maclas internas em alguns grãos ainda preservados. Ao final do ciclo de ensaios de cavitação, 40 horas, pode-se observar que para as amostras de Cavitec, Inconel e Inconel nitretado as superfícies apresentaram desgaste severo, chegando ao final de vida, Figura 60, o que não foi identificado na amostra de Cavitec nitretado, a qual apresenta desgaste disperso em regiões específicas, mas já em um período de aceleração, o que confirma que a nitretação se apresentou como uma barreira ao início da perda de massa, resultando em um tempo maior no período de incubação.

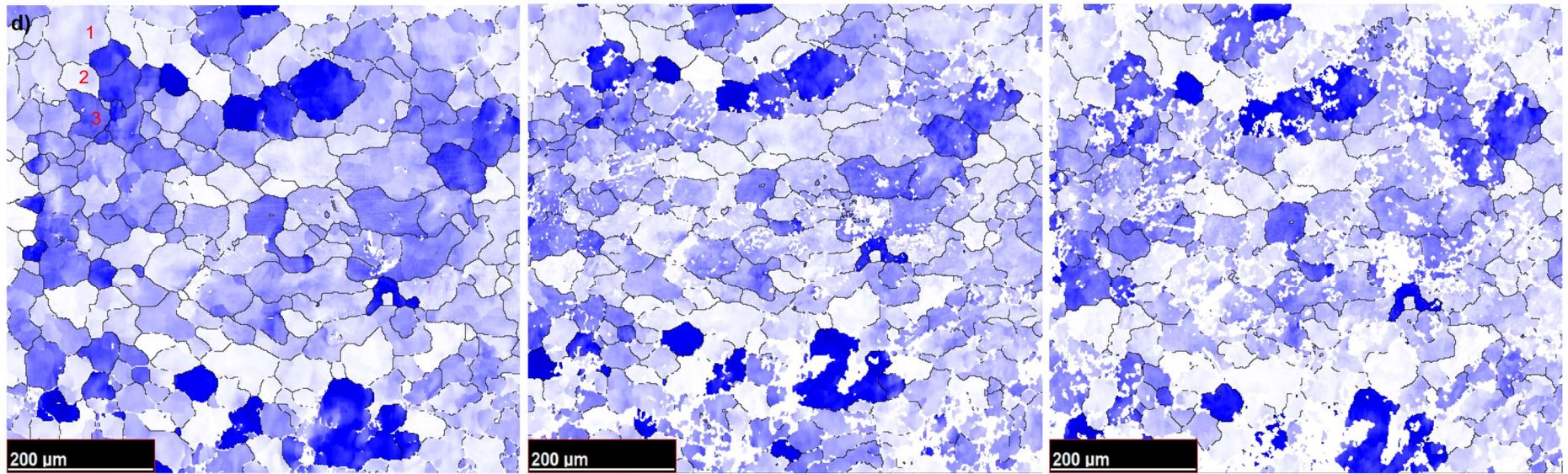
4.6 DESGASTE POR CAVITAÇÃO E A RELAÇÃO COM ORIENTAÇÃO CRISTÁLOGRAFICA

Na análise por EBSD, buscou-se correlacionar as orientações cristalográfica e as fases quanto a resistência a cavitação durante ensaio de cavitação acelerada. Destaca-se que manteve-se as mesmas regiões de análise em cada um dos revestimentos utilizados. Para isto demarcações foram efetuadas nas amostras, tendo as mesmas como referência para as medições posteriores, possibilitando um acompanhamento preciso do desgaste da microestrutura.

Na Figura 61 são apresentados os resultados da análise realizada na amostra do revestimento Cavitec, sendo que ele se apresentava com 98,4% de fase austenítica, com orientação aleatória, o esperado para o modo de deposição por soldagem do revestimento. Na amostra referência pode-se visualizar regiões com orientação $\langle 101 \rangle$ agrupadas (cor verde) textura Goss, com o passar do ensaio de cavitação, estas regiões são preferenciais para transformação martensítica com fase intermediária ϵ , absorvendo eficientemente a energia proveniente das ondas de choque e micro jatos na superfície. De maneira simplificada as tensões que atuam na superfície são de compressão na direção normal a superfície cavitada (MATHIAS; GÖCKE e POHL, 1991; HAMMITT, 1966). Esta transformação em martensita ϵ é consequência de que a orientação $\langle 101 \rangle$ necessita de uma menor tensão crítica para induzir a deformação plástica quando comparada as outras orientações encontradas na amostra analisada (MESA, 2010).

Figura 61 – Acompanhamento da orientação cristalográfica pela técnica de EBDS para superfície de revestimento Cavitec (“Band contrast” - Mapa de orientações cristalográficas IPF Z - Mapa de fases) – a) amostra de referência, b) amostra com 2 horas de ensaio de cavitação, c) amostra com 4 horas de ensaio de cavitação e d) análise do fator de Schmid para as amostras com 0 horas, 2 horas e 4 horas de ensaio de cavitação.





Fonte: O autor.

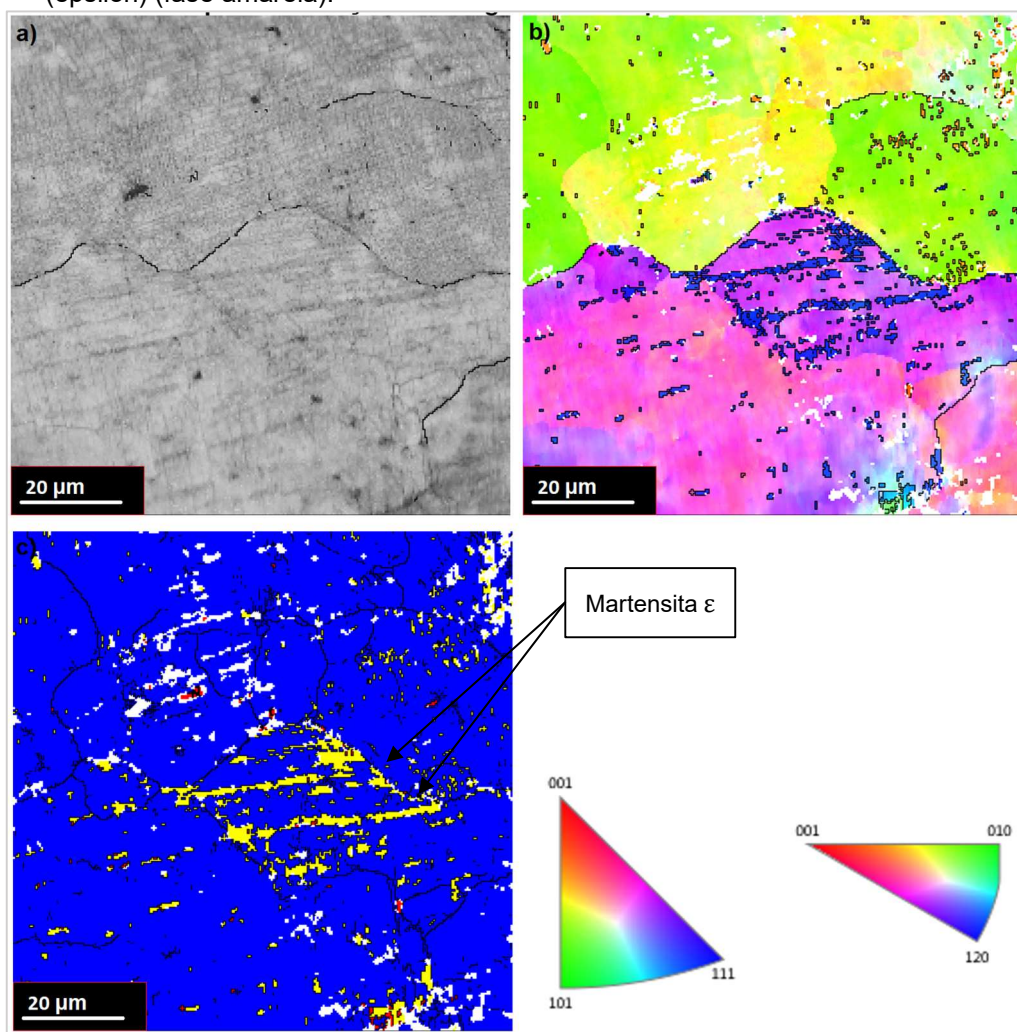
Quanto a quantificação de fases na amostra de referência (tempo 0), a mesma apresenta aproximadamente 98,4% de austenita, sendo que durante o decorrer do ensaio de cavitação a mesma tende a ser reduzida, visto a ocorrência de transformação martensítica por deformação. Com 2 horas de ensaio as proporções de fases apresentadas são de martensita ε 4,02%, martensita α' 0,59% e austenita γ 95,39%, sendo que as orientações presenciais para transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon$ se deram na direção $\langle 101 \rangle$. Já para 4 horas de ensaio a amostra se apresentou com martensita ε 6,98%, martensita α' 1,1% e austenita γ 91,92%, sendo que em algumas regiões, conforme Figura 61a a orientação de determinados grão sofreram rotação devido aos esforços gerados, sendo que existe uma grande possibilidade de ocorrência de textura Goss rodado.

Os grãos com orientação $\langle 001 \rangle$ Cubo rodado sofreram maior desgaste, corroborando com o encontrado por Mesa (2010), Figura 61, este maior desgaste está correlacionado a forma de escoamento do material, saturando o mesmo, e por consequência propiciando um maior desgaste.

Identifica-se que a orientação $\langle 111 \rangle$ apresentou maior absorção de energia após 4 horas de ensaio, conforme análise do fator de Schmid, Figura 61d. Nesta análise os grão em tonalidade mais escura absorveram maior quantidade de energia sem transformação martensítica, a qual consome energia proveniente do processo de cavitação, já os grão com orientação $\langle 001 \rangle$ estão em tonalidade clara, demonstrando que os mesmo se desgastaram de forma mais acentuada, corroborando com o encontrado nas Figura 61a, Figura 61b e Figura 61c, onde o índice de indexação (*zero solution*) foi mais elevado. Já para as orientações $\langle 101 \rangle$ parte da energia proveniente do processo de cavitação, foi consumida para transformação martensítica, como fase intermediária $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ e direta $\gamma \rightarrow \alpha'$ e parte absorvida pela estrutura, este é um dos fatores que explicam a maior resistência a erosão por cavitação.

Na Figura 62 pode-se observar um detalhe ampliado de uma região da amostra com 4 horas de cavitação, sendo possível identificar a formação de bandas de martensita ε , orientação $\langle 111 \rangle$ e a com estrutura de martensita α' com orientação $\langle 001 \rangle$. Por meio desta análise pode-se comprovar que a liga Cavitec apresenta um modo de transformação martensítica com fase intermediária, necessitando de uma maior energia antes da perda de massa por cavitação.

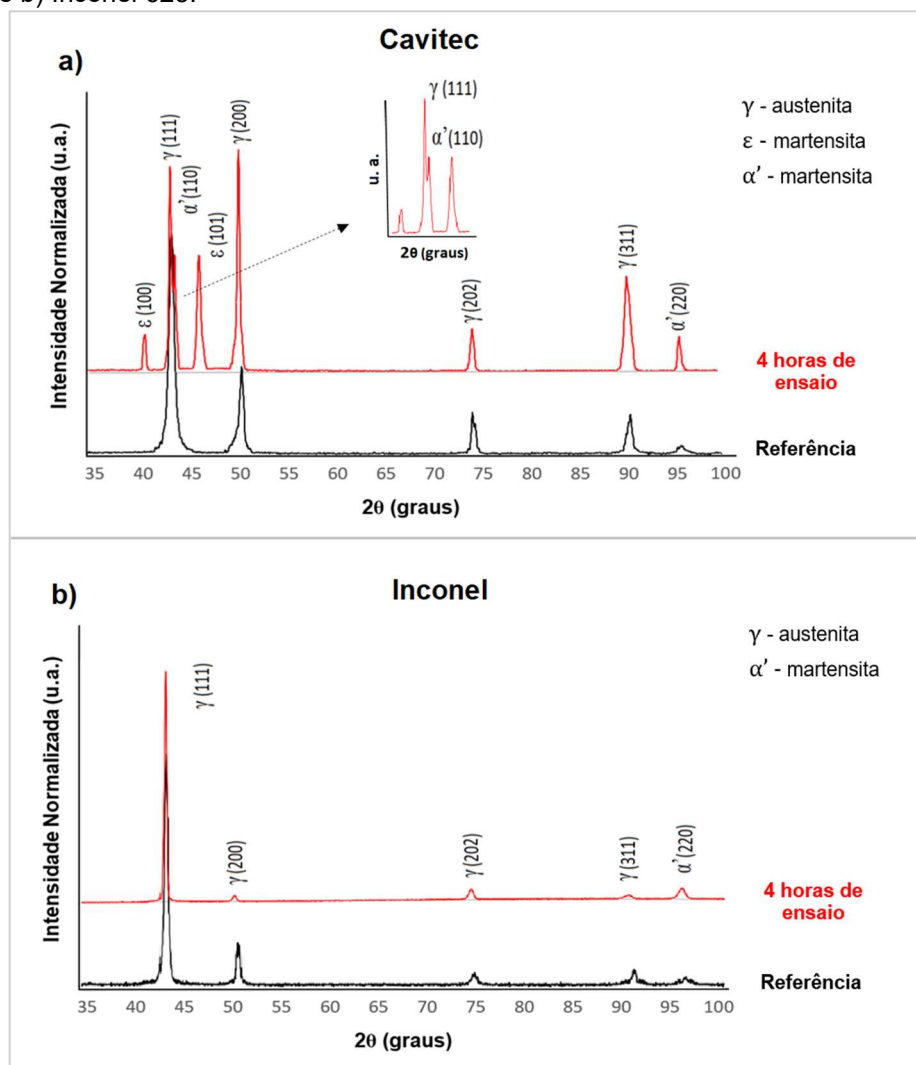
Figura 62 – Superfície do revestimento Cavitec com 4 horas de ensaio de cavitação, com destaque a orientação cristalográfica obtida pela técnica de EBDS - a) “Band contrast”, b) Mapa de orientações cristalográficas IPF Z e c) Mapa de fases indicando a presença de martensita ϵ (épsilon) (fase amarela).



Fonte: O autor.

Para comprovação dos percentuais de fases encontrados na superfície do revestimento durante processo de cavitação, e verificar a rotação de orientação cristalográfica foi utilizada a técnica de DRX, apresentada no Gráfico 18. Para tanto utilizou-se um refinamento dos dados pelo método de Rietveld a fim de poder diferenciar as fases presentes no material, bem como deslocamentos dos picos de austenita e martensita. Obteve-se valores de 91,19% de austenita γ , 2,04% de martensita α' e 6,76% de martensita ϵ , após quatro horas de ensaio, mostrando que a parte da energia proveniente do ensaio é absorvida pela superfície do material na forma de transformação de fases. Os valores percentuais de fases encontrados corroboram com os percentuais analisados pela técnica de EBSD.

Gráfico 18- Difratoograma da superfície do revestimento antes e após 4 horas de cavitação – a) Cavitec e b) Inconel 625.



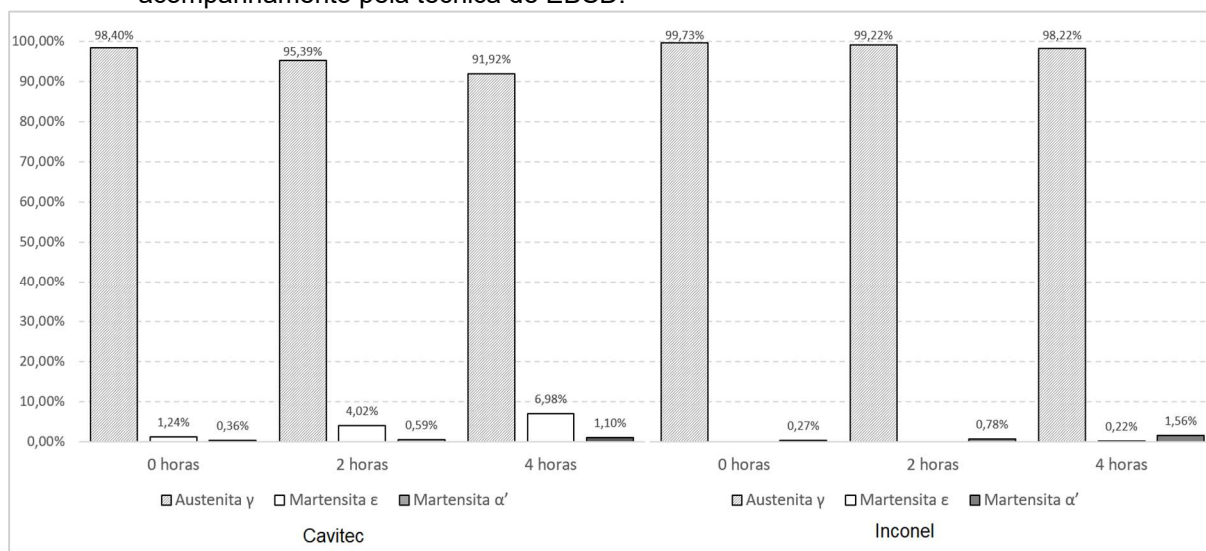
Fonte: O autor.

A Figura 63a apresenta a análise de orientações do revestimento Inconel 625 como soldado, tendo que ela apresenta orientação aleatória. Conforme se transcorreu o ensaio de cavitação (0 horas, 2 horas e 4 horas), identificou-se as orientações com maior resistência. Nota-se de maneira geral que este revestimento não apresentou significativa quantidade de transformação martensítica em seus grãos, se diferenciando do revestimento Cavitec. O desgaste se dá de maneira mais ampla em toda a extensão analisada, iniciando nos contornos de grão, conforme visto na Figura 56 e atingindo toda a superfície. As orientações $\langle 101 \rangle$ e $\langle 111 \rangle$ apresentaram maior resistência ao desgaste, sendo que alguns grãos com orientação $\langle 001 \rangle$ ao final do período analisado, se mostraram completamente desgastados ou rotacionados.

Mesa (2010) correlaciona que grãos com uma orientação $\langle 101 \rangle$ apresentam uma maior resistência a erosão por cavitação pois estão aproximadamente paralelos

a superfície de análise e aos planos de máxima tensão cisalhante. Este fenômeno foi verificado tanto para os revestimentos Cavitec quanto para Inconel 625, sendo que nesses casos a tensão crítica necessária para cisalhamento é maior, desta forma a deformação plástica ocorre em níveis mais elevados de tensão ou para períodos maiores de ensaio.

Gráfico 19 – Acompanhamento do percentual de fases durante processo de cavitação, acompanhamento pela técnica de EBSD.



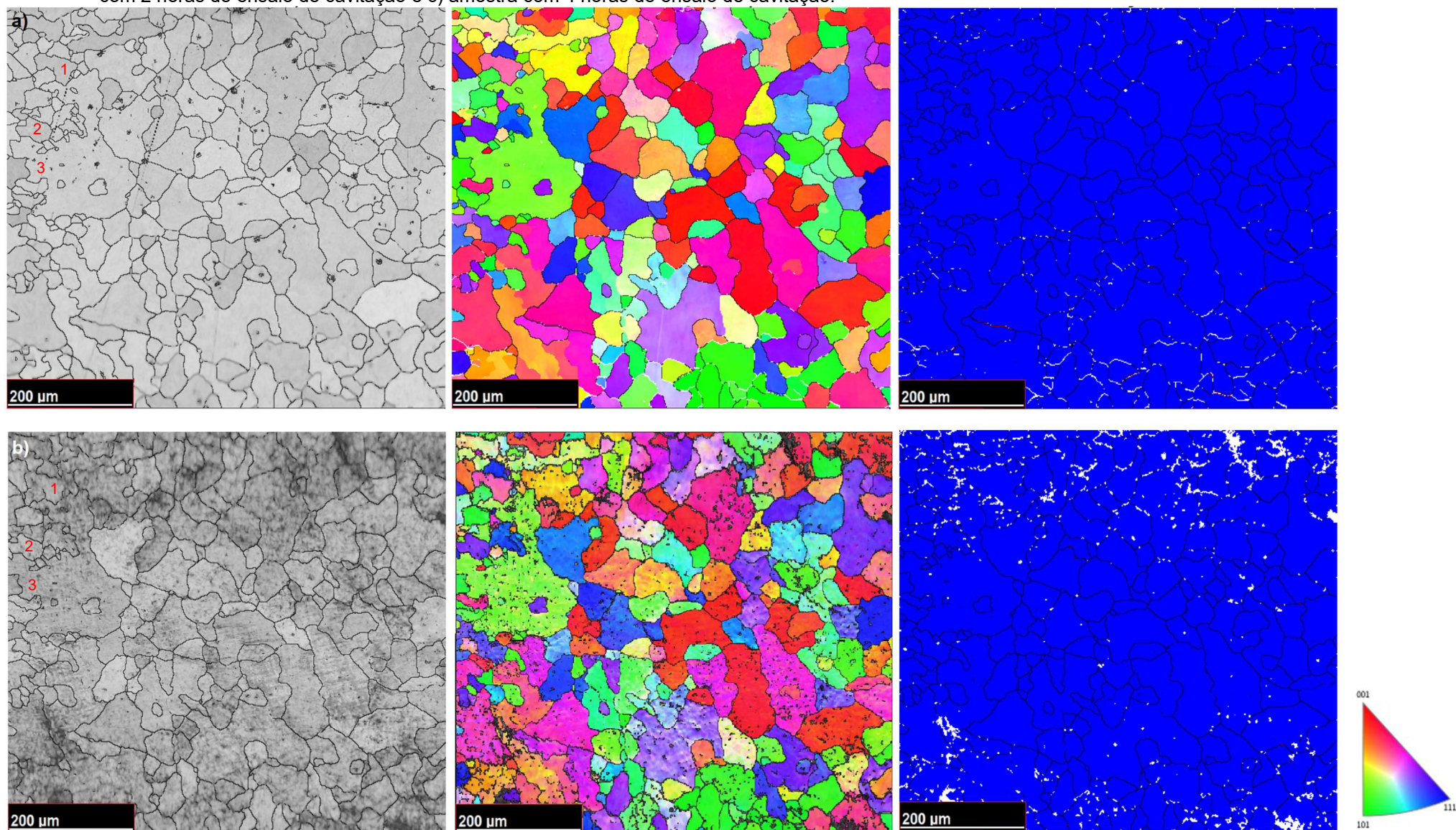
Fonte: O autor.

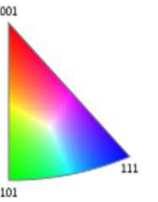
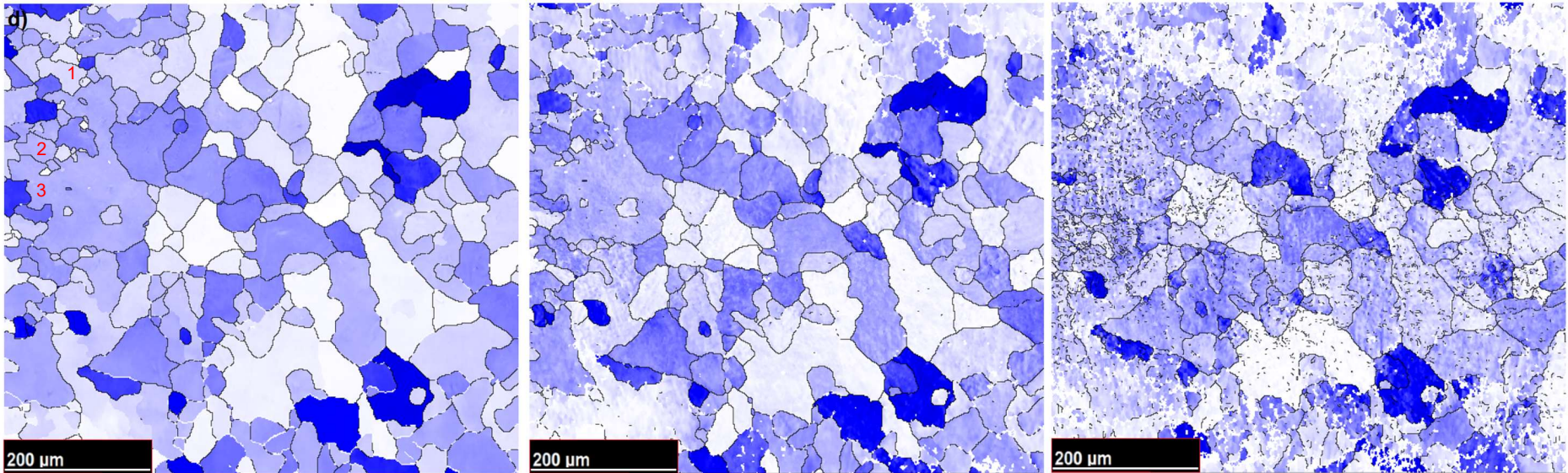
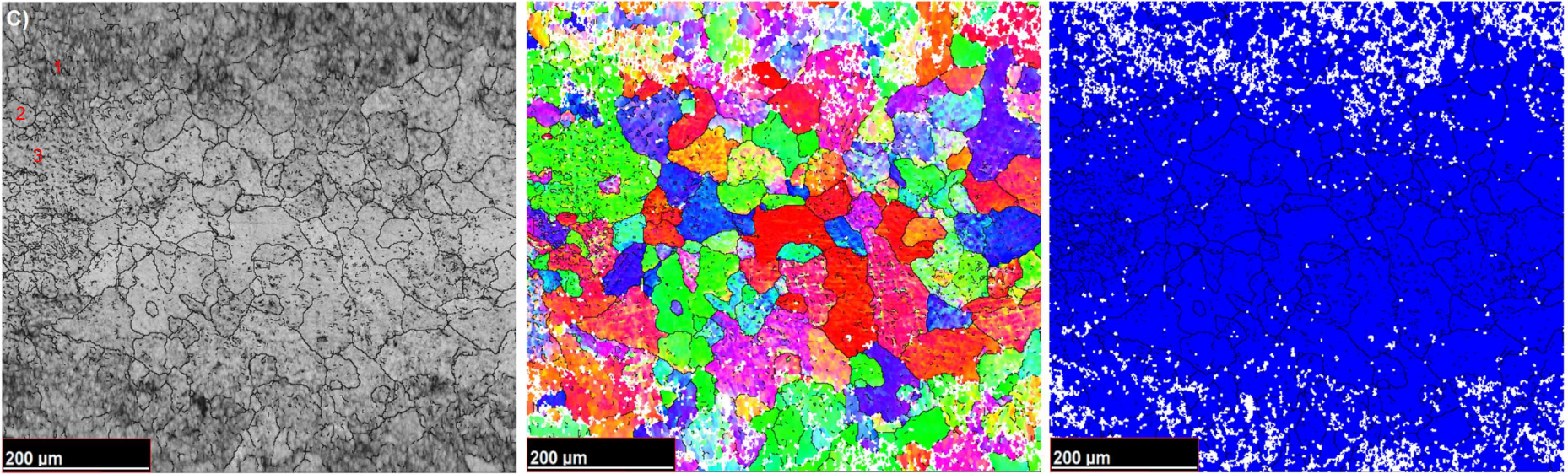
De maneira similar a liga Cavitec, as amostras com Inconel 625 apresentaram maior absorção de energia nos grãos com orientação $\langle 111 \rangle$, sendo que nos grãos com maior fator de Schmid, tonalidade mais escura na Figura 63d, identificou-se uma tendência de rotação para a orientação $\langle 001 \rangle$ e desta forma um desgaste nos mesmos.

Outra característica observada foi o início do desgaste nos contornos de grão localizados entre grãos com maior diferença de orientação, ou seja, com diferenças entre os limites de escoamentos, acarretando em deformações não homogêneas e desta maneira introduzindo concentração de tensões nos contornos de grão próximos.

Pela técnica de EBSD pode-se obter o percentual de 1,56% de martensita α' , após as 4 horas de ensaios de cavitação, já pela técnica de DRX, Gráfico 18b, e através do método das áreas calculou-se 1,85% de martensita α' , desta forma ambas as técnicas corroboraram para um percentual próximo de martensita transformada. Ressalta-se que por ambos os métodos de análise não foi possível a identificação de martensita ϵ .

Figura 63 - Acompanhamento da orientação cristalográfica pela técnica de EBDS para superfície de revestimento Inconel – a) amostra de referência, b) amostra com 2 horas de ensaio de cavitação e c) amostra com 4 horas de ensaio de cavitação.





Fonte: O autor.

5 CONCLUSÕES

Quanto aos objetivos propostos e a análise dos resultados obtidos, neste trabalho, pode-se concluir que:

- Os processos de deposição dos revestimentos soldados se mostraram eficiente, com baixa diluição, boa coesão com o substrato, pequenas regiões parcialmente diluídas e baixa porosidade. A microestrutura majoritariamente austeníticas, organizada em grãos colunares, atendendo aos requisitos de resistência a cavitação como fase austenítica e metaestável.

- As camadas nitretadas obtidas foram coesas e com bandas de deslizamento no interior da zona de difusão, apresentaram fase de austenita expandida (S), o que auxiliou a elevação da resistência a cavitação. Pequeno volume de nitretos de cromo (CrN) e de nitretos de ferro (Fe_4N), foram encontrados principalmente nos contornos de grão.

- O processo de nitretação se mostrou eficiente quanto a resistência a cavitação, quando comparada a amostra como soldada. Permaneceu durante um maior período na etapa de incubação do processo, seguindo mesmo comportamento das amostras como soldadas após início da etapa de aceleração. Quanto a diferença de resistência entre os revestimentos utilizados, a liga Cavitec se apresentou superior em ambos os casos. Para ambas as ligas utilizadas a fase de austenita expandida (S) gerou tensões compressivas no interior propiciando um maior período de incubação das amostras durante processo de cavitação.

- Os parâmetros de rugosidade medidos podem ser correlacionados a etapa do ciclo de cavitação, se assemelhando a curva da taxa de perda de massa, sendo possível identificação do início da fase de aceleração. As medidas de rugosidade de maneira geral tendem a permanecer com pouca modificação durante o período de incubação, favorecendo a um monitoramento da etapa e estando diretamente ligadas a perda de massa nas superfícies.

- O acompanhamento da superfície cavitada identificou que as amostras nitretadas apresentaram modo de desgaste diferenciado de suas referências. A camada nitretada atuou de maneira a formar uma barreira ao início prematuro da perda de massa, apresentando aspecto de fratura superficial como dano inicial.

Nas amostras não nitretadas, o dano tem início preferencial nos contornos de grãos e bandas de deslizamento, sendo que o dano ocorre de forma mais intensa na amostra de Inconel 625, devido a saturação por deformação sem que ocorra transformação de fases e consumo de energia por esse mecanismo.

As amostras de Cavitec como soldada absorveram energia cavitacional de maneira eficiente, que propiciou a maclação como mecanismo de absorção de energia, sendo que estas características estão ligadas diretamente a EFE do material, favorecendo uma sequência de transformação $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$.

- De maneira geral as orientações $\langle 101 \rangle$, textura Goss, no revestimento Cavitec, apresentaram maior resistência ao processo de cavitação, principalmente pelo gasto energético durante a transformação martensítica, apresentando fase intermediária $\gamma \rightarrow \varepsilon + \alpha'$. Nestas orientações a tensão crítica para induzir a deformação plástica foi menor quando comparada as outras orientações, favorecendo a fase ε .

Os grãos com orientação $\langle 001 \rangle$ Cubo rodado sofreram maior desgaste, devido a passagem direta $\gamma \rightarrow \alpha'$, ou ao desgaste diretamente na fase austeníticas.

- Através dos resultados obtidos a nitretação trouxe um ganho na resistência a cavitação das amostras, tanto do revestimento Cavitec, quanto Inconel 625, retardando o início do período de aceleração do processo de desgaste. A nitretação a baixa temperatura em PI3 se mostrou uma alternativa viável a melhoria da superfície de amostras sujeitas ao processo de cavitação.

6 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar acompanhamento EBSD das orientações preferenciais de desgaste erosivo em ensaios de erosão particulada.
- Avaliar a resistência a cavitação em superfícies inoxidáveis austeníticas, sob compressão gerada por *shot-peening*.
- Propor equação para cálculo da EFE para ligas inoxidáveis austeníticas ligadas ao cobalto.
- Avaliar outros mecanismos de desgaste gerados durante processo de cavitação nos revestimentos soldados nitretados.

REFERÊNCIAS

AGARWAL, D. C.; KLOEWER, J. A. Nickel base alloys: corrosion challenges in the new millennium. In: **Corrosion 2001**. Houston, Texas. 2001.

AGUIAR, D. J. M. de. **Estudo da formação e reversão de martensita induzida por deformação na austenita de dois aços inoxidáveis dúplex**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2012.

AHMED, S. M.; HOKKIRIGAWA, K.; OBA, R.; MATSUDAIRA, Y. Developing stages of ultrasonically produced cavitation erosion and corresponding surface roughness. **JSME international journal. Ser. 2, Fluids engineering, heat transfer, power, combustion, thermophysical properties**, v. 33, n. 1, p. 11-16, 1990.

ALLAIN, S., CHATEAU, J.P., BOAUZIZ, O., MIGOT, S., GUELTON, N., Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys, **Materials Science and Engineering A**, v. 387-389, p. 158-162, 2004.

ALLENSTEIN, A N; LEPIENSKI, C M; BUSCHINELLI, A J A; BRUNATTO, S. F. Improvement of the cavitation erosion resistance for low-temperature plasma nitrided Ca-6NM martensitic stainless steel. **Wear**, v. 309, n. 1–2, p. 159–165, 2014.

ALLENSTEIN, A. N.; LEPIENSKI, C. M.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BRUNATTO, S. F. Plasma nitriding using high H₂ content gas mixtures for a cavitation erosion resistant steel. **Applied Surface Science**, v. 277, p. 15-24, 2013.

ALMEIDA, V. B.; TAKANO, E. H.; MAZZARO, I.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Evaluation of Ni–Al coatings processed by plasma transferred arc. **Surface Engineering**, v. 27, n. 4, p. 266-271, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E1245-03**. Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis. Annual Book of ASTM Standards, ASTM: 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G32**: Standard Test Method for Cavitation Erosion Using Vibratory Apparatus. Annual Book of ASTM Standards, ASTM: 2009.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G40**. Standard Terminology Relating to Wear and Erosion, Annual Book of ASTM Standards, ASTM: 2015.

ANDERS, A. From plasma immersion ion implantation to deposition: A historical perspective on principles and trends. **Surface and Coatings Technology**. v.156, p. 3-12., 2002.

ANDERS, A. **Handbook of plasma immersion ion implantation and deposition**. 1. ed. New York: Wiley, 2000.

ASM INTERNATIONAL. **ASM Handbook**: Heat Treating. 2. ed., v. 4, 1997.

ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook**: Atlas of Microstructure of Industrial Alloys. 8th ed., v. 7, p. 152.

ASSMANN, A. **Aço duplex Idx 2101 submetido à nitretação por implantação iônica, implantação iônica por imersão em plasma e descarga luminosa: propriedades mecânicas e tribológicas**. 2011. Dissertação (Mestrado em Ciências - Física) - Universidade Estadual De Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2011.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. Unmixed zones formation in austenitic stainless steel. **Welding Journal**, 1979.

BALAGNA, C.; SPRIANO, S.; FAGA, M. G. Characterization of Co–Cr–Mo alloys after a thermal treatment for high wear resistance. **Materials Science and Engineering: C**, v. 32, n. 7, p. 1868-1877, 2012.

BARRA, S. R. **Influência dos procedimentos de soldagem sobre a resistência à cavitação de depósitos obtidos com a utilização de arames tubulares de aços inoxidáveis ligados ao cobalto**. 1998. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1998.

BEILER, D. R. **Influência das condições de processo sobre as descontinuidades e resistência à cavitação de revestimentos soldados sobre aço CA-6NM**. 2012. Dissertação (Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2012.

BERNS, H.; SIEBERT, S. High nitrogen austenitic cases in stainless steels. **ISIJ International**, v. 36, n. 7, p. 927-931, 1996.

BHADESHIA, H. K. D. H.; HONEYCOMBE, R. W. K. **Steels: microstructure and properties**. 4. ed. Butterworth-Heinemann, 2017.

BHADESHIA, H. K. D. H.; KUNDU, S.; ABREU, H. Mathematics of crystallographic texture in martensitic and related transformations. In: **Microstructure and Texture in Steels**. Springer, London, 2009. p. 19-31.

BHUYAN, H.; MÄNDL, S.; BORA, B.; FAVRE, M.; WYNDHAM, E.; MAZE, J. R.; WALCZAK, M.; MANOVA, D. Surface modification by nitrogen plasma immersion ion

implantation into new steel 460Li-21Cr in a capacitively coupled radio frequency discharge. **Applied Surface Science**, v. 316, n. 1, p. 72–77, 2014.

BLAWERT, C.; MORDIKE, B. L. Industrial applications of plasma immersion ion implantation. **Surface and Coatings Technology**, v. 93, n. 2-3, p. 274-279, 1997.

BLAWERT, C.; MORDIKE, B. L.; RENSCH, U.; WÜNSCH, R.; WIEDEMANN, R.; OETTEL, H. Influence of the material composition on the nitriding result of steels by plasma immersion ion implantation. **Surface and Coatings Technology**, v. 131, n. 1–3, p. 334– 339, 2000.

BOCCANERA, L.; BARRA, S. R.; BUSCHINELLI, A. J. Influência do acabamento superficial, porosidade e diluição sobre a resistência a cavitação de revestimentos soldados. *In: XXIV ENCONTRO NACIONAL DE TECNOLOGIA DA SOLDAGEM*, 10., 1998, Fortaleza. **Anais** [...] Fortaleza: XXIV ENTS, 1998. Disponível em: https://www.academia.edu/1431419/Influ%C3%Aancia_do_Acabamento_Superficial_Porosidade_e_Dilui%C3%A7%C3%A3o_Sobre_a_Resist%C3%Aancia_%C3%A0_Cavita%C3%A7%C3%A3o_de_Revestimentos_Soldados. Acesso em: 15 abr. 2021.

BONACORSO, N. G. **Automatização dos processos de medição de superfícies e de deposição por soldagem visando a recuperação de rotores de turbinas hidráulicas de grande porte**. 2004. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2004.

BORGENSTAM, A.; HILLERT, M. Model for nucleation of isothermal martensite. **Scripta Materialia**, v. 45, n. 8, p. 917–922, 2001.

BORGES, J. F. A. **Determinação da energia de defeito de empilhamento em metais e ligas com estrutura cúbica de face centrada por difração de raios X**. 1985. Dissertação (Mestrado em Ciências – Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1985.

BRENNEN, C. E. An introduction to cavitation fundamentals. *In: WIMRC FORUM Cavitation: Turbo-machinery & Medical Application*, 2011, Reino Unido. **Anais** [...] Reino Unido: University of Warwick, 2011. Disponível em: <https://authors.library.caltech.edu/28373/>. Acesso em: 23 ago. 2021.

CAMPBELL, F. C. **Elements of metallurgy and engineering alloys**. 1. ed. Ohio, USA: ASM International, Materials Park, 2008

CAMPOS, M. F.; FARIAS, M. M.; PADILHA, A. F. Uma compilação crítica de valores de energia de defeito de empilhamento para diversos metais. **Boletim Técnico da Escola Politécnica da USP**, v. 9901, p. 1-20, 1999.

CHAPMAN, B. N. **Glow discharge process: sputtering and plasma etching**. 1. ed. New York: John Wiley & Sons, 1980.

CHRISTIANSEN, T.; SOMERS, M. A. Low temperature gaseous nitriding and carburising of stainless steel. **Surface Engineering**, v. 21, n. 5-6, p. 445-455, 2005.

CHYOU, S. D.; SHIH, H. C. Structure and electrochemical properties of plasma-nitrided low alloy steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 129, n. 1, p. 109-117, 1990.

CULLITY, B. D. **Elements of X-ray diffraction**. 2. ed. Massachusetts, USA: Addison-Wesley Publishing, 1978.

CURTZE, S.; KUOKKALA, V.-T. Dependence of tensile deformation behavior of TWIP steels on stacking fault energy, temperature and strain rate. **Acta Materialia**, v. 58, n. 15, p. 5129-5141, 2010.

DA COSTA, A. L. V., MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. Edgard Blücher, 2010.

DA SILVA, F. J.; MARINHO, R. R.; PAES, M. T. P.; FRANCO, S. D. Cavitation erosion behavior of ion-nitrided 34 CrAlNi 7 steel with different microstructures. **Wear**, v. 304, n. 1-2, p. 183-190, 2013.

DAI, Q. X.; CHENG, X. N.; ZHAO, Y. T.; LUO, X. M.; YUAN, Z. Z. Design of martensite transformation temperature by calculation for austenitic steels. **Materials Characterization**, v. 52, n. 4-5, p. 349-354, 2004.

DAS, A. Revisiting stacking fault energy of steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 47, n. 2, p. 748-768, 2016.

DELONG, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal. **Welding Journal**, v. 53, p.273, 1974.

DONG, H. S-phase surface engineering of Fe-Cr, Co-Cr and Ni-Cr alloys. **International Materials Reviews**, v. 55, n. 2, p. 65-98, 2010.

DOODY, T. Intermediate mixed zones in dissimilar metal welds for sour service. **Welding Journal**, v. 71, n. 3, p. 55-60, 1992.

DOS SANTOS, J. F.; GARZÓN, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Improvement of the cavitation erosion resistance of an AISI 304L austenitic stainless steel by high temperature gas nitriding. **Materials Science and Engineering: A**, v. 382, n. 1-2, p. 378-386, 2004.

ENERHAUG, J.; GRONG, Ø.; STEINSMO, U. M. Factors affecting initiation of pitting corrosion in super martensitic stainless steel weldments. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 6, n. 5, p. 330-338, 2001.

ESPITIA, L. A.; DONG, H.; LI, X. Y.; PINEDO, C. E.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Cavitation erosion resistance and wear mechanisms of active screen low temperature plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel. **Wear**, v. 332, p. 1070-1079, 2015.

FAVARO, G.; PANTICA, M. Influence of the surface roughness on adhesion of chrome coatings on alloy tool steel x165crmov12. **Journal of the Balkan Tribological Association**, v. 18, n. 2, p. 228-237, 2012.

FOERSTER, C. E., SERBENA, F. C., DA SILVA, S. L. R., LEPIENSKI, C. M., SIQUEIRA, C. D. M., UEDA, M. Mechanical and tribological properties of AISI 304 stainless steel nitrided by glow discharge compared to ion implantation and plasma immersion ion implantation. **Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms**, v. 257, n. 1-2, p. 732-736, 2007.

FOLKHARD, E. **Welding metallurgy of stainless steels**. 1. ed. reprint. Springer Science & Business Media, 2012.

FRANC, J. P.; MICHEL, J. M. **Fundamentals of cavitation**. 3. ed. Springer Science & Business Media, 2006.

FROMMEYER, G.; BRÜX, U.; NEUMANN, P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes. **ISIJ International**, v. 43, n. 3, p. 438-446, 2003.

GEY, N.; PETIT, B.; HUMBERT, M. Electron backscattered diffraction study of ϵ/α' martensitic variants induced by plastic deformation in 304 stainless steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 36, n. 12, p. 3291-3299, 2005.

GONTIJO, L. C.; MACHADO, R.; CASTELETTI, L. C.; KURI, S. E.; NASCENTE, P. A. P. X-ray diffraction characterisation of expanded austenite and ferrite in plasma nitrided stainless steels. **Surface Engineering**, v. 26, n. 4, p. 265-270, 2010.

GUILLEN, M. P. B. **Transformation textures in hot rolled steels**. 1995. Thesis (Doctorate of Mining and Metallurgical Engineering) - McGill University, Montreal - Canada, 1995.

GUNTNER, C. J.; REED, R.P. The effect of experimental variables including the martensitic transformation on the low temperature mechanical properties of austenitic stainless steels. **Transactions: American Society for Metals**, v.55, p.399, 1962.

HALDAR, A.; SUWAS, S.; BHATTACHARJEE, D. **Microstructure and texture in steels and other materials**. 1. ed. Springer-Verlag, London, 2009

HAMMITT, F. G. Damage to solids caused by cavitation. **Philosophical Transactions for the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences**, p. 245-255, 1966.

HAO, J.; ZHANG, M.; HUANG, X. The influence of surface roughness on cloud cavitation flow around hydrofoils. **Acta Mechanica Sinica**, v. 34, n. 1, p. 10-21, 2018.

HART, D.; WHALE, D. A review of cavitation-erosion resistant weld surfacing alloys for hydroturbines. **Eutectic Australia Pty. Ltd.**, Sydney, v. 8, p. 180-187, 2007.

HATTORI, S.; ISHIKURA, R.; ZHANG, Q. Construction of database on cavitation erosion and analyses of carbon steel data. **Wear**, v. 257, n. 9-10, p. 1022-1029, 2004.

HE, Y.; GODET, S.; JONAS, J. J. Representation of misorientations in Rodrigues-Frank space: application to the Bain, Kurdjumov-Sachs, Nishiyama-Wassermann and Pitsch orientation relationships in the Gibeon meteorite. **Acta Materialia**, v. 53, n. 4, p. 1179–1190, 2005.

HOLMBERG, K.; MATTHEWS, A. **Coatings Tribology – Properties, Mechanisms, Techniques and applications in surface engineering**. Elsevier, 2ª Ed., v.56, 2009.

HOSFORD, W. F. **Mechanical behavior of materials**. 2. ed. Cambridge University Press, 2010.

ICHII, K.; FUJIMURA, K.; TAKASE, T. Structure of the Ion-nitrided layer of 18–8 stainless steel. In: **Stainless Steel 2000**. CRC Press, p. 13-22, 2020.

ISO 25178-604. **Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface Texture: Areal - Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters**. 2012.

JING, Y., JUN, W., TAN, G., JI, X., HONGYUAN, F. Phase transformations during low temperature nitrided Inconel 718 superalloy. **ISIJ International**, v. 56, n. 6, p. 1076-1082, 2016.

JOHNSON, K. L.; JOHNSON, K. L. **Contact mechanics**. Cambridge University Press, 1987.

KEJELIN, N. Z. **Soldagem de revestimento de aços comuns C-Mn com superliga a base de níquel Inconel 625**. 2012. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2012.

KISKO, A.; MISRA, R. D. K.; TALONEN, J.; KARJALAINEN, L. P. The influence of grain size on the strain-induced martensitic formation in tensile straining of an austenitic 15Cr-9Mn-Ni-Cu stainless steel. **Materials Science and Engineering A**, v.578 p.408-416, 2013.

KOU, S. **Welding metallurgy**. 2. ed. New Jersey: John Wiley & Sons, Hoboken, 2003.

KOUMATOS, K.; MUEHLEMANN, A. A theoretical investigation of orientation relationships and transformation strains in steels. **Acta Crystallographica Section A: Foundations and Advances**, v. 73, n. 2, p. 115–123, 2017.

KRUPP, U.; ROTH, I.; CHIST, H. J.; KUBBELER, M.; FRITZEN, C. P. In situ SEM observation and analysis of martensitic transformation during short fatigue crack propagation in metastable austenitic steel. **Advanced Engineering Materials**, v. 12, n. 4, p. 255-261, 2010.

KUMAR, P.; SAINI, R. P. Study of cavitation in hydro turbines: a review. **Renewable and Sustainable Energy Reviews**, v. 14, n. 1, p. 374-383, 2010.

KURELO, B. C. E. S. **Estudo do comportamento tribo-mecânico e da resistência a corrosão de superfícies nitretadas de aços inoxidáveis aplicados na indústria do petróleo e gás**. 2019. Tese (Doutorado em Ciências - Física) - Universidade Estadual de Ponta Grossa, Ponta Grossa, 2019.

KWOK, C. T.; MAN, H. C.; CHENG, F. T. Cavitation erosion of duplex and super duplex stainless steels. **Scripta Materialia**, v. 39, n. 9, p. 1229–1236, 1998.

LEE, E. H.; YOO, M. H.; BYUN, T. S.; HUNN, J. D.; FARRELL, K.; MANSUR, L. K. On the origin of deformation microstructures in austenitic stainless steel: part II - mechanisms. **Acta Materialia**, v. 49, n. 16, p. 3277-3287, 2001.

LEE, T. H., LEE, Y. J., JOO, S. H., NERSISYAN, H. H., PARK, K. T., LEE, J. H. Intergranular M 23 C 6 carbide precipitation behavior and its effect on mechanical properties of Inconel 690 tubes. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 46, n. 9, p. 4020-4026, 2015.

LEE, T. H.; HA, H. Y.; HWANG, B.; KIM, S. J.; SHIN, E. Effect of carbon fraction on stacking fault energy of austenitic stainless steels. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 43, n. 12, p. 4455-4459, 2012

LEE, T. H.; SHIN, E.; OH, C. S.; HA, H. Y.; KIM, S. J. Correlation between stacking fault energy and deformation microstructure in high-interstitial-alloyed austenitic steels. **Acta Materialia**, v. 58, n. 8, p. 3173-3186, 2010.

LEROY, C.; CZERWIEC, T.; GABET, C.; BELMONTE, T.; MICHEL, H. Plasma assisted nitriding of Inconel 690. **Surface and Coatings Technology**, v. 142, p. 241-247, 2001.

LEYLAND, A., LEWIS, D. B., STEVENSON, P. R., MATTHEWS, A. Low temperature plasma diffusion treatment of stainless steels for improved wear resistance. **Surface and Coatings Technology**, v. 62, n. 1-3, p. 608-617, 1993.

LI, C. X.; SUN, Y.; BELL, T. Factors influencing fretting fatigue properties of plasma-nitrided low alloy steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 292, n. 1, p. 18-25, 2000.

LI, J. C.; LÜ, X. X.; JIANG, Q. Composition design of iron base shape memory alloys. **Journal of Materials Science Letters**, v. 18, n. 11, p. 857-858, 1999.

LI, J. C.; ZHAO, M.; JIANG, Q. Alloy design of FeMnSiCrNi shape-memory alloys related to stacking-fault energy. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 31, n. 3, p. 581-584, 2000.

LIPPOLD, J.C.; KOTECHI, D.J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels**. 1. ed. Ohio: John Wiley & Sons Inc., 2005.

LIU, X.; GOU, J.; ZHANG, C.; PENG, B.; MA, T.; REN, X. Martensitic transformation in ordering-treated Fe₇₄Ga₂₆ alloy. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 767, p. 270–275, 2018.

MACHAKA, R. **Ion beam modifications of boron nitride by ion implantation**. 2015. Dissertation (Master of Science in Material Science Physics) University of the Witwatersrand, Johannesburg, 2015.

MÄNDL, S.; MANOVA, D.; RAUSCHENBACH, B. Balancing incident heat and ion flow for process optimization in plasma based ion implantation. **Journal of Physics D: Applied Physics**, v. 35, n. 11, p. 308, 2002.

MÄNDL, S.; RAUSCHENBACH, B. Comparison of expanded austenite and expanded martensite formed after nitrogen PIII. **Surface and Coatings Technology**, v. 186, n. 1-2, p. 277-281, 2004.

MARÉCHAL, D. **Linkage between mechanical properties and phase transformations in a 301LN austenitic stainless steel**. 2011. Thesis (Doctorate of Materials Engineering) - The University of British Columbia, Vancouver, Canada, 2011.

MARTINEZ, L. G. **Desenvolvimento e implantação de uma técnica de análise de perfis de difração de raios X, para a determinação da energia de falha de empilhamento de metais e ligas de estrutura CFC**. 1989. Dissertação (Mestrado em Ciências – Área de Tecnologia Nuclear) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 1989.

MATHIAS, M.; GÖCKE, A.; POHL, M. The residual stress, texture and surface changes in steel induced by cavitation. **Wear**, v. 150, n. 1-2, p. 11-20, 1991.

MESA, D H., **Análise dos Mecanismos de Dano de Aços Inoxidáveis Austeníticos com Elevado Teor de Nitrogênio Durante Desgaste Erosivo por**

Cavitação. 2010. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2010.

MESA, D. H.; GARZÓN, C. M.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Influence of cold-work on the cavitation erosion resistance and on the damage mechanisms in high-nitrogen austenitic stainless steels. **Wear**, v. 271, n. 9–10, p. 1372–1377, 2011.

MÉSZÁROS, I.; PROHÁSZKA, J. Magnetic investigation of the effect of α' -martensite on the properties of austenitic stainless steel. **Journal of Materials Processing Technology**, v.161, p.162–168, 2005.

MEYERS, M. A.; CHAWLA, K. K. **Mechanical behavior of materials**. 1. ed. Cambridge University Press, 2008.

MOLLER, W.; MUKHERJEE, S. Plasma-based ion implantation. **Current Science-Bangalore**, v. 83, n. 3, p. 237-253, 2002.

MORI, M.; YAMANAKA, K.; SATO, S.; TSUBAKI, S.; SATOH, K.; KUMAGAI, M.; IMAFUKU, M.; SHOBU, T.; CHIBA, A. Tuning strain-induced γ -to- ϵ martensitic transformation of biomedical Co–Cr–Mo alloys by introducing parent phase lattice defects. **Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials**, v. 90, n. September 2018, p. 523–529, 2019.

MUÑOZ-CUBILLOS, J.; CORONADO, J. J.; RODRÍGUEZ, S. A. On the cavitation resistance of deep rolled surfaces of austenitic stainless steels. **Wear**, v. 428, p. 24-31, 2019.

MURR, L. E. Stacking-fault anomalies and the measurement of stacking-fault free energy in fcc thin films. **Thin Solid Films**, v. 4, n. 6, p. 389-412, 1969.

NASTASI, M; MOLLER, W.; ENSINGER, W. Ion implantation and thin-film deposition. In: ANDERS, A. **Handbook of plasma immersion ion implantation and deposition**. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2000. p. 125–240.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1- Nucleation and growth. **Welding Journal** - New York, v. 78, p. 329-s, 1999.

NELSON, T. W.; LIPPOLD, J. C.; MILLS, M. J. Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar metal welds - part 2: on-cooling transformations. **Welding Research**, v. 10, p. 267-277, 2000.

NISHIYAMA, Z. **Martensitic transformation**. 1. ed. Elsevier, 2012.

OLYMPUS. Medição da rugosidade de superfícies — Parâmetros. Disponível em <https://www.olympus-ims.com/pt/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/>. Acesso em: 01 de jan. de 2022.

OTSUKA, K.; WAYMAN, C. M. **Shape memory materials**. 1. ed. New York: Cambridge University Press, 1998.

PADILHA, A. F. **Materiais de engenharia, microestrutura e propriedade**. São Paulo: Editora Hemus, 1997

PADILHA, A. F.; GUEDES, L. C. **Aços inoxidáveis austeníticos: microestruturas e propriedades**. 1. ed. Hemus, São Paulo, 1994.

PAGE, R. A. Stress corrosion cracking of Alloys 600 and 690 and Nos. 82 and 182 weld metals in high temperature water. **Corrosion**, v. 39, n. 10, p. 409-421, 1983.

PATERSON, M. S. X-ray diffraction by face-centered cubic crystals with deformation faults. **Journal of Applied Physics**, v. 23, n. 8, p. 805-811, 1952.

PECHARSKY, V.K.; ZAVALIJ, P.Y. **Fundamentals of powder diffraction and structural characterization of materials**. 2. ed. New York, USA: Springer Science, 2009.

PÉREZ, G. J. A. **Caracterização das fases presentes em depósito de níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**. 2005. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências dos Materiais) - Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2005.

PINEDO C.E.; TSCHIPTSCHIN A.P.; FRANCO JUNIOR; A.R. Influência da composição gasosa na rugosidade de aços ferramenta nitretados por plasma. *In*: CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METALURGIA E MATERIAIS, 57. 2002, São Paulo. **Anais [...]** São Paulo: ABM, 2002. p. 1993-2000.

PINEDO, C. E.; MONTEIRO, W. A. On the kinetics of plasma nitriding a martensitic stainless steel type AISI 420. **Surface and Coatings Technology**, v. 179, n. 2-3, p. 119-123, 2004.

PODGORNIK, B.; VIŽINTIN, J. Wear resistance of pulse plasma nitrided AISI 4140 and A355 steels. **Materials Science and Engineering: A**, v. 315, n. 1-2, p. 28-34, 2001.

POLATIDIS, E.; HSU, W. N.; ŠMÍD, M.; PANZNER, T.; CHAKRABARTY, S.; PANT, P.; VAN SWYGENHOVEN, H. Suppressed martensitic transformation under biaxial loading in low stacking fault energy metastable austenitic steels. **Scripta Materialia**, v. 147, p. 27–32, 2018.

PORTER, D. A.; EASTERLING, K. E.; SHERIF, M. Y. **Phase transformations in metals and alloys**. 3. ed. CRC Press, 2009.

PROCOPIAK, L.A.J. **Resistência à cavitação de três revestimentos soldados**. 1997. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 1997.

PUKASIEWICZ, A. G. M. **Desenvolvimento de revestimentos Fe-Mn-Cr-Si-Ni resistentes à cavitação depositadas por aspersão ASP**. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) – Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

RAI, S. K.; KUMAR, A.; SHANKAR, V.; JAYAKUMAR, T.; RAO, K. B. S.; RAJ, B. Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements. **Scripta Materialia**, v. 51, n. 1, p. 59-63, 2004.

RAMAN, S. G. S.; JAYAPRAKASH, M. Influence of plasma nitriding on plain fatigue and fretting fatigue behaviour of AISI 304 austenitic stainless steel. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 12, p. 5906-5911, 2007.

RAO, A.S.; KUNG, D. **Metallic overlay materials for optimum cavitation performance of hydraulic turbines**. Canadian Electrical Association, Montreal - Quebec, 1987.

RAYLEIGH, L. VIII. On the pressure developed in a liquid during the collapse of a spherical cavity. **The London, Edinburgh and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science**, v. 34, n. 200, p. 94-98, 1917.

RECCO, A. A. C.; LÓPEZ, D.; BEVILACQUA, A. F.; DA SILVA, F.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Improvement of the slurry erosion resistance of an austenitic stainless steel with combinations of surface treatments: nitriding and TiN coating. **Surface and Coatings Technology**, v. 202, n. 4-7, p. 993-997, 2007.

RECCO, A. **Estudo da obtenção e das propriedades dos filmes de TiN e TiN depositados sobre aços ferramenta AISI H13 e D2 nitretados e não nitretados**. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2008.

REED, R. P.; SCHRAMM, R. E. Relationship between stacking-fault energy and x-ray measurements of stacking-fault probability and microstrain. **Journal of Applied Physics**, v. 45, n. 11, p. 4705-4711, 1974.

REMY, L. The interaction between slip and twinning systems and the influence of twinning on the mechanical behavior of fcc metals and alloys. **Metallurgical Transactions A**, v. 12, n. 3, p. 387-408, 1981.

REMY, L.; PINEAU, A. Twinning and strain-induced F.C.C. → H.C.P. transformation in the Fe-Mn-Cr-C system. **Materials Science and Engineering**, v. 28, n. 1, p. 99-107, 1977.

REZAEI, A.; KERMANPUR, A.; NAJAFIZADEH, A.; MOALLEMI, M.; SAMAEI BAGHBADORANI, H. Investigation of cold rolling variables on the formation of strain-induced martensite in 201L stainless steel. **Materials and Design**, v.46, p.49–53, 2013.

RIBAMAR, G. G. **Estudo da relação entre a composição química, energia de falha de empilhamento e transformação de fases na zona fundida em soldagem com arame tubular à base de Fe-Mn-Ni e avaliação da ZAC em um tubo centrifugado de liga Fe-27Mn-1Si**. 2018. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2018.

RIBEIRO, H.O. **Desenvolvimento de ligas para revestimentos por PTA resistentes à cavitação**. 2007. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 2007.

RIOS, P. R.; PADILHA, A. F. **Transformações de fase**. 1. ed. São Paulo: Artliber, 2007.

SAHA, R.; NIX, W. D. Effects of the substrate on the determination of thin film mechanical properties by nanoindentation. **Acta Materialia**, v. 50, n. 1, p. 23-38, 2002.

SANDOVAL, L.; URBASSEK, H. M.; ENTEL, P. The Bain versus Nishiyama-Wassermann path in the martensitic transformation of Fe. **New Journal of Physics**, v. 11, n. 10, p. 103027, 2009.

SCHAEFFLER, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal. **Metal Progress**, v. 56, n. 11, p. 680, 1949.

SCHNEIDER, H. Investment casting of high-hot strength 12% chrome steel. **Foundry Trade J**, v. 108, p. 562-563, 1960.

SCHUMANN, H. One hundred years of research on martensite. **Praktische Metallographie**, v. 26, n. 7, p. 335-352, 1989.

SHARIFITABAR, M.; HALVAEE, A. Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels. **Materials & Design**, v. 31, n. 6, p. 3044-3050, 2010.

SHEIR, L. L.; JARMAN, R. A.; BURSTEIN, G. T. **Corrosion: metal/environment reactions**. 2. ed. Oxford: Butterworth Heinemann, 2013.

SHEN, Y. F.; LIA, X. X.; SUN, X.; WANG, Y. D.; ZUO, L. Twinning and martensite in a 304 austenitic stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 552, p. 514-522, 2012.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 3. ed. Villares Metals: Edgard Blucher, 2010.

SILVA, F.J. **Erosão, corrosão, erosão-corrosão e cavitação do aço ABNT 8550 nitretado a plasma**. 2008. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2008.

SILVA, R. D. P.; FARIA, M. I. S. T.; ALMEIDA, L. F. C. B. D.; NUNES, C. A.; VIEIRA, D.; BORGES JÚNIOR, W. Microstructure and mechanical properties of ASTM A743 CA6NM steel welded by FCAW process. **Materials Research**, v. 20, n. 6, p. 1622-1629, 2017.

SIMONEAU, R. The effect of corrosion in low intensity erosion. **Cavitation erosion in fluid flow**, p. 71-81, 1981.

SIMONEAU, R. The optimum protection of hydraulic turbines against cavitation erosion. *In*: 12th IAHR International Symposium on Hydraulic Machinery and Systems, 1984, Stirling, Reino Unido. **Anais** [...] Stirling: IAHR 1984. Disponível em: <https://iopscience.iop.org/article/10.1088/1755-1315/12/1/011001>. Acesso em: 24 mai. 2021.

SIMONEAU, R.; LAMBERT, P.; SIMONEAU M.; DICKSON J. I.; L'ESPERANCE G. L. **Cavitation erosion and deformation mechanisms of Ni and Co austenitic stainless steels**. Hydro Québec Research Institute (IREQ), 1987.

SINGH, V.; MELETIS, E. I. Synthesis, characterization and properties of intensified plasma-assisted nitrided superalloy Inconel 718. **Surface and Coatings Technology**, v. 201, n. 3-4, p. 1093-1101, 2006.

SMALLMAN, R. E.; WESTMACOTT, K. H. Stacking faults in face-centred cubic metals and alloys. **Philosophical Magazine**, v. 2, n. 17, p. 669-683, 1957.

SREEDHAR, B. K.; ALBERT, S. K.; PANDIT, A. B. Improving cavitation erosion resistance of austenitic stainless steel in liquid sodium by hardfacing—comparison of Ni and Co based deposits. **Wear**, v. 342, p. 92-99, 2015.

STACHOWIAK, G.; BATCHELOR, A. W. **Engineering tribology**. 4. ed. Butterworth-Heinemann, 2013.

STACHOWIAK, Gwidon W. **Wear: materials, mechanisms and practice**. 1. ed. John Wiley & Sons, 2006

STINVILLE, J. C., VILLECHAISE, P., TEMPLIER, C., RIVIERE, J. P., DROUET, M. Plasma nitriding of 316L austenitic stainless steel: Experimental investigation of fatigue life and surface evolution. **Surface and Coatings Technology**, v. 204, n. 12-13, p. 1947-1951, 2010.

STOLTZ, R. E.; VANDER SANDE, J. B. The effect of nitrogen on stacking fault energy of Fe-Ni-Cr-Mn steels. **Metallurgical Transactions A**, v. 11, n. 6, p. 1033-1037, 1980.

SUN, Y.; BELL, T. Computer prediction of threshold nitriding potential curves. **Heat Treatment of Metals (UK)**, v. 24, n. 2, p. 43-49, 1997.

SUP, R. B.; UK, H. H.; WOO, N. S. Analysis of the intergranular cavitation of Nb-A286 alloy in high temperature low cycle fatigue using EBSD technique. **Scripta Materialia**, v. 43, n. 2, p. 167-173, 2000.

SUUTALA, N.; TAKALO, T.; MOISIO, T. The relationship between solidification and microstructure in austenitic and austenitic-ferritic stainless steel welds. **Metallurgical Transactions A**, v. 10, n. 4, p. 512-514, 1979.

TAILLON, G.; POUGOUM, F.; LAVIGNE, S.; TON-THAT, L.; SCHULZ, R.; BOUSSER, E.; SAVOIEB, S; MARTINU, L.; KLEMBERG-SAPIEHA, J. E. Cavitation erosion mechanisms in stainless steels and in composite metal–ceramic HVOF coatings. **Wear**, v. 364, p. 201-210, 2016.

TAO, X.; LIU, X.; MATTHEWS, A.; LEYLAND, A. The influence of stacking fault energy on plasticity mechanisms in triode-plasma nitrided austenitic stainless steels: Implications for the structure and stability of nitrogen-expanded austenite. **Acta Materialia**, v. 164, p. 60-75, 2019.

THAIWATTHANA, S., LI, X. Y., DONG, H., BELL, T. Comparison studies on properties of nitrogen and carbon S phase on low temperature plasma alloyed AISI 316 stainless steel. **Surface Engineering**, v. 18, n. 6, p. 433-437, 2002.

TIAN, Y.; BORGSTAM, A.; HEDSTRÖM, P. Comparing the deformation-induced martensitic transformation with the athermal martensitic transformation in Fe-Cr-Ni alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 766, p. 131–139, 2018.

TSCHIPTSCHIN, . P.; PINEDO, C. E. Estrutura e propriedades do aço inoxidável austenítico AISI 316L Grau ASTM F138 nitretado sob plasma à baixa temperatura. **Rem: Revista Escola de Minas**, v. 63, n. 1, p. 137-141, 2010.

UEDA, M., BERNI, L. A., ROSSI, J. O., BARROSO, J. J., GOMES, G. F., BELOTO, A. F., ABRAMOF, E. Plasma immersion ion implantation experiments at the Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais (INPE), Brazil. **Surface and Coatings Technology**, v. 136, n. 1-3, p. 28-31, 2001.

VENABLES, J. A. The martensite transformation in stainless steel. **Philosophical Magazine**, v.7, p.3544, 1961.

VINOD, K. R.; SARAVANAN, P.; SAKAR, M.; BALAKUMAR, S. Insights into the nitridation of zero-valent iron nanoparticles for the facile synthesis of iron nitride nanoparticles. **RSC Advances**, v. 6, n. 51, p. 45850-45857, 2016.

WANTANG, F.; YANGZENG, Z.; XIAOKUI, H. Resistance of a high nitrogen austenitic steel to cavitation erosion. **Wear**, v. 249, n. 9, p. 788-791, 2001.

WARREN, B. E.; AVERBACH, B. L. **Journal of Applied Physics**, v. 21, p. 595, 1950.

WARREN, B. E.; WAREKOIS, E. P. Stacking faults in cold worked alpha-brass. **Acta Metallurgica**, v. 3, n. 5, p. 473-479, 1955.

WAYMAN, C. M. The phenomenological theory of martensite crystallography: Interrelationships. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 25, n. 9, p. 1787-1795, 1994.

WECHSLER, M. S. On the theory of the formation of martensite. **Transactions of the Metallurgical Society of AIME**, v. 197, p. 1503-1515, 1953.

WILL, C. R. **Ligas inoxidáveis resistentes à cavitação depositadas por plasma-PTA-arame**. 2008. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2008.

XIAOJUN, Z., PROCOPIAK, L. A. J., SOUZA, N. C.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Phase transformation during cavitation erosion of a Co stainless steel. **Materials Science and Engineering: A**, v. 358, n. 1-2, p. 199-204, 2003.

XING, X.; ZHOU, Y.; LU, X.; QI, X.; ZHANG, L.; YANG, Q. Formation abilities of nano-twin and ϵ -martensite in laser surface modification of a mid-carbon steel. **Applied Surface Science**, v. 479, p. 634-638, 2019.

ZHANG, H.; QIN, H.; REN, Z.; ZHAO, J.; HOU, X.; DOLL, G. L.; DONG, Y.; YE, C. Low-temperature nitriding of nanocrystalline Inconel 718 alloy. **Surface and Coatings Technology**, v. 330, p. 10-16, 2017.

ZHANG, X.F.; FANG, L. The effect of stacking fault energy on the cavitation erosion resistance of α -phase aluminium bronzes. **Wear**, v. 253, p. 1105-1110, 2002.

ZHAO, X. **Effect of surface modification processes on cavitation erosion resistance**. 2002. Tese (Doutorado em Engenharia e Ciência dos Materiais) - Universidade Federal do Paraná, Curitiba, 2002.

ZYLLA, I. M.; HOUGARDY, H. P. Cavitation behaviour of a metastable Cr-Mn-austenite. **Steel Research**, v. 65, n. 4, p. 132-137, 1994.