



UFG

UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO
PROGRAMA DE PÓS GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

Eliane Alves Kihara

**Efeito do Gás de Proteção e de Tratamento Térmico
no Desgaste de Revestimentos de Inconel Realizados
pelo Processo GMAW**

Goiânia
2023



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS
ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

TERMO DE CIÊNCIA E DE AUTORIZAÇÃO (TECA) PARA DISPONIBILIZAR VERSÕES ELETRÔNICAS DE TESES E DISSERTAÇÕES NA BIBLIOTECA DIGITAL DA UFG

Na qualidade de titular dos direitos de autor, autorizo a Universidade Federal de Goiás (UFG) a disponibilizar, gratuitamente, por meio da Biblioteca Digital de Teses e Dissertações (BDTD/UFG), regulamentada pela Resolução CEPEC nº 832/2007, sem ressarcimento dos direitos autorais, de acordo com a [Lei 9.610/98](#), o documento conforme permissões assinaladas abaixo, para fins de leitura, impressão e/ou download, a título de divulgação da produção científica brasileira, a partir desta data.

O conteúdo das Teses e Dissertações disponibilizado na BDTD/UFG é de responsabilidade exclusiva do autor. Ao encaminhar o produto final, o autor(a) e o(a) orientador(a) firmam o compromisso de que o trabalho não contém nenhuma violação de quaisquer direitos autorais ou outro direito de terceiros.

1. Identificação do material bibliográfico

Dissertação Tese Outro*: _____

*No caso de mestrado/doutorado profissional, indique o formato do Trabalho de Conclusão de Curso, permitido no documento de área, correspondente ao programa de pós-graduação, orientado pela legislação vigente da CAPES.

Exemplos: Estudo de caso ou Revisão sistemática ou outros formatos.

2. Nome completo do autor

Eliane Alves Kihara

3. Título do trabalho

Efeito do Gás de Proteção e de Tratamento Térmico no Desgaste de Revestimentos de Inconel Realizados pelo Processo GMAW

4. Informações de acesso ao documento (este campo deve ser preenchido pelo orientador)

Concorda com a liberação total do documento SIM NÃO¹

[1] Neste caso o documento será embargado por até um ano a partir da data de defesa. Após esse período, a possível disponibilização ocorrerá apenas mediante:

a) consulta ao(a) autor(a) e ao(a) orientador(a);

b) novo Termo de Ciência e de Autorização (TECA) assinado e inserido no arquivo da tese ou dissertação.

O documento não será disponibilizado durante o período de embargo.

Casos de embargo:

- Solicitação de registro de patente;
- Submissão de artigo em revista científica;
- Publicação como capítulo de livro;
- Publicação da dissertação/tese em livro.

Obs. Este termo deverá ser assinado no SEI pelo orientador e pelo autor.



Documento assinado eletronicamente por **Demóstenes Ferreira Filho, Professor do Magistério Superior**, em 07/07/2023, às 08:39, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Eliane Alves Kihara, Discente**, em 07/07/2023, às 10:32, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3876913** e o código CRC **5565940B**.

Eliane Alves Kihara

**Efeito do Gás de Proteção e de Tratamento Térmico no
Desgaste de Revestimentos de Inconel Realizados pelo
Processo GMAW**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, da Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação, da Universidade Federal de Goiás (UFG), como requisito para obtenção do Título de Mestre em Engenharia Mecânica, Área de Concentração: Ciências Mecânicas, Linha de Pesquisa: Materiais e Manufatura Avançada

Orientador: Prof. Dr. Demostenes Ferreira Filho
Coorientadora: Prof. Dra. Henara Lilian Costa Murray

Goiânia
2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor, através do Programa de Geração Automática do Sistema de Bibliotecas da UFG.

Kihara, Eliane Alves

Efeito do Gás de Proteção e de Tratamento Térmico no Desgaste de Revestimentos de Inconel 625 Depositados pelo Processo GMAW [manuscrito] / Eliane Alves Kihara. - 2023.

CL, 150 f.: il.

Orientador: Prof. Dr. Demostenes Ferreira Filho; co-orientadora Dra. Henara Lilian Costa.

Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Goiás, Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação (EMC), Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, Goiânia, 2023.

Bibliografia. Anexos. Apêndice.

Inclui lista de figuras, lista de tabelas.

1. Inconel 625. 2. Desgaste. 3. GMAW. 4. Tratamento térmico. 5. Revestimento. I. Filho, Demostenes Ferreira, orient. II. Título.

CDU 621



UNIVERSIDADE FEDERAL DE GOIÁS

ESCOLA DE ENGENHARIA ELÉTRICA, MECÂNICA E DE COMPUTAÇÃO

ATA DE DEFESA DE DISSERTAÇÃO

Ata nº 08 da sessão de Defesa de Dissertação de **Eliane Alves Kihara**, que confere o título de Mestre(a) em **Engenharia Mecânica**, na área de concentração em **Ciências Mecânicas**.

Ao vigésimo oitavo dia do mês de fevereiro do ano de dois mil e vinte e três, a partir da(s) 14h00min., no auditório do prédio do curso de Engenharia Mecânica da Escola de Engenharia Elétrica, Mecânica e de Computação, realizou-se a sessão pública de Defesa de Dissertação intitulada "Efeito do Gás de Proteção e Tratamento Térmico no Desgaste de Revestimentos de Inconel Realizado pelo Processo GMAW". Os trabalhos foram instalados pelo Orientador, Professor Doutor **Demostenes Ferreira Filho (UFG)**, com a participação dos demais membros da Banca Examinadora: Professor Doutor **José Henrique Alano (FURG)**, membro titular externo, cuja participação ocorreu através de videoconferência, Professora Doutora **Dra. Henara Lillian Costa Murray (FURG)**, cuja participação ocorreu através de videoconferência, membro titular externo e Professor Doutor **Daniel Souza (UFG)**, membro titular interno. Durante a arguição os membros da banca fizeram sugestão de alteração do título do trabalho conforme explicitado abaixo. A Banca Examinadora reuniu-se em sessão secreta a fim de concluir o julgamento da Dissertação, tendo sido(a) o(a) candidata aprovada pelos seus membros. Proclamados os resultados pelo Professor Doutor **Demostenes Ferreira Filho (UFG)**, Presidente da Banca Examinadora, foram encerrados os trabalhos e, para constar, lavrou-se a presente ata que é assinada pelos Membros da Banca Examinadora, ao(s) vigésimo oitavo dia do mês de fevereiro do ano de dois mil e vinte e três.

TÍTULO SUGERIDO PELA BANCA

Efeito do Gás de Proteção e de Tratamento Térmico no Desgaste de Revestimentos de Inconel Realizados pelo Processo GMAW

Documento assinado eletronicamente por **Demostenes Ferreira Filho, Professor do Magistério Superior**, em 28/02/2023, às 17:59, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Daniel Souza, Professor do Magistério Superior**, em 28/02/2023, às 18:00, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **Henara Lillian Costa Murray, Usuário Externo**, em 28/02/2023, às 18:47, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).



Documento assinado eletronicamente por **José Henrique Alano, Usuário Externo**, em 28/02/2023, às 19:36, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no § 3º do art. 4º do [Decreto nº 10.543, de 13 de novembro de 2020](#).

https://sei.ufg.br/sei/controlador.php?acao=documento_imprimir_web&acao_origem=arvore_visualizar&id_documento=3822715&infra_sistema=1... 1/2



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://sei.ufg.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **3528179** e o código CRC **0555EF43**.

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao professor Demóstenes Ferreira Filho, pela orientação, disposição e paciência, ajuda e suporte. Um orientador sempre compreensivo com os meus erros e atrasos, vibrante com os bons resultados e motivador. A sua orientação e dedicação foi o que me permitiu conciliar a pós-graduação com as minhas atividades profissionais.

Ao Professor José Lúcio Gonçalves Júnior, pela coorientação, conselhos, paciência, ensinamentos e dedicação. Que Deus o tenha.

A professora Henara Lilian pela coorientação, paciência, conselhos, motivação e ensinamentos. A sua contribuição foi essencial para o meu crescimento intelectual e persistência na busca de melhores resultados.

Ao Professor Kleber Figueiredo, meu querido orientador da Graduação, pelo incentivo a iniciar a pesquisa.

Ao Técnico de Fleide pelas instruções, orientações, companhia durante os dias de trabalho no laboratório de soldagem - LAMAF.

A minha amiga e técnica de laboratório de materiais, Renata Rodrigues pelo incentivo, instruções, ajuda, companhia ao decorrer dos ensaios no Laboratório de Materiais – LAMAF.

Ao professor Washington Martins da Silva da Universidade Federal de Uberlândia pela disponibilização do Laboratório de Tribologia e Materiais – LTM UFU.

Aos alunos da Universidade de Uberlândia Dra. Leticia Raquele e Mestre Paulo Júnior pela disposição e prestatividade ao decorrer dos ensaios no LTM – UFU.

Agradeço também, ao Dr. Vinicius Guimarães do Centro Regional para Desenvolvimento Tecnológico e Inovação – CRTI pela prestatividade, disposição e orientação nos ensaios realizados no Crti.

Aos meus amigos e colegas de trabalho pela compreensão e motivação.

Aos meus pais pelo suporte familiar, amor, motivação e orações.

RESUMO

Em instalações costeiras e offshore a deterioração dos materiais devido à corrosão pode reduzir a confiabilidade e aumentar o custo de manutenção dos componentes de engenharia. Contudo, sabe-se que as propriedades superficiais dos materiais podem ser melhoradas pela aplicação de revestimentos protetores sobre o substrato, prolongando assim a vida útil dos componentes de engenharia em ambientes severos, vale ressaltar o melhor custo-benefício quando realizado com materiais mais nobres, mantendo o corpo da peça em material de custo inferior e proporcionando superfícies com propriedades desejadas a custo mais acessível. Uma liga de níquel comumente utilizada no processo de revestimento é o Inconel 625, pois, submetido a condições severas apresenta excelentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão em altas temperaturas. Entre as diversas técnicas de revestimento, os processos por soldagem a arco são métodos adequados devido à boa taxa de deposição e confiabilidade, mas geralmente limitam a aplicação com gases de proteção inerte. Desse modo, este trabalho tem por objetivo avaliar o efeito do gás de proteção e tratamento térmico no desgaste de revestimentos de inconel 625 depositado pelo processo GMAW sobre superfície de aço-carbono com a intenção de selecionar os parâmetros que proporcionarão melhores propriedades mecânicas para aplicações em ambientes agressivos proporcionando melhorias nos custos de manutenção e de fabricação. Foram realizados revestimentos em chapa de aço-carbono A36 com duas misturas de gases de proteção (Ar + 25%CO₂ e Ar +25%He), foram realizadas análise em amostras como soldada e após tratamento térmico (aquecimento por 1 h a 1000 °C e resfriamento a ar). Para avaliar os revestimentos foram realizados ensaios de dureza Vickers (HV), microscópio de varredura eletrônica (MEV), espectrômetro por dispersão de energia (EDS), espectrometria por dispersão de comprimento de onda (WDS), confocal ensaios de desgaste pelo método deslizamento alternado entre a superfície plana e contra corpo esférico em solução salina (10% sal iodado). As amostras que utilizaram o gás He apresentaram maior taxa de desgaste comparadas as amostras que utilizaram gás CO₂, tal resultado é atribuído a formação de fase Laves e fragilização da superfície. Quanto ao tratamento térmico em ambos os gases ocorreu a redução da segregação e a tendência a redução da dureza da superfície e redução da taxa de desgaste.

Palavras-chaves: Inconel 625; Desgaste, GMAW, Tratamento térmico, revestimento

ABSTRACT

In coastal and offshore installations, deterioration of materials due to corrosion can reduce reliability and increase the cost of maintaining engineered components. However, it is known that the surface properties of materials can be improved by applying protective coatings on the substrate, thus prolonging the useful life of engineering components in severe environments, it is worth mentioning the best cost-effectiveness when performed with more noble materials, maintaining the body of the part in lower cost material, and providing surfaces with desired properties at a more accessible cost. A nickel alloy commonly used in the coating process is Inconel 625, because, subjected to severe conditions, it has excellent mechanical properties and resistance to corrosion at elevated temperatures. Among the various coating techniques, arc welding processes are suitable methods due to their good deposition rate and reliability, but they limit the application with inert shielding gases. Thus, this work aims to evaluate the effect of shielding gas and heat treatment on the wear of coatings of Inconel 625 deposited by the GMAW process on a carbon steel surface with the intention of selecting the parameters that will provide better mechanical properties for applications in harsh environments providing improvements in maintenance and manufacturing costs. Coatings were carried out on A36 carbon steel plate with two mixtures of shielding gases (Ar + 25%CO₂ and Ar +25%He), analysis was carried out on samples as welded and after heat treatment (heating for 1 h at 1000 °C and air cooling). To evaluate the coatings, Vickers hardness tests (HV), scanning electron microscopy (SEM), energy dispersion spectrometer (EDS), wavelength dispersion spectrometry (WDS), confocal wear tests by the alternating sliding method were performed. between the flat surface and the spherical counter in saline solution (10% iodized salt). The samples that used He gas showed a higher wear rate compared to the samples that used CO₂ gas, this result is attributed to the formation of Laves phase and surface embrittlement. As for the heat treatment in both gases, there was a reduction in segregation and a tendency to reduce the surface hardness and reduce the wear rate.

Keywords: Inconel 625; Grinding, GMAW, Heat Treatment, Coating

LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição típica das ligas derivadas do Inconel 625.	19
Tabela 2. Composição química ASTM A-36- % de peso.	46
Tabela 3. Composição química da liga de Inconel 625.	46
Tabela 4. Propriedades mecânicas do arame maciço utilizado como metal de adição no revestimento por soldagem.	46
Tabela 5. Parâmetros de Soldagem utilizados no processo de revestimento de superfície.	47
Tabela 6 . Dimensões e quantidades das amostras.	49
Tabela 7. Parâmetros utilizados no ensaio de deslizamento alternado entre superfície plana e contra corpo esférico em solução salina.	52
Tabela 8. Composição química das superfícies revestidas em percentual de peso (%)	56

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Ligas derivadas da Liga Inconel 625	18
Figura 2. Pseudo diagrama de equilíbrio ternário Liga 718	20
Figura 3. Diagrama TTT da superliga Inconel 625 em altas temperaturas.	22
Figura 4. Micrografia da liga Inconel 625 tratada termicamente a 850 durante 8h mostrando a presença da fase δ . MEV.....	24
Figura 5. Micrografia mostrando a presença dos carbonetos MC e M ₂₃ C ₆ em uma liga de níquel tratada termicamente.....	26
Figura 6. Micrografia de uma superliga de níquel mostrando a precipitação extensiva da fase TCP o nos contornos de grãos da fase γ após tratamento térmico de 5000 h a 750°C.....	27
Figura 7. Níveis de níquel x taxas de corrosão em vários ácidos, exceto ácido nítrico	29
Figura 8.a) micrografia MEV da superfície revestida , b) região de precipitado rica em Mo, c) imagem MEV mostrando a dissolução elementar de Mo e d) espectros EDS de INCONEL 625 na superfície revestida.....	31
Figura 9. Microestrutura da superfície revestida com inconel 625 em vários locais. A)camada de face revestida com Inconel 625 + substrato, b) camada de face revestida, c) substrato AISI 347.	32
Figura 10. Microestrutura revestida com inconel 625 predominantemente de dentritos colunares e celulares com dentritos secundários. espaçamento do braço.....	33
Figura 11. A) Precipitados formados nas camadas de revestimento após tratamento térmico de normalização. MEV. Aumento: 1400X B) Análise EDS.	36
Figura 12. Resultados dos ensaios de dureza Vickers para diversos tipos de Tratamento Térmico.....	37
Figura 13. - c (amostra tratada à 1000°C) evidencia os carbonetos do tipo MC, de Nb e Mo, precipitados nos contornos de grão, aumentando a resistência mecânica do material. A amostra da Figura 8 - b foi tratada a 1150°C, sendo notório o crescimento de grão, e por.....	38
Figura 14.. Microestrutura de Enconel 625 submetida a tratamento térmico de 1298°C	39
Figura 15. Classificação de ligas de níquel em aplicações especiais (em ambientes marinhos).....	42

Figura 16. Série galvânica em água do mar.....	43
Figura 17. Variação da resistência a fadiga/corrosão de várias ligas de níquel em água do mar.....	44
Figura 18. Braço robótico YAKAWA HP20 com tocha fixada.....	48
Figura 19. Esquema de um revestimento com largura LT produzido por um cordão de solda de largura L, considerando uma sobreposição de 50% (L/2).....	48
Figura 20. Amostras antes e logo após submetidas ao tratamento térmico.....	50
Figura 21. Micrografias via MEV (BSE) do revestimento de Inconel 625 depositado por MIG/MAG sobre aço carbono nas condições: (a) HE, (b) HET, (c) CO2e (d) CO2T, aumento X 90.....	55
Figura 22. Micrografias via MEV do revestimento de Inconel 625 depositado por GMAW sobre aço carbono nas condições: (a) CO2, BSE, (b) CO2, SE, (c) CO2T, BSE, (d) CO2T, SE.....	57
Figura 23. Micrografias via MEV do revestimento de Inconel 625 depositado por GMAW sobre aço carbono nas condições: (a) HE, BSE, (b) HE, SE, (c) HET, BSE, (d) HET, SE.....	60
Figura 24. . Análise EDS para amostra CO2 evidenciando elementos interdentríticos.	61
Figura 25. Análise EDS para amostra CO2T evidenciando elementos interdentríticos.....	62
Figura 26. Análise EDS para amostra He evidenciando elementos interdentríticos, imagem de referência MEV.....	63
Figura 27. Análise EDS para amostra Het evidenciando elementos interdentríticos, imagem de referência MEV.....	64
Figura 28. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra HE.....	67
Figura 29. : Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra HET.....	67
Figura 30. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra CO2.....	68
Figura 31. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra CO2T	68
Figura 32. Dureza média Vickers das Superfícies Revestidas.	69
Figura 33. Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos (a) amostra He, (b) amostra HeT, (c) amostra CO2T.....	71
Figura 34. . Gráfico em 3D que mostra a reação de coeficiente de atrito, posição da	

esfera sobre a amostra e o número de ciclos. (a) amostra He, (b) amostra Het, (c) amostra CO2T.....	72
Figura 35. Trilha de desgaste em 3D via Confocal.	73
Figura 36. Gráfico da Taxa de Desgaste das Superfícies Revestidas	74
Figura 37. Imagem representativa de uma calota esférica.....	75
Figura 38. Imagem da calota esférica da amostra.	75
Figura 39. Gráfico da Taxa de Desgaste dos contra corpos.	76
Figura 40. Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade HE.	77
Figura 41. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade HET	78
Figura 42. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade CO2.	79
Figura 43. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade CO2T	80
Figura 44. EDS da trilha desgastada da amostra de HE.	81
Figura 45. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de HE.....	82
Figura 46. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de HET	84
Figura 47. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de CO2.	86
Figura 48. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de CO2T.....	88

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	14
1.1. Objetivos	15
1.1.1. Obejetivos Especificos.....	15
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	16
2.1. Revestimento de Superfícies	16
2.2. A Liga Inconel 625	18
2.3. Comportamento da Solidificação da Liga Inconel.....	19
2.4. Transformações de Fases.....	21
2.5. Características Microestruturais a Liga.....	28
2.6. Efeito do Gás de Proteção.....	33
2.7. Tratamentos Térmicos	35
2.8. Desgaste	39
2.9. Mecanismos de Desgaste por Corrosão.....	40
2.10. Desgaste por Deslizamento.....	44
3. MATERIAIS E MÉTODOS	45
3.1. Revestimento da Superfície	45
3.2. Preparação das Amostras	48
3.2. Tratamento Térmico	50
3.3. Preparação Metalográfica	50
3.4. Ensaio de Dureza.....	51
3.5. Ensaio de Desgaste.....	51
3.6. Análise topográfica das superfícies	52
3.7. Análises de Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia por Dispersão de Raios-X	52
3.8. Análise de Microsonda Eletrônica	53
3.9. Difração de Raios-X.....	53
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO	53
4.1. Caracterização Microestrutural dos Revestimentos Depositados por MIG/MAG	53
4.1.1. Análises realizadas na Microsonda Eletrônica	54
4.1.2. Análises realizadas de Microscopia Eletrônica de Varredura	56
CONCLUSÕES	89
5. 89	

<i>TRABALHOS FUTUROS</i>	91
6.	91
<i>BIBLIOGRAFIA</i>	92
7.	92
<i>Apêndice A</i>	98
<i>Apêndice B</i>	100
<i>Apêndice C</i>	108

1. INTRODUÇÃO

Nas instalações costeiras e off-shore, a deterioração dos materiais por causa da corrosão pode diminuir a confiabilidade e aumentar o custo de manutenção dos componentes de engenharia, o que é uma preocupação séria na indústria naval. Estudos realizados em 1999 e 2001 apresentaram que o custo total anual com despesas relacionadas com degradação por corrosão nos Estados Unidos foi de 276 bilhões de dólares, aproximadamente 3,1% do produto interno bruto (KNOCH et al.,2002).

As aplicações das ligas metálicas são selecionadas com base nas suas propriedades mecânicas, resistência a corrosão, resistência ao calor, propriedades elétricas e magnéticas etc. Todas as características citadas dependem da microestrutura e estão diretamente relacionadas com a sua composição química e condições de fabricação. Para isso técnicas de revestimento de superfícies combinado com tratamentos térmicos superfícies vêm sendo realizadas com o intuito de desenvolver procedimentos de revestimentos sistemáticos para a indústria de soldagem e superfícies para obter-se melhor relação desempenho x custo. As técnicas de revestimento proporcionam melhorias nas propriedades superficiais dos materiais, prolongando assim a vida útil dos componentes de engenharia em ambientes severos, vale ressaltar o melhor custo benefício quando realizado com materiais mais nobres, mantendo o corpo da peça em material de custo inferior e proporcionando superfícies com propriedades desejadas a custo mais acessível.

Uma liga de níquel comumente utilizada no processo de revestimento é o Inconel 625, ele é predominantemente usado para várias aplicações de revestimentos de sobreposição como na aviação, indústria química, trocadores de calor, indústria naval, caldeiras industriais e também em indústrias críticas como aeroespacial, eletroquímica, usinas de geração de energia, turbinas, usinas nucleares devido à excelente resistência à corrosão com maior resistência, particularmente em temperaturas elevadas (Zahrani and Alfantazi, 2014). Segundo Gurumoorthy et al. (2006) o Inconel 625 proporciona melhores propriedades na superfície do substrato, melhorando a dureza, tenacidade e aumentando a resistência ao desgaste com excelente aderência. A resistência dele segundo Dinda et al. (2009) é advinda principalmente do efeito de endurecimento em solução sólida dos metais refratários, nióbio e molibdênio, em uma matriz de níquel-cromo.

Entre as diversas técnicas de revestimento, os processos por soldagem a arco são métodos adequados devido à boa taxa de deposição e confiabilidade. O processo de soldagem GMAW possui alta capacidade de produção, o menor custo de equipamentos, facilidade de operação quando comparado com outros processos de soldagem utilizados para revestimento de superfícies e pode ser facilmente automatizado, contudo geralmente limitam a aplicação com gases de proteção.

1.1. Objetivos

O trabalho tem por objetivo avaliar o efeito do gás de proteção e tratamento térmico no desgaste de revestimentos de Inconel 625 depositado pelo processo GMAW sobre superfície de aço carbono com a intenção de selecionar os parâmetros que proporcionarão melhores propriedades mecânicas para aplicações em ambientes agressivos proporcionando melhorias nos custos de manutenção e fabricação.

1.1.1. Obejetivos Especificos

Com a intenção de avaliar o efeito do gás de proteção e tratamento térmico no degaste de superfícies revestidas com Inconel 625 por GMAW utilizou-se técnicas para avaliar a microestrutura; dureza e desgaste. Assim, procura-se microestruturas semelhantes aos apresentados por diversos autores que propicia maior resistência ao desgaste.. Assim, têm-se como objetivos específicos:

- Avaliar o efeito do gás de proteção e tratamento térmico na microestrutura, dureza e composição química do revestimento;
- Avaliar o efeito do gás de proteção e tratamento térmico no comportamento ao desgaste por meio de ensaio de deslizamento lubrificado com solução de NaCl.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Revestimento de Superfícies

O revestimento segundo ASM HANDBOOK (1993) aplicada à tecnologia de soldagem, refere-se à deposição de um metal de adição em um metal base (substrato) para transmitir alguma propriedade desejada à superfície que não é intrínseca ao metal base subjacente. Existem vários tipos de revestimentos como: revestimento duro, reconstrução, revestimento de solda e amanteigamento: Revestimento duro (hardfacing) : é uma forma de revestimento que é aplicada com a finalidade de reduzir o desgaste, abrasão, impacto, erosão, escoriações ou cavitação. ligas de revestimento duro podem ser depositadas por soldagem oxiacetil, vários métodos de soldagem a arco, soldagem a laser e processos de pulverização térmica. Reconstrução: refere-se à adição de metal de solda a uma superfície de metal base para a restauração do componente ao dimensões necessárias. As ligas de acúmulo geralmente não são projetadas para resistir ao desgaste, mas para devolver a peça desgastada de volta ou próximo de suas dimensões originais ou para fornecer suporte adequado para camadas subsequentes de verdadeiros materiais de revestimento duro.

Revestimento de solda: é uma camada relativamente espessa de metal de adição aplicada a um metal base de aço carbono ou de baixa liga com a finalidade de proporcionar uma superfície resistente à corrosão. O revestimento de solda é normalmente realizado por soldagem a arco. Deve-se ressaltar, no entanto, que o revestimento também pode ser realizado por soldagem em estado sólido processos (revestimento de rolo ou revestimento de explosão) e brasagem a vácuo.

Amanteigamento: também envolve a adição de uma ou mais camadas de metal de solda à face da junta ou superfície a ser soldada. Isto difere do acúmulo em que o objetivo principal da manteiga é satisfazer algumas considerações metalúrgicas. É usado principalmente para a união de metais de base metálica dissimilares.

De acordo com Zhang et al. (2015) as formas da maioria dos componentes do Inconel 625 são tão complexos que são caros produzir pelo método tradicional devido à extensa usinagem. Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM), que usa arco como um calor fonte para fundir o arame, com base no revestimento camada por camada é uma solução econômica. Segundo Ren et al. (2016) tal método é considerado também de

conformação rápida para a fabricação de peças metálicas de alta qualidade. Isto é ocasionado por dados tridimensionais do componente e é fabricado por deposição do material sem o auxílio de quaisquer ferramentas e moldes.

O revestimento pode ser feito por diversas técnicas de soldagem, como soldagem a arco com gás metálico (GMAW), a soldagem a gás oxiacetileno (OAW), soldagem a gás inerte de tungstênio (TIG), soldagem a arco submerso (SAW) e soldagem a arco de metal blindado (SMAW). Entre eles, as diferenças mais importantes estão na eficiência de soldagem e nas taxas de diluição da placa de solda (Wu and Tien Wu, 1997). Apesar de existirem vários tipos de processos de soldagem para revestimento duro, a soldagem a arco a gás é um método mais adequado devido à sua maior taxa de deposição e confiabilidade (Chandel et al., 1997).

Algumas normas pertinentes ao processo de revestimento utilizando Inconel 625 apresentam condições mínimas como:

Segunda NACE MR075 (2003) a microdureza máxima juntas soldadas com Inconel 625 submetidas a ambientes agressivos deverá ser de 250 HV.

A especificação 6A do Instituto Americano de Petróleo apresenta que durante a deposição por soldagem do revestimento resistente à corrosão é necessário depositar uma camada mínima de 3 mm de metal de adição de maneira que na sua superfície do cordão seja mínimo os sinais de diluição.

De acordo com a API 2004 o revestimento deve ser tal que se possa garantir a composição química do metal depositado sem nenhuma ou pouca alteração na sua composição química em sua superfície, de modo a garantir a resistência à corrosão do substrato.

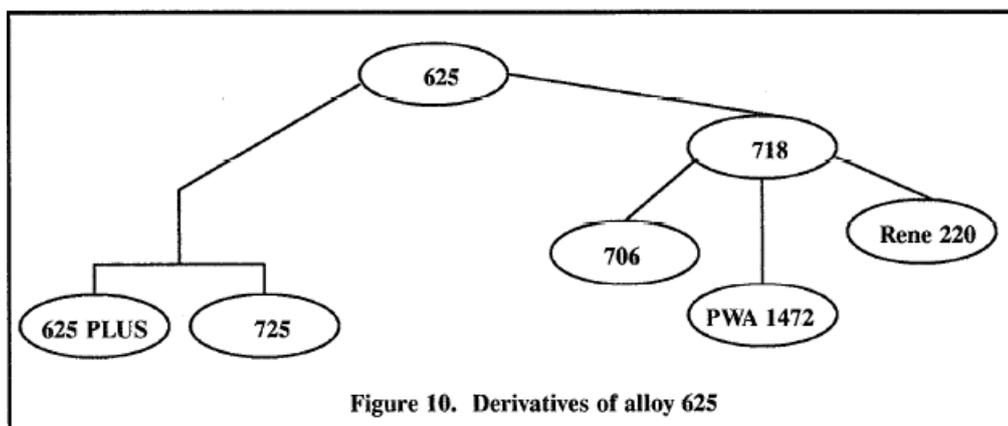
Já a norma N1707 da Petrobras apresenta que é recomendável para revestimentos resistentes a corrosão espessura de reforço mínima de 3. A norma ISO 10423 estabelece como condição ótima de diluição química de ferro no revestimento de Inconel 625 o percentual menor que 5%.

2.2. A Liga Inconel 625

Segundo Eiselstein & Tillack (1991) na década de 1950 foi iniciado o desenvolvimento da liga Inconel 625 (UNS N06625) para atender a demanda de tubulações de alta resistência para aplicação em linhas de vapor. Contudo, a liga foi vendida comercialmente pela primeira vez em 1962. Desde o seu surgimento foram desenvolvidas inúmeras variações da liga, Figura 1, sendo elas mais fortes e resistentes a corrosão em aplicações com ambientes cada vez mais agressivos. A variação da liga mais bem-sucedido foi a liga Inconel 718. A sua modificação promoveu o desenvolvimento da liga 706, uma liga endurecível por envelhecimento, com aplicação na fabricação de turbina devido a sua alta resistência a tensão por ruptura dúctil. As composições de todas as ligas advindas das modificações do Inconel 625 estão listadas na Tabela 1. Com relação ao Inconel 625 altos níveis de Cr e Mo fornecem boa resistência à corrosão, enquanto Fe e Nb fornecem mais reforço de solução sólida. As adições de Al e Ti são principalmente para fins de refino e são mantidos baixos teores comparados a 718 para melhorar a soldabilidade. Contudo, com precipitados de Nb, Ti e Al o endurecimento por fase γ'' pode ser obtido na Liga 625.

O comportamento de solidificação da Liga 625 pode modificar as composições da liga e deve ser investigado, pois, impacta diretamente nas propriedades dos fundidos e soldagens, e produtos forjados (Eiselstein & Tillack, 1991).

Figura 1. Ligas derivadas da Liga Inconel 625



Fonte: Eiselstein & Tillack (1991).

Tabela 1. Composição típica das ligas derivadas do Inconel 625.

Liga	Ni	Cr	Mo	Nb	Al	Ti	C	Si	Fe	Outros
625	61,0	21,5	9,0	3,6	0,20	0,20	0,06	0,25	2,5	-
625/LCF	61,0	21,5	9,0	3,6	0,20	0,20	0,03M	0,15M	2,5	N0,02M
718	52,5	19,0	3,0	5,1	0,50	0,90	0,04	0,18	18,5	B0,002
706	41,50	16,0	-	2,9	0,20	1,75	0,30	0,18	40,0	-
625 PLUS	61,0	21,0	8,0	3,4	0,20	1,30	0,01	0,12	2,5	-
725	57,0	21,0	8,0	3,5	0,25	1,50	0,01	0,15	9,0	-
Rene 220	52,5	19,0	3,3	5,1	0,50	1,0	0,04	<0,10	Bal	B0,005 Co 12,0
PWA 1472	58,0	12,0	3,0	6,0	0,60	2,0	0,04	0,15M	18,0	B.0,002

M= máximo

Fonte: Eiselstein & Tillack (1991).

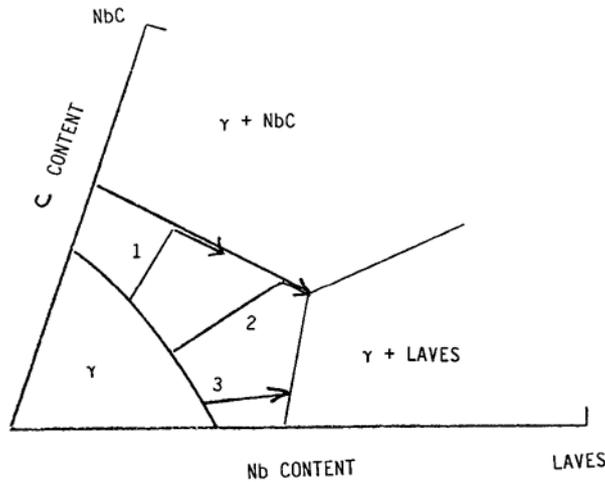
2.3. Comportamento da Solidificação da Liga Inconel

A Liga 718 é uma variação da liga 625, assim para melhor entendimento do comportamento da solidificação os extensos trabalhos feitos com a 718 podem ser utilizados para ajudar a descrever as características gerais observadas na Liga 625 (Floreen et al. 1994). Em ambas as ligas, durante a solidificação ocorre o enriquecimento do líquido interdendrítico por nióbio e por consequência a formação da fase Laves rica em Nb e/ou carbonetos de Nb durante os estágios finais da solidificação.

A Figura 2 é um pseudo diagrama de equilíbrio ternário da Liga 718 que representa a relação de C/Nb e os caminhos de solidificação e as microestruturas resultantes (Radhakrishnan e Thompson, 1991). Três caminhos podem ser seguidos: em altas proporções de C/Nb leva a formação de $\gamma + \text{NbC}$; em intermediárias proporções

de C/Nb leva a formação inicial de $\gamma + \text{NbC}$ seguido pela formação de fase de Laves no final da solidificação; em baixas proporções de C/Nb leva a formação de $\gamma + \text{Laves}$.

Figura 2. Pseudo diagrama de equilíbrio ternário Liga 718



Fonte: Radhakrishman e Thompson (1991)

Cieslak et al. (1988) apresenta que não apenas os caminhos de solidificação e a relação C/Nb que afetam a microestrutura. Em estudos realizados com a liga Inconel 625 constatou-se que a taxa de solidificação e outras variações químicas da liga também afetam a microestrutura. Segundo Jones et al. (1989) o teor de ferro também afeta a estrutura de solidificação, onde em estudos com a liga 718 notou-se que reduzindo o teor de Fe houve a redução da quantidade da Fase Laves. Raymond (1989) apresenta que reduzindo os teores de Fe e Si na soldagem da liga 625 é favorável a melhoria da ductilidade em soldagens pois minimiza a formação de fase Laves.

Cieslak (1991) em seus estudos constatou que diminuir a faixa de solidificação pode minimizar a tendência a formação de trincas durante a soldagem a arco. Reduzindo o intervalo de solidificação reduz a quantidade de segregação que ocorreria durante a solidificação, com isso melhorasse o trabalho a quente da liga. Assim, têm-se a redução dos teores de C, Fe e Nb que previne a formação de fase NbC ou Laves, e também na redução do segregação desses elementos durante a solidificação.

A formação da fase Laves e/ou partículas NbC desempenha um papel importante na solidificação da Liga 625. Não há benefícios óbvios para a presença de qualquer uma dessas fases na microestrutura final, e sim efeitos claramente prejudiciais se encontrada em excesso ou localizações com altas concentrações.

2.4. Transformações de Fases

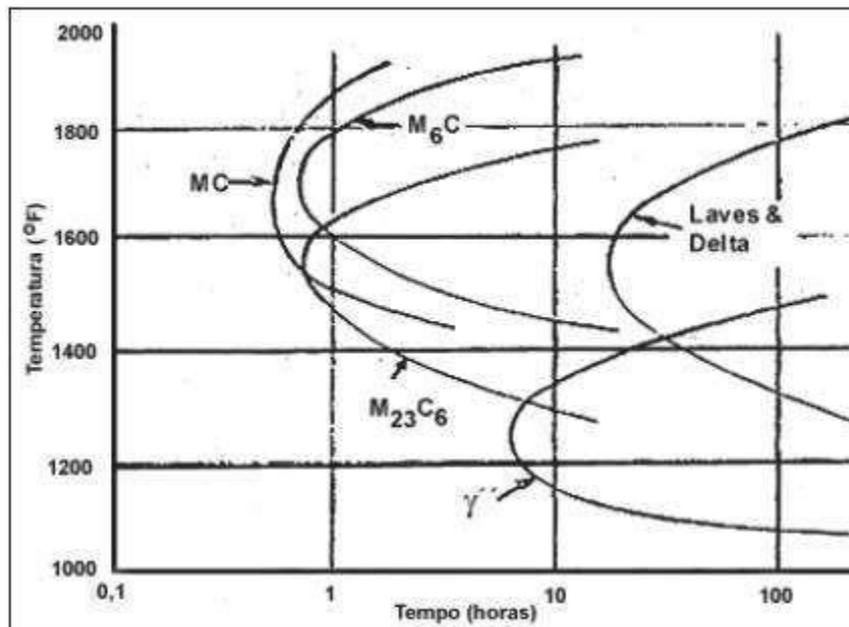
As ligas Inconel possuem grande estabilidade microestrutural, já que a matriz cúbica de faces centradas (CFC) é muito estável e apresenta grande solubilidade para diversos elementos de liga. A adição dos elementos provoca aumento da resistência mecânica por solução sólida e da fluência das superligas. Estas inclusões também acarretam na precipitação de segundas fases como intermetálicos e carbeto (REED, 2006).

A adição de elementos de liga em quantidade elevada proporciona uma grande variedade de microestruturas que podem se formar nas ligas de níquel, desde sua matriz gama (γ) característica até microestruturas complexas formadas por diferentes fases precipitadas. Dentre essas fases, a γ' e a γ'' são precipitadas intencionalmente para aumentar a resistência mecânica. Fases secundárias, cuja formação, em geral, não é desejada podem surgir pela decomposição das fases γ' e γ'' ou pela variação localizada de composição química (segregação). As principais fases secundárias formadas nas ligas de níquel são as fases δ , fases η , fases TCP (topologically closedpacked) – σ , μ , P, Laves -, carbonetos, nitretos e boretos (REED, 2006).

Tanto a fase γ' quanto a γ'' se precipitam no intervalo de temperatura entre 600 e 900°C, uniformemente distribuídas em pequenas partículas. Diferentes combinações de tempo e temperatura de envelhecimento resultam em valores distintos de dureza, devido a diferentes frações volumétricas e tamanhos de precipitados das fases γ' e γ'' . As relativas estabilidades, frações volumétricas e a sequência de precipitação das fases γ' e γ'' são governadas pelas concentrações de alumínio, titânio e nióbio da liga (REED, 2006)

O diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) da liga Inconel 625A está apresentado na Figura 3, o qual mostra a previsão de fases que podem se formar em altas temperaturas.

Figura 3. Diagrama TTT da superliga Inconel 625 em altas temperaturas.



(Floreen, 1994).

A fase γ tem estrutura cristalina CFC austenítica e forma uma matriz contínua, onde as outras fases irão residir. Ela não é magnética e geralmente contém altos teores de elementos em solução sólida como cobalto, ferro, cromo, molibdênio e tungstênio. Todas as ligas de níquel possuem essa fase como matriz (Reed, 2006).

A fase γ' precipita-se coerentemente com a matriz γ , devido aos parâmetros de rede serem parecidos, o que justifica essa fase ser o principal agente endurecedor das ligas Fe-Cr-Ni e ligas à base de Ni. São necessárias quantidades de alumínio e titânio para a precipitação desta fase de estrutura cristalina CFC, cuja fórmula é $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$. Outros elementos como nióbio, tântalo e cromo também estabilizam esta fase. Esta fase promove resistência em altas temperaturas e resistência à fluência.

Sabe-se que a variação na morfologia depende do desarranjo entre o precipitado e a matriz (γ/γ'). Quando esta desorientação é inferior a 0,2%, a partícula é esférica; quando este cresce para valores entre 0,5 a 1%, ela se apresenta na forma de cubos e para valores superiores a 1,25%, ela precipita na forma de placas semicoerentes (Stoloff, 2005).

Normalmente, nas ligas Fe-Cr-Ni e em algumas ligas à base de Ni mais antigas, como Nimonic 80a e Waspaloy, elas se encontram na forma esférica; enquanto que nas ligas de níquel desenvolvidas mais recentemente, elas apresentam-se na forma cuboidal.

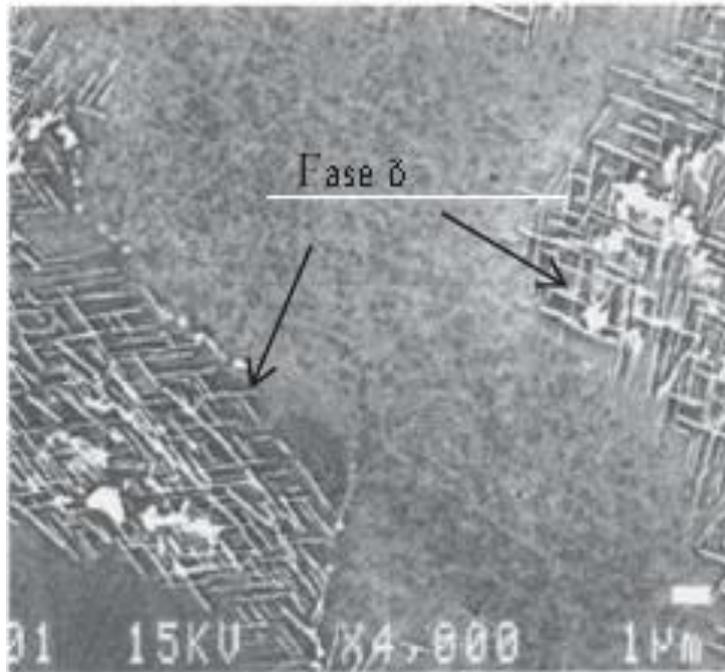
Alguns trabalhos têm mostrado que o teor de Mo e a razão Al/Ti podem modificar a morfologia da fase γ' (Donachie, 2002).

Esta fase se precipita de forma coerente com a matriz em ligas Ni-Fe contendo Nb, como Inconel 718 e Inconel 706, com estrutura cristalina TCC e fórmula Ni_3Nb (Stoloff, 2005). O efeito como agente endurecedor desta fase está justificado na deformação causada pela pequena diferença entre as os arranjos das fases na interface entre elas.

Frequentemente, a fase γ'' se precipita junto com a fase γ' nas ligas Inconel 718, sendo que a principal fase endurecedora neste caso é a fase γ'' e está em quantidade muito maior (Voort et al., 2004). Devido à instabilidade da fase γ'' , a liga Inconel 718 está restrita a aplicações em temperaturas inferiores a 700°C. Acima desta temperatura, a exposição prolongada produz perda de resistência devido ao crescimento rápido de γ'' , solubilização de γ'' e γ' e formação de uma fase ortorrômbica estável de Ni_3Nb , que tem forma acicular em placas (Voort et al., 2004).

A fase δ formada a partir da instabilidade da fase γ'' , também com fórmula Ni_3Nb , mas com estrutura cristalina ortorrômbica. Geralmente esta instabilidade é causada pela falta de Fe ou quando a liga é submetida à faixa de tempos e temperaturas mostradas no diagrama TTT d da Figura 3. Esta fase é incoerente com a matriz e não confere resistência mecânica elevada à liga quando presente em grandes quantidades. Entretanto, pequenas quantidades da fase δ podem ser utilizadas para refinar e controlar o tamanho de grão, resultando em melhores propriedades de tração, resistência à fadiga, deformação em fluência (Stoloff, 2005). Foi observado numa liga Inconel 718 superenvelhecida um formato acicular da fase δ quando formada entre 815 e 980°C. Ela se forma através de reação celular para baixas temperaturas de envelhecimento e por precipitação intergranular para altas temperaturas de envelhecimento (Voort et al., 2004). A microestrutura da fase δ $Ni_3(Nb,Mo,Cr,Fe,Ti)$ pode ser observada na Figura 4.

Figura 4. Micrografia da liga Inconel 625 tratada termicamente a 850 durante 8h mostrando a presença da fase δ . MEV.



(Cortial, Corrieu e Vernot- Loier, 1994).

Em superligas ricas em Cr, Mo, Ti, Ta e Hf, carbonetos e boretos podem se formar na presença de C e B. Eles podem aparecer em diversas morfologias e são, geralmente, encontrados nas regiões interdendríticas ou nos contornos de grãos. O principal efeito da presença dos carbonetos e boretos é fixar os contornos de grãos e evitar o escorregamento dos mesmos em altas temperaturas, aumentando, desta forma, as propriedades mecânicas.

Os carbonetos mais comuns nas superligas de níquel são: MC, $M_{23}C_6$ e M_6C . O carboneto do tipo $M_{23}C_6$ forma-se rapidamente quando o teor de Cr presente na liga é moderado ou elevado. Estes se formam quando a liga é submetida a tratamentos térmicos em baixas temperaturas ou em serviço com temperaturas entre 760 e 980°C, a partir da degeneração do carboneto do tipo MC e através dos carbonos residuais solúveis na matriz (Stoloff, 2005). A sua formação através do carboneto do tipo MC está associada a reações do tipo: $MC + \gamma = M_{23}C_6 + \gamma'$ (Reed, 2006).

Normalmente, o elemento M na fórmula é o Cr, porém outros elementos metálicos podem substituí-lo como: Ni, Co, Fe, Mo e W. Quando W ou Mo estão presentes, a composição do $M_{23}C_6$ é $Cr_{21}(W,Mo)_2C_6$, sendo que o Ni também pode ser o

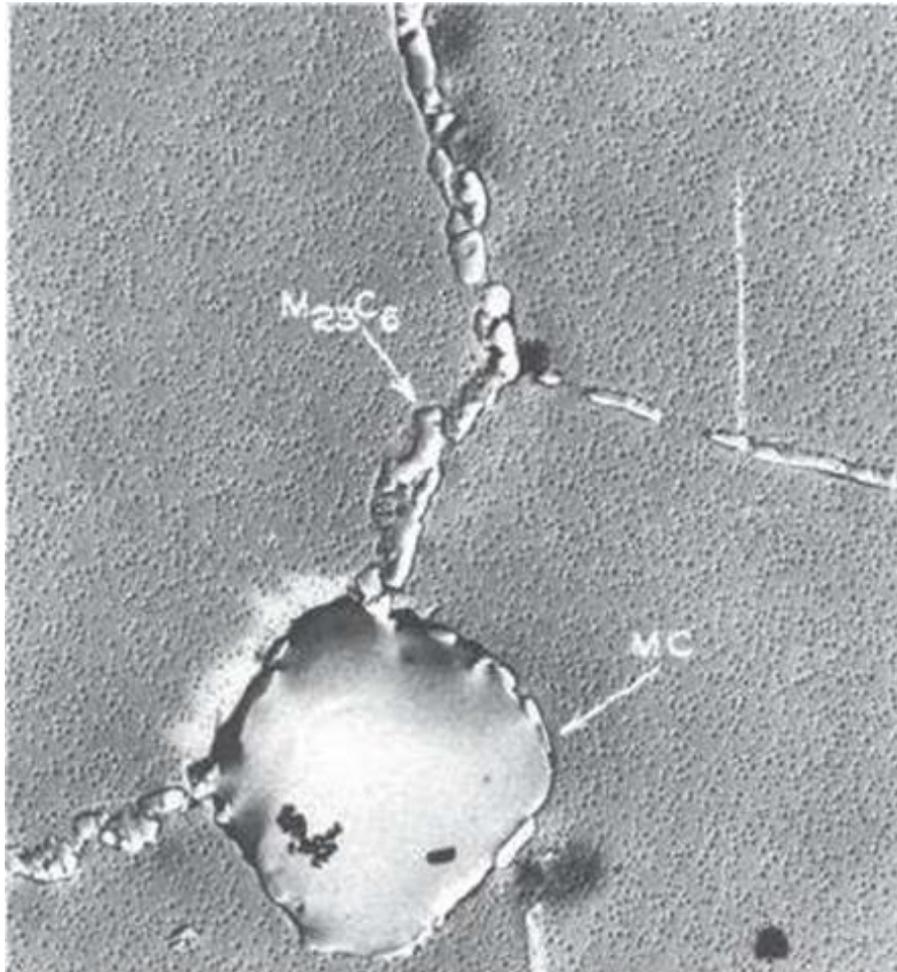
metal substituto no carboneto. Também é possível que pequenas quantidades de Fe e Co possam substituir o Cr.

A presença deste carboneto na forma de partículas dispersas eleva a tensão de ruptura da liga através da inibição de deslizamentos dos contornos de grãos. Eventualmente, entretanto, falhas podem se iniciar tanto pela fratura da partícula quanto pela decoesão na interface carboneto/matriz (Stoloff, 2005).

O carboneto do tipo MC, com estrutura cristalina CFC, geralmente se forma nas ligas durante o resfriamento. Nestas ligas, o mais comum é o carboneto de titânio, porém outros carbonetos também podem se formar. Eles ficam espalhados heterogeneamente pela liga em posições tanto inter quanto transgranulares, e, com frequência, interdendriticamente. Eles são a maior fonte de carbono para a formação das fases posteriores durante tratamentos térmicos ou em serviço. Estes carbonetos estão entre os mais estáveis tipos de compostos, sendo que a ordem de preferência para a formação deles (estabilidade decrescente) é: HfC, TaC, NbC, TiC.

O carboneto do tipo M_6C se forma quando os teores de Mo e/ou W são superiores a 6 – 8 %at. Eles têm estrutura cristalina cúbica complexa e aparecem em faixas de temperatura entre 815 e 980°C. Fórmulas típicas para este carboneto são: $(Ni,Co)_3Mo_3C$ e $(Ni,Co)_2W_4C$, embora já tenham sido descobertas outras composições para algumas ligas. Eles tipicamente se formam quando Mo e W atuam substituindo o Cr em outros carbonetos. O carboneto do tipo M_6C é mais estável do que o $M_{23}C_6$ e mais importante comercialmente como precipitado nos contornos de grãos para controlar o tamanho do grão de ligas trabalhadas (Stoloff, 2005).

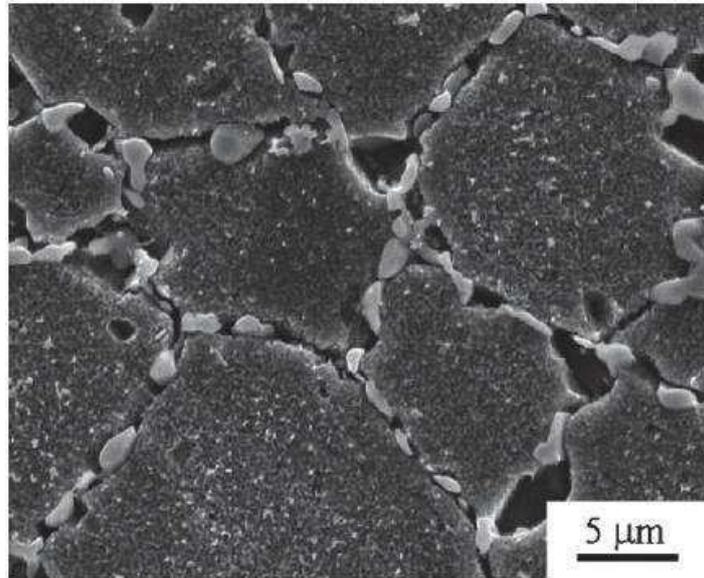
Figura 5. Micrografia mostrando a presença dos carbonetos MC e M₂₃C₆ em uma liga de níquel tratada termicamente.



(Voort, 2004)

Segundo Reed (2006), elevados teores de elementos de liga como: Cr, Mo, W e Re podem promover a precipitação de fases intermetálicas ricas nestes elementos. Estas fases podem se formar durante tratamento térmico ou em serviço. As mais importantes nas ligas de níquel são: σ e μ . Elas são compostas de camadas finas topologicamente compactas de átomos paralelas aos planos $\{111\}$ da matriz γ . De forma prejudicial, elas podem aparecer como placas ou agulhas longas, muitas vezes nucleiam de carbonetos presentes nos contornos de grão. Outro efeito prejudicial é o empobrecimento de elementos como Cr, Mo e W da matriz, diminuindo o endurecimento por solução sólida. A fórmula para σ é $(\text{Fe, Mo})_x(\text{Ni CO})_y$, em que x e y podem variar de 1 a 7. Ela é tetragonal, dura, frágil e geralmente se precipita a partir da ferrita; sendo que também pode se precipitar diretamente da austenita, na faixa de temperatura entre 650 e 870°C. Uma micrografia mostrando a fase σ precipitada nos contornos de grãos da matriz está ilustrada na Figura 5 (Voort, 2004).

Figura 6. Micrografia de uma superliga de níquel mostrando a precipitação extensiva da fase TCP o nos contornos de grãos da fase γ após tratamento térmico de 5000 h a 750°C.



(Reed, 2006)

A fase μ é uma fase TCP romboédrica intermetálica com estrutura $(\text{Fe,Co})_7(\text{W,Mo})_6$, sendo que o Ni pode substituir parte do Fe ou Co. Geralmente é observada em ligas com teores altos de Mo e W. Ela se forma de forma grosseira e irregularmente na forma de plaquetas de Widmanstätten (Voort, 2004).

A fase Laves tem estrutura cristalina hexagonal e fórmula $(\text{Fe,Cr,Mn,Si})_2(\text{Mo,Ti,Nb})$, sendo que os mais comuns são Fe_2Ti , Fe_2Nb e Fe_2Mo . São observados como partículas grosseiras que geralmente precipitam-se intergranularmente, porém precipitação intragranular também pode ocorrer. Na liga Inconel 718, adições de Nb e Si promovem a precipitação desta fase. Uma quantidade excessiva da fase Laves pode prejudicar a ductilidade em baixa temperatura (Voort, 2004). A microsegregação de elementos ainda existe durante a rápida solidificação e resfriamento da poça de fusão. Na região interdendrítica forma-se então um eutético $\gamma +$ fase secundária. Dentre as fases que podem ser formar na região interdendrítica da liga Inconel 625 no estado soldado, a fase Laves é quebradiça e dura (Tabernero et al. 2011).

Vários pesquisadores estudaram a formação de fase Laves e o seu efeito nas propriedades mecânicas da superliga por meio de métodos experimentais ou de cálculo.

Sui et al. (2017) em seus estudos constataram que havia um elevado quantitativo de fases Laves duras e quebradiças na zona de deposição, onde as fases causaram a formação de trincas microscópicas, que podem causar fratura dúctil quando a estrutura está sob carregamento. Ming et al. (2015) citaram em seus estudos que na zona de deposição de peças reparadas a laser uma grande quantidade de fase Laves quebradiça precipitou na região interdendrítica por causa da agregação de Nb, resultando na diminuição das propriedades mecânicas.

Taberero et al. (2011) constataram em seus estudos sobre Inconel 718 fabricado por manufatura aditiva por laser que trincas se formavam facilmente na área de deposição. As trincas formadas foram ocasionadas pela Fase Laves, as propriedades mecânicas da zona depositada a laser só podiam atingir 75% do metal forjado. Eles concluíram que a existência da fase Laves é prejudicial e deve ser eliminada para garantir as excelentes propriedades mecânicas do material.

Os autores Zhang et al. (2013) e Xu & Tian (2014) com a intenção de eliminar a fase Laves submeteram a superliga a tratamento de dissolução em alta temperatura (até 1150°C) para homogeneizar suficientemente os elementos de liga segregados em todo o material, como Nb, Mo.

Chen et al. (2007) constataram que a microsegregação dos elementos de liga foi eliminada no Inconel 718 após tratamento de homogeneização em alta temperatura (1140°C, 1160°C e 1180°C). As propriedades mecânicas do material foram melhoradas por meio da redução da fração de volume da fase Laves.

Lin et al. (2015) e Zhao et al. (2009) estudaram a microestrutura e as propriedades mecânicas da superliga Inconel 718 depositada por energia direta após tratamento térmico de homogeneização a alta temperatura (1100°C). Os processos de envelhecimento em duplo estágio com tratamento dissolução a alta temperatura tornaram a microestrutura mais homogênea. A microestrutura mudou de dendrítica colunar para equiaxial, houve a redução da segregação dos elementos Nb e Mo e a fase Laves foi completamente eliminada.

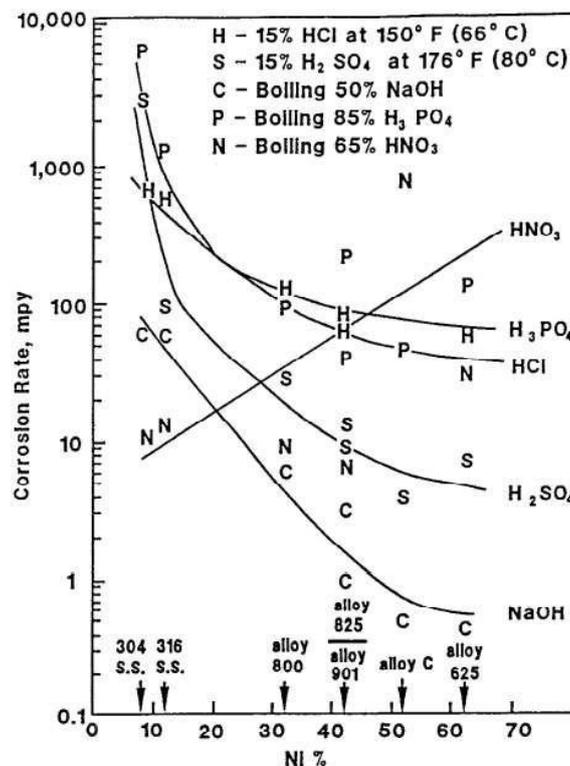
2.5. Características Microestruturais a Liga

De acordo com Eiselstein e Tilack (1991) a resistência a corrosão do Inconel 625 é conferida pela combinação dos seus elementos de liga. O níquel contribui para

resistência a muitos meios corrosivos, particularmente em meios redutores, soluções salinas neutras e alcalinas, e é particularmente útil na prevenção de corrosão sob tensão. O cromo, por outro lado, oferece pouca resistência e meios não oxidantes como ácido clorídrico, mas tem excelente resistência a soluções oxidantes como ácidos nítricos. O molibdênio, além de contribuir em termos de resistência mecânica, também é de suma importância para a resistência a corrosão em meios redutores e por pites.

As primeiras evidências de existência corrosão por pite vieram de testes no Laboratório de Corrosão Francis L. Lá Que em Wrightsville Beach, Carolina do Norte. A maioria dos dados de corrosão foram desenvolvidos a partir de cupons de teste de comparação de vários ligas expostas a diferentes ambientes. A Figura 1 mostra como a temperatura crítica para pitting aumenta à medida que o teor de cromo e molibdênio aumenta. (Asphahan et al.,1986). A Figura 7 ilustra como níveis crescentes de níquel reduzem as taxas de corrosão em vários ácidos, exceto ácido nítrico (Stephens et al., 1967)..

Figura 7. Níveis de níquel x taxas de corrosão em vários ácidos, exceto ácido nítrico



Fonte:Stephens et al., (1967)

Segundo Filho et. al (2018) constataram a formação em amostras revestidas com Inconel 625 de uma tribocamada que se comporta como uma fase antidesgaste. Em

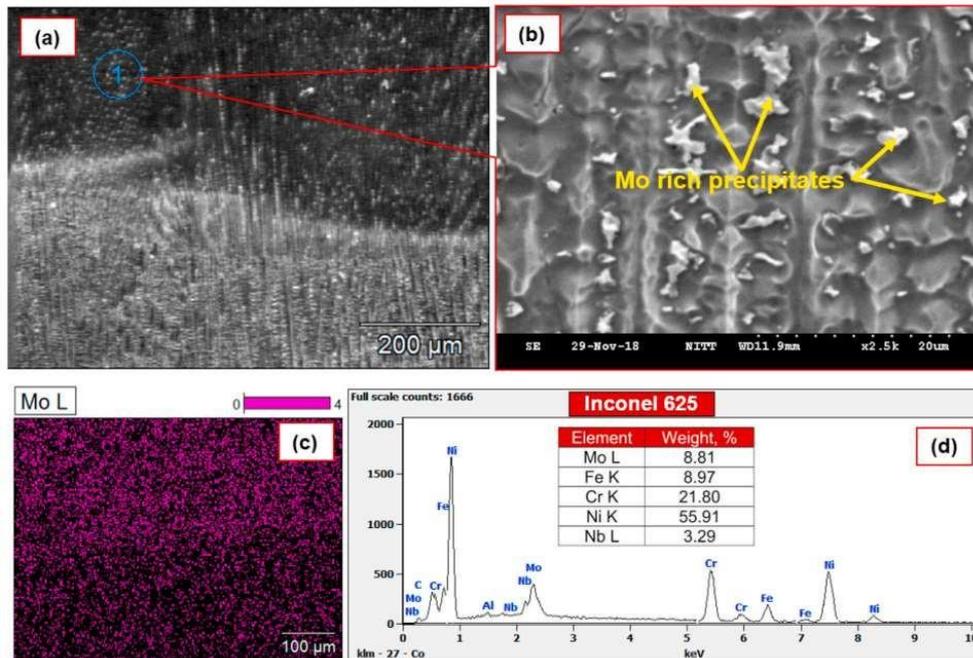
estudos de Chen et al. (2020) também foi detectada uma fase antidesgaste onde a resistência da superfície foi advinda da presença de óxidos na superfície revestida, CrO₃. Nos estudos de Filho et al. (2018) em imagens capturadas por MEV, a camada antidesgaste foi identificada como marca mais escura, onde se referem à presença de elementos leves, tais como óxidos ou carbonatos que protegem a superfície durante o processo de desgaste por deslizamento.

Nos estudos de Chen et al. (2016) e Chen et al. (2020) indicou-se que os materiais com maior dureza resultaram em maior resistência ao desgaste quando o óxido duro encontra-se presente no revestimento.

Autores como Souza et al. (2020) em análise por meio de EDS em superfícies revestidas com Inconel 625 também verificaram a existência de pontos e áreas com tonalidade mais clara característicos da presença de elementos de maior peso atômico como Nb e Mo distribuídos entre as dendritas. Em estudos realizados por de solidificação dendrítica. Ainda segundo este autor as dendritas são compostas por γ (Ni-Cr) rodeadas por uma fase interdendrítica rica em Nb-Mo e carbeto do tipo MC (M: Nb ou Mo) e Cr₂₃C₆ que proporcionaram o aumento da resistência ao desgaste após o revestimento de superfícies pelo processo a laser.

Durante estudos com superfícies AISI 316L revestidas com Inconel 625 por GMAW, Kumar e Shanmugam (2020) apresentaram que a microestrutura da superfície revestida consiste principalmente de dendritos colunares, dendritos equiaxiais e unidirecionais e dendritos que foram solidificados aleatoriamente. Por meio de micrografias MEV e mapeamento elementar das amostras, os autores detectaram a presença de precipitados nas regiões interdendríticas na sobreposição. Os gráficos de DRX também revelaram a fase austenítica predominantemente na face dura e região de interface, além de um leve aumento da fase ferrita na região de interface, Figura 8. Os valores de microdureza, os autores encontraram uma tendência de aumento da região do substrato para a região de sobreposição devido à presença de ligas elementos como Ni, Mo e Nb na região interdendrítica.

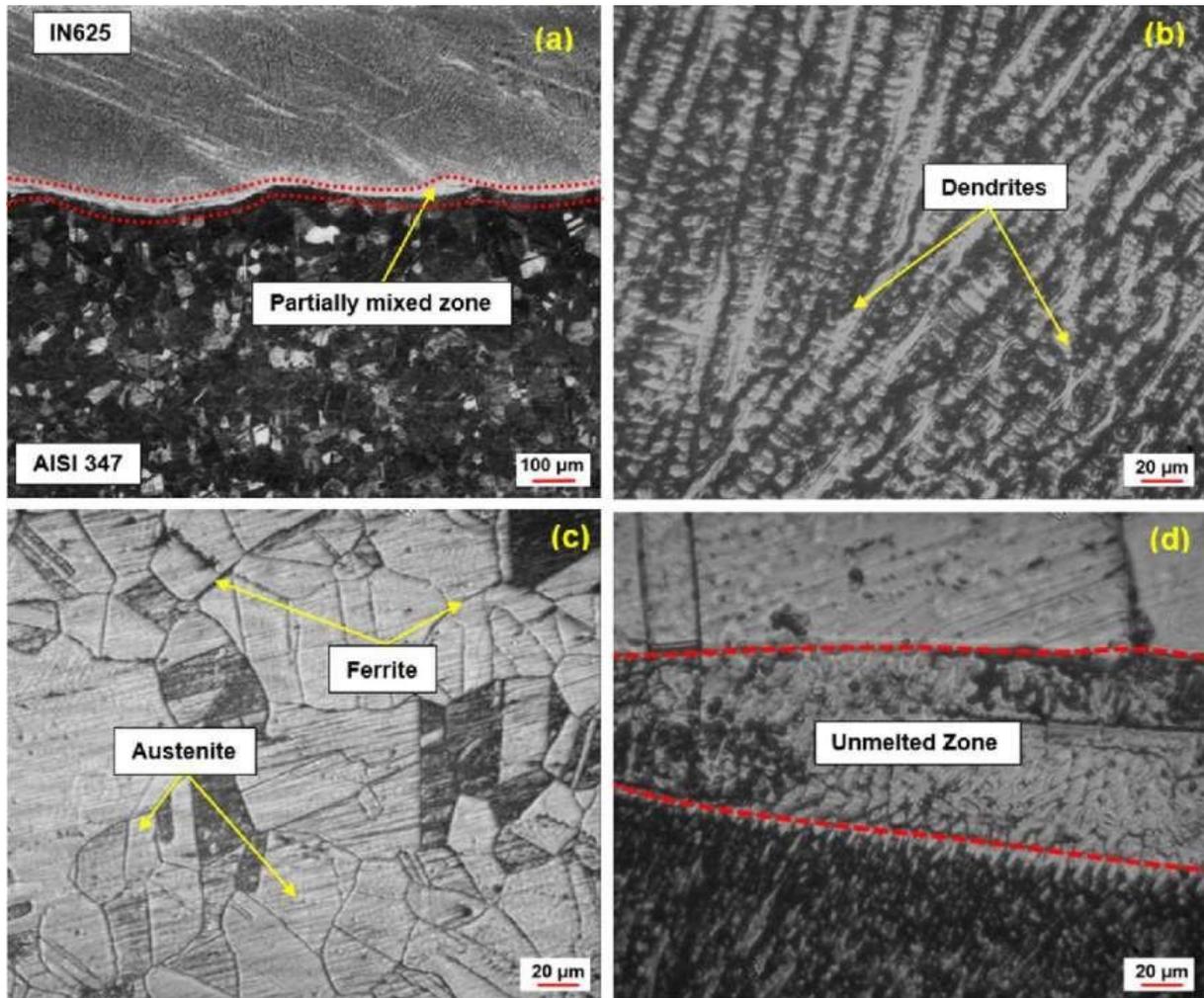
Figura 8.a) micrografia MEV da superfície revestida , b) região de precipitado rica em Mo, c) imagem MEV mostrando a dissolução elementar de Mo e d) espectros EDS de INCONEL 625 na superfície revestida.



Fonte: Kumar e Shanmugam (2020)

Nos trabalhos de Kajkumar et al. (2019) as superfícies de aço AISI 347 revestidas com Inconel 625 por GMAW, as micrografias, Figura 9, mostraram uma microestrutura de solda sobreposta composta principalmente de dendritos colunares e espaçamento de dendritos comportamento e estrutura de grãos variando de acordo com os parâmetros de processamento. A micrografia também mostra fase rica em Nb e Mo nas áreas interdendríticas na camada de revestimento. Kajkumar et al. (2019) nos testes de dureza verificou uma queda acentuada em toda a interface da amostra revestida e a superfície rica em fases $Ni\ \gamma$ (Ni, Fe), Ni, $M_{23}C_6$, Ni_3B e precipitados de Ni_3Si .

Figura 9. Microestrutura da superfície revestida com Inconel 625 em vários locais. A) camada de face revestida com Inconel 625 + substrato, b) camada de face revestida, c) substrato AISI 347.

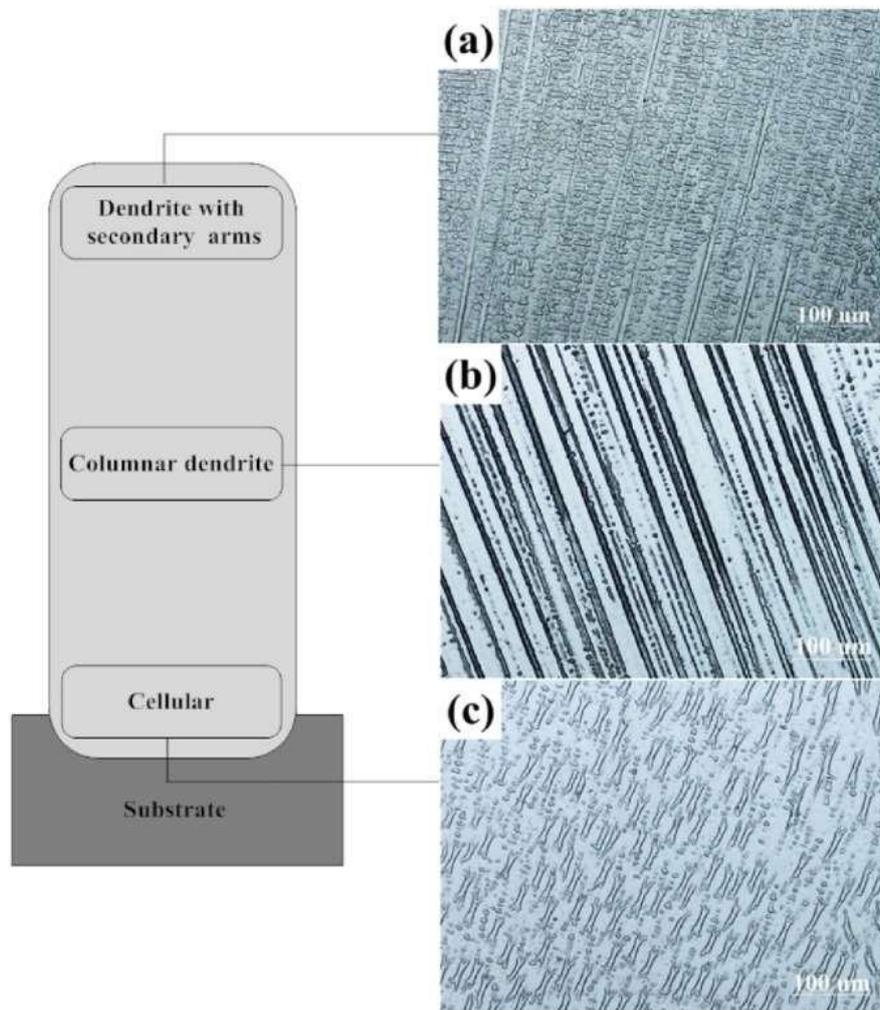


Fonte: Kajkumar et al. (2019)

Em estudos de Yangfan et al. (2019) detectaram que a microestrutura das amostras revestidas de aço Q235 revestidas com Inconel 625 por CMT consistia em finas estruturas celulares primárias enquanto as camadas distantes da interface a estrutura principal tornou-se dendrito colunar com o clássico braços dendríticos secundários e a última camada tendiam a formar uma estrutura equiaxial. Nos trabalhos de Evangeline e Sathiya (2019) microestrutura das superfícies de aço inoxidável 316L revestidas com Inconel 625 por CMT, também consistia principalmente de dendritos colunares e celulares com dendritos secundários. espaçamento do braço, Figura 10. Com relação a dureza, evidenciaram que o revestimento e a superfície revestida possui maior dureza do que o substrato devido ao enriquecimento dos elementos Mo, Cr, Nb e C.

Onde a dureza máxima foi atribuída pelos autores a formação de dendritos equiaxiais devido às maiores quantidades de Nb.

Figura 10. Microestrutura revestida com inconel 625 predominantemente de dendritos colunares e celulares com dendritos secundários. espaçamento do braço.



Fonte: Evangeline e Sathiya (2019)

2.6. Efeito do Gás de Proteção

A soldagem de revestimento do Inconel 625, ou cladding, sobre aços de baixo carbono, apresenta uma série de problemas conhecidos no que diz respeito à metalurgia. Segundo Kejelin (2007) a ocorrência de zonas parcialmente diluídas com durezas superiores a 400 HV localizadas no metal de solda junto à linha de fusão podem gerar a fragilização e eventual falha do componente em operação. Além dos problemas metalúrgicos, a soldagem do Inconel impõe alguns desafios quando associada ao processo MIG/MAG, principalmente no tocante à molhabilidade. Devido ao elevado

preço do metal de adição, nos procedimentos de revestimento são empregados processos capazes de produzir soldas de qualidade em detrimento de produtividade, como os processos TIG e Plasma (BAIXO, 2011). Baixo também relata ainda que a soldagem pelo processo MIG/MAG com atmosferas com baixo teor de CO₂, resulta em cordões de solda com reforço alto e baixa molhabilidade. Kejelin (2007) aponta como alternativa para melhorar a molhabilidade na soldagem MIG/MAG do Inconel o uso de misturas de argônio e hidrogênio.

Baixo e Dutra (2009) analisaram os efeitos do gás de proteção (Ar, Ar/CO₂, Ar/O₂ e Ar/He/O₂) com metal de adição Inconel 625 para produzir revestimento sobre chapa de aço carbono ABNT 1020. Observaram que a atmosfera composta por Argônio puro apresenta boa molhabilidade. A adição de 25% de Oxigênio ao Argônio torna a mistura eficaz no aumento da molhabilidade dos depósitos, mas resulta em transferência metálica mais instável. A utilização de atmosferas de proteção com 20% Hélio produziram depósitos de baixa molhabilidade. Os melhores resultados foram obtidos com adições de 25% de CO₂.

Silva et al. (2014) ao comparar a influência dos gases de proteção na formação de defeitos na soldagem de revestimento de Inconel 625, percebeu que o uso da mistura de Ar+He foi benéfica ao processo, pois o gás de proteção confere mais calor ao arco, proporcionando maior quantidade de metal fundido, mas também um metal líquido mais quente e mais fluido, resultando em melhor acabamento superficial do revestimento.

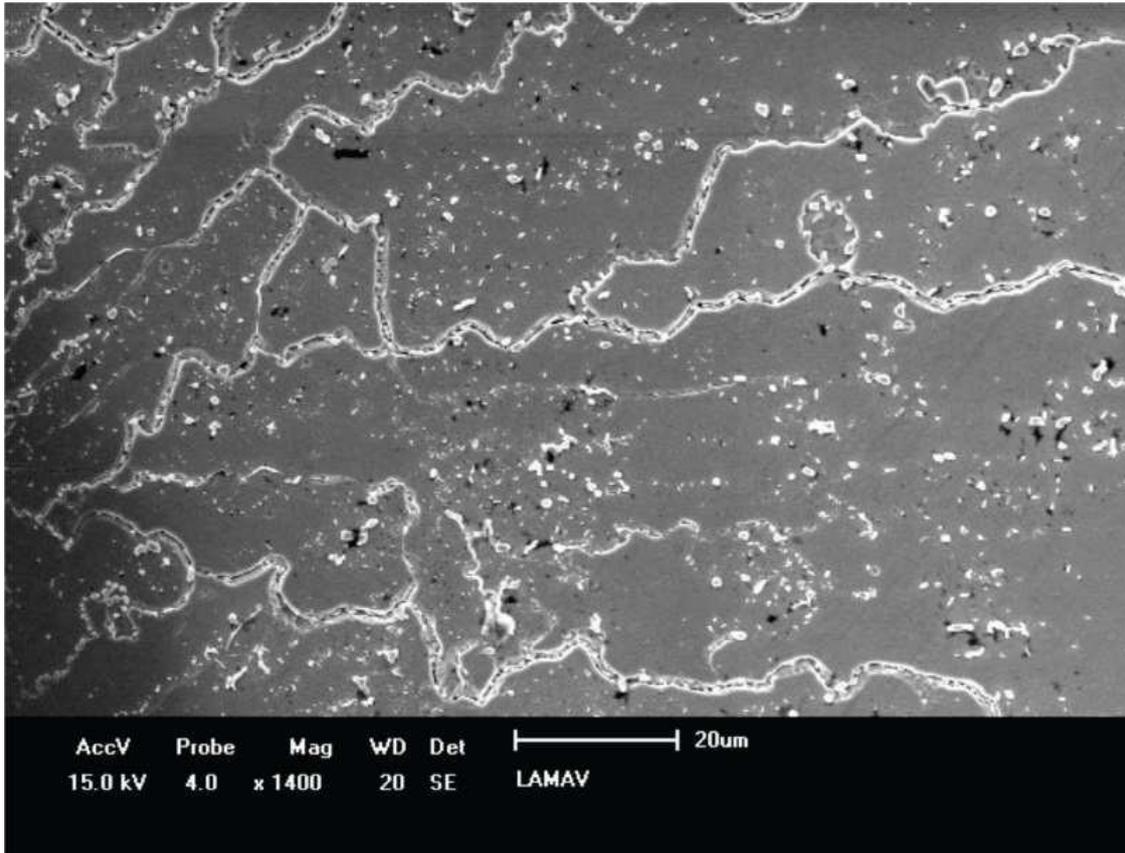
Tavares (2016) estudou a influência do aumento de CO₂ na mistura do gás de proteção e percebeu que a presença de CO₂ na mistura reduz a ocorrência de defeitos da soldagem e altera a geometria do cordão, reduzindo o reforço e aumentando a largura, mas concorre em aumento da diluição do metal de base no metal de adição e reduz a dureza do revestimento. Além disto, a presença de altos níveis de CO₂ torna a soldagem fora de norma para resistência à corrosão de acordo com a ISO 10423, que estabelece como condição excelente para revestimentos de Inconel 625, no máximo 5% de Ferro diluído em peso no material de revestimento. Somente a soldagem com Ar puro resultou em menor diluição em peso do Ferro do substrato para o Inconel, em teor de 1,68% para a 2ª camada. Para o revestimento com camada única, situação deste trabalho, o Ar puro também apresentou o melhor resultado, 10,80% contra 26,71% para a mistura com 8%CO₂ e 30,60% para a mistura com 25%CO₂. O uso de CO₂ na mistura gerou ainda precipitados maiores que resultaram em queda da dureza do revestimento.

2.7. Tratamentos Térmicos

As aplicações das ligas metálicas são selecionadas com base nas suas propriedades mecânicas, resistência a corrosão, resistência ao calor, propriedades elétricas e magnéticas etc. Todas as características citadas dependem da microestrutura e estão diretamente relacionadas com a sua composição química e condições de fabricação. Assim, existe a necessidade de controle da microestrutura do material para a correta seleção e aplicação dos materiais metálicos (CHIAVERINI,2008). Para isso técnicas de revestimento de superfícies combinado com tratamentos térmicos superfícies vêm sendo utilizadas

Em estudos de SOARES et al. (2017) os autores submeteram uma superfície de aço revestida com Inconel 625 pelo processo TIG hot wire automatizado ao tratamento térmico de normalização 1100°C por 60 minutos, e resfriamento ao ar, e solubilização a 1030°C com aquecimento por indução eletromagnética por 30 segundos e resfriamento em água, obtiveram resultados onde o tratamento térmico de normalização não alterou a ZPD (zona parcialmente diluída) sob o ponto de vista microestrutural e a dureza média encontrada foi de 370 HV e a região de transição composta por microestrutura martensítica. Os autores observaram a mudança da morfologia da superfície após a normalização de dentrítica para estrutura granular. Na análise EDS observaram picos de Ni, Cr e Mo com valores parecidos com a composição química do Inconel 625 evidenciando que a microestrutura do revestimento é a fase austenita. A Figura 11 foi evidenciada pelos autores uma elevada concentração de Nb, Ni e C, onde os precipitados da região, em sua maioria, são carbeto ricos em Nb.

Figura 11. A) Precipitados formados nas camadas de revestimento após tratamento térmico de normalização. MEV. Aumento: 1400X B) Análise EDS.



Fonte: Soares et al. (2017)

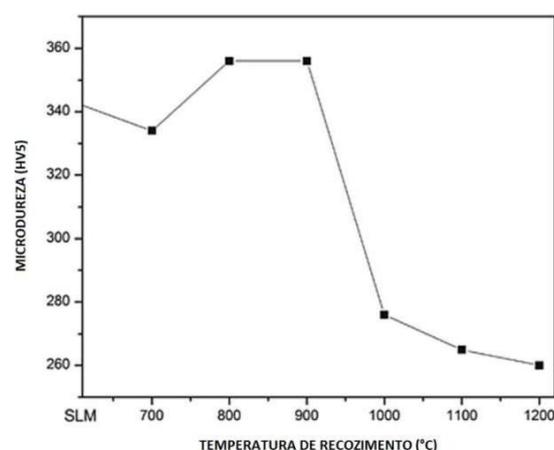
Após a solubilização os autores observaram que a microestrutura foi mantida dendrítica assim como a encontrada na condição como soldado, alternando entre celular, colunar e equiaxial em todas as camadas. Os autores apresentam também uma comparação entre as durezas obtidas onde verificou-se uma diferença de 7% do tratamento térmico de solubilização com o de normalização. Por meio da análise EDS foi observado a presença de picos de Nb em grandes concentrações e a presença de Ni, Cr e Fe em menores proporções. A fase Laves tem como fórmula química mais comuns Ti, Nb e Mo (VORT et al., 2004). Esta composição química, com altos teores de Nb e Fe, como encontrada pelos autores, associada à morfologia do precipitado, leva a supor que os precipitados se tratem de fase Laves.

Em estudos de PEREIRA et al. (2017) realizou-se o revestimento multicamada de substrato de aço inoxidável 304L por deposição de camadas de Inconel 625 por meio de processo CMT (Cold Metal Transfer) onde analisou-se as amostras de sobreposição

de cordões e na condição após tratamento térmico de homogeneização. O tratamento térmico de homogeneização foi aplicado em uma das paredes e foi conduzido em forno mufla na temperatura de 1000 °C por um período de 8 horas. Na sequência, o forno foi desligado e a amostra permaneceu no interior até a temperatura ambiente. A partir dos resultados os autores identificaram que após tratamento térmico ocorre uma maior variação da dureza na seção transversal da camada, que exhibe picos com um espaçamento cíclico. Em consequência, ocorre um aumento da dureza média em relação à condição como depositada de 226 HV para 256 HV após tratamento térmico. Assim eles verificaram que a variação de dureza medida na seção transversal de uma camada pode estar associada à formação de fases de maior dureza como carbonetos e delta. Por meio da análise por EDS os autores observaram a presença de Nb, Mo e C o que caracteriza a formação da fase de Laves, carbeto e da fase δ (delta) durante o tratamento térmico. A presença da fase delta, não é desejada, pois resulta na redução da tenacidade e ductilidade do material.

Shuai Li et al (2015) realizaram estudos com o objetivo de avaliar a evolução da microestrutura da liga Inconel 625, que passou por um processo de fusão seletiva a laser em algumas regiões. Foram realizados nas amostras tratamentos térmicos a 700°C, 800°C, 900°C, 1000°C e 1100°C durante uma hora, seguido por resfriamento ao ar livre sem agitações. Os resultados de seus estudos podem ser observados na Figura 12.

Figura 12. Resultados dos ensaios de dureza Vickers para diversos tipos de Tratamento Térmico.

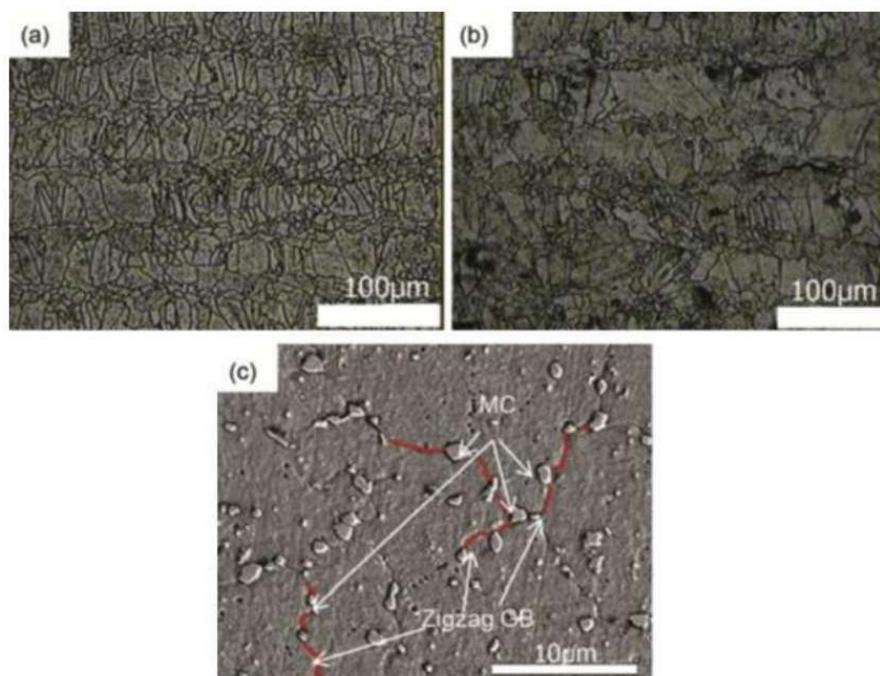


Fonte: Shuai Li et al (2015)

Como apresentado na Figura 13 a amostra em seu estado de entrega (bruta de fusão) apresenta uma dureza relativamente alta se comparado a amostras desta liga de Níquel que passaram por processos de forjamento (304HV). Isto se dá pelo fato do rápido resfriamento no qual a amostra é submetida (aproximadamente 380°C/s), sendo assim, elementos endurecedores como Molibdênio e Nióbio se precipitam na matriz de Níquel. Estes elementos induzem a uma grande formação de discordâncias nas regiões precipitadas, justificando a alta dureza. A 700°C, a dureza cai ligeiramente devido ao alívio de tensões residuais, presentes no material no estado bruto de fusão induzidos pelo processo de solidificação. A 800°C e 900°C, a dureza aumenta devido a precipitação da fase Ni₃Nb que possui uma estrutura cristalina ortorrômbica, incompatível com a matriz de Ni. Ao elevar a temperatura de tratamento para 1000°C, esta fase se dissolve na matriz, reduzindo as tensões internas (diminuição da densidade de discordâncias) e assim reduzindo a dureza (Shuai Li et al.,2015).

Em resultados dos estudos dos mesmos autores têm-se a Figura 13- a, onde a amostra foi submetida a um tratamento térmico de 1000°C, evidenciando uma tendência de orientação nos grãos formados. Isto pode ser causado pela orientação na extração de calor após o processo de fusão da liga.

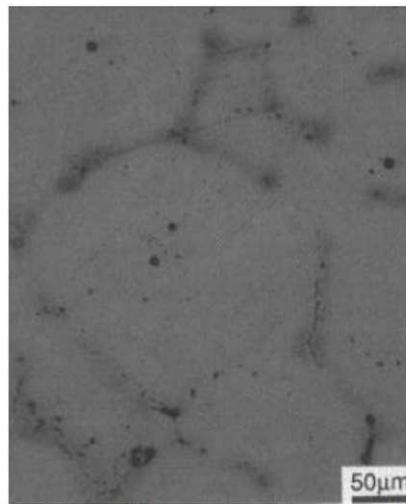
Figura 13. - c (amostra tratada à 1000°C) evidencia os carbonetos do tipo MC, de Nb e Mo, precipitados nos contornos de grão, aumentando a resistência mecânica do material. A amostra da Figura 8 - b foi tratada a 1150°C, sendo notório o crescimento de grão, e por



Fonte: Shuai Li et al. (2015).

Valencia et al. (1994) realizou um estudo verificando o efeito dos tratamentos térmicos a altas temperaturas, em variados tempos, identificando as modificações microestruturais na amostra de Inconel 625. A Figura 14 apresenta a amostra que foi submetida a um tratamento térmico a 1298°C durante uma hora. Como resultado obtido, verificou-se um crescimento excessivo e irregular de grão. Este fato, juntamente com a precipitação da fase Laves nos contornos de grãos, causou uma grande redução na resistência mecânica da amostra (VALENCIA et al., 1994).

Figura 14.. Microestrutura de Enconel 625 submetida a tratamento térmico de 1298°C



Fonte: VALENCIA et al. (1994)

2.8. Desgaste

De acordo com Norma Internacional ASTM G40/2017 apresenta definições sobre terminologias relacionadas a desgaste e erosão, algumas podem ser observadas abaixo:

- a) Desgaste por abrasão: é um desgaste devido às partículas ou protuberâncias forçadas contra uma superfície e se movimentando ao longo dela.
- b) Desgaste por adesão: ocorre devido à ligação localizada entre o contato de duas superfícies sólidas, levando à transferência de material entre as duas superfícies ou perda de material qualquer das superfícies.

c) Desgaste por corrosão: é o desgaste no qual a reação química ou eletroquímica com o meio em que se encontra a superfície é significativa.

d) Desgaste por fadiga da superfície: é o desgaste de uma superfície sólida causada por fratura decorrente de fadiga do material.

e) Desgaste por erosão, em tribologia, é a perda progressiva de material de uma superfície sólida devido ao mecanismo de interação entre essa superfície e um fluido, podendo ser multicomponente ou líquido ou partículas sólidas incidindo sobre a superfície.

f) Desgaste por impacto: é o desgaste devido a colisões entre dois corpos sólidos onde algum dos corpos em movimentação é perpendicular ao plano tangencial do outro corpo.

g) Desgaste Catastrófico: ocorre rapidamente ou acelera os danos à superfície, a deterioração ou a mudança de forma causada pelo desgaste a um grau tal que a vida útil de uma peça é consideravelmente reduzida ou sua função é destruída.

h) Desgaste por cavitação é a formação e subsequente colapso, dentro de um líquido, de cavidades ou bolhas que contêm vapor ou uma mistura de vapor e gás.

i) Desgaste por rolamento é devido à movimentação relativa entre dois corpos sólidos não conformados, cujas velocidades superficiais na localização de contato nominal são idênticas em magnitude, direção e sentido.

2.9. Mecanismos de Desgaste por Corrosão

Segundo Burwell (1957) , em seu trabalho cita adesão, abrasão, corrosão e fadiga de superfície como mecanismos de desgaste. O mecanismo de desgaste por corrosão, como o próprio nome indica, ocorre quando um ambiente corrosivo produz um produto de reação em uma ou ambas as superfícies de atrito e este produto de reação é removido pelo atrito. Para ambientes comuns, como ao ar em temperatura ambiente, onde há umidade e outros vapores industriais, o desgaste corrosivo ocorre principalmente para superfícies metálicas. Óxidos e hidróxidos dos metais são formados pela exposição a esta umidade e vapores, no entanto, esses compostos são relativamente pouco aderentes à superfície metálica, sendo removido pelo mais leve atrito. Assim,

têm-se que a ocorrência de desgaste corrosivo requer a presença de corrosão e atrito, elementos essenciais do processo de desgaste corrosivo. Considerando a natureza do ambiente, por exemplo, no ar seco à temperatura ambiente e particularmente a temperaturas elevadas, o produto de corrosão do metal será o óxido. No ar úmido, será um hidrato desse óxido ou um hidróxido. No caso de alguns metais, no entanto, pode ser o carbonato resultante do CO₂ normal contido na atmosfera. Em ambientes industriais, fumos e gases podem produzir os compostos metálicos químicos correspondentes, por exemplo, cloretos ou oxicloretos são muito comuns. Superfícies próximas à costa marítima, o cloreto ou o oxicloreto devem ser levados em consideração. No entanto, embora os ambientes ao ar sejam os mais comuns, os ambientes líquidos também podem ser encontrados. Os mais usuais são aquosos e aqui novamente os materiais dissolvidos, embora presentes em quantidades extremamente pequenas, geralmente determinam o tipo de composto de película formado.

Chen et al. (2011) em seu estudo analisou o comportamento de desgaste e corrosão da superfície de uma liga de Inconel 625 deslizando contra um aço inoxidável 316 em água destilada e água salina marítima artificial. E como resultados ele identificou que, os coeficientes de atrito são mais elevados em água destilada em comparação com a água marítima artificial. No entanto, o desgaste foi sempre maior na água do mar que a da água destilada, para ambas superfícies. A corrosão da água do mar artificial acelerou o desgaste, como já era de se esperar, pois o desgaste nesse ambiente foi induzido principalmente pela abrasão mecânica e o efeito entre corrosão e desgaste. Efeito esse responsável pela perda de 86% do desgaste. Contudo, os pesquisadores concluíram que a liga de Inconel 625 tem uma taxa máxima de corrosão em 3% de água do mar.

Várias ligas foram classificadas de acordo com sua resistência à corrosão em ambientes marinhos, os resultados estão presentes na Figura 15. Classificação de ligas de níquel em aplicações especiais (em ambientes marinhos). Figura 15 (Beavers et al. (1986)). A liga 625 está entre as melhores classificadas para ambientes marinhos devido ao seu elevado teor de cromo e molibdênio. A Figura 16 apresenta uma relação entre série galvânica e nobreza em água do mar das ligas de níquel, onde a liga 625 é muito nobre comparada a outras ligas. Assim, a liga 625 geralmente se comportará como um cátodo quando em contato com outros materiais na água do mar (Lennox et al., 1982). A resistência à corrosão-fadiga da água do mar versus resistência à tração final para a liga

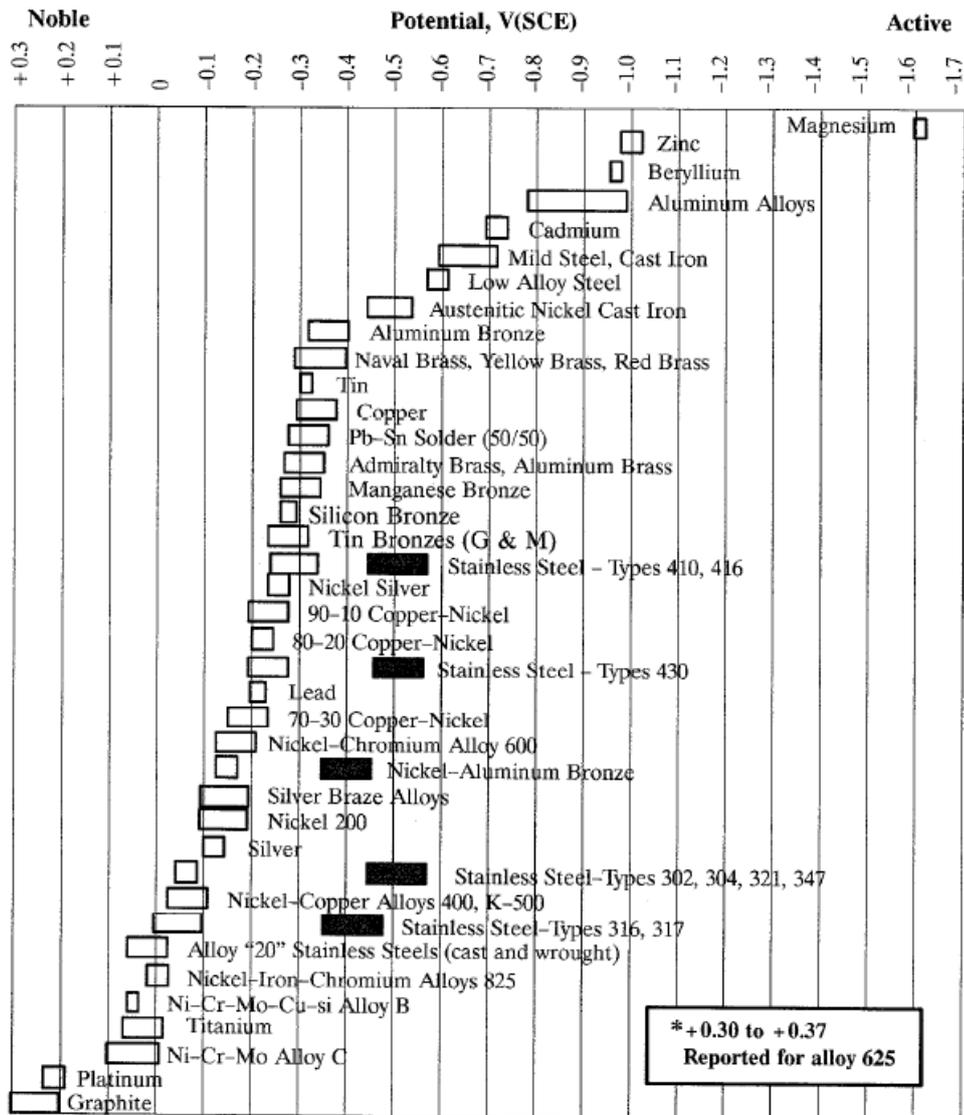
625 e várias ligas está representada na Figura 17 . A liga 625 mostra boa resistência à fadiga por corrosão na água do mar (Sedriks, 1982)

Figura 15. Classificação de ligas de níquel em aplicações especiais (em ambientes marinhos).

Alloy	Remarks
Class I: Most Resistant	
C	Complete resistant except at welds
C-276	Low carbon (< .02 C) can be welded
625	Approaches alloy C in total resistance
MP35N®	Excellent, so far, in preliminary experiments
Chlorimet®-3	Cast alloy; excellent for pumps, etc.
Rene 41®	Good-to-excellent resistance to pitting
X	Good-to-excellent resistance to pitting
Class II: Very Resistant	
F G Inium® R 700 718	Usually satisfactory; molybdenum content provides resistance to pitting.
Class III: Resistant, Some Pitting	
600 X-750 800 825 400 K-500	May be some pitting at sites where sea water is stagnant.

Fonte:Beavers et. al (1986)

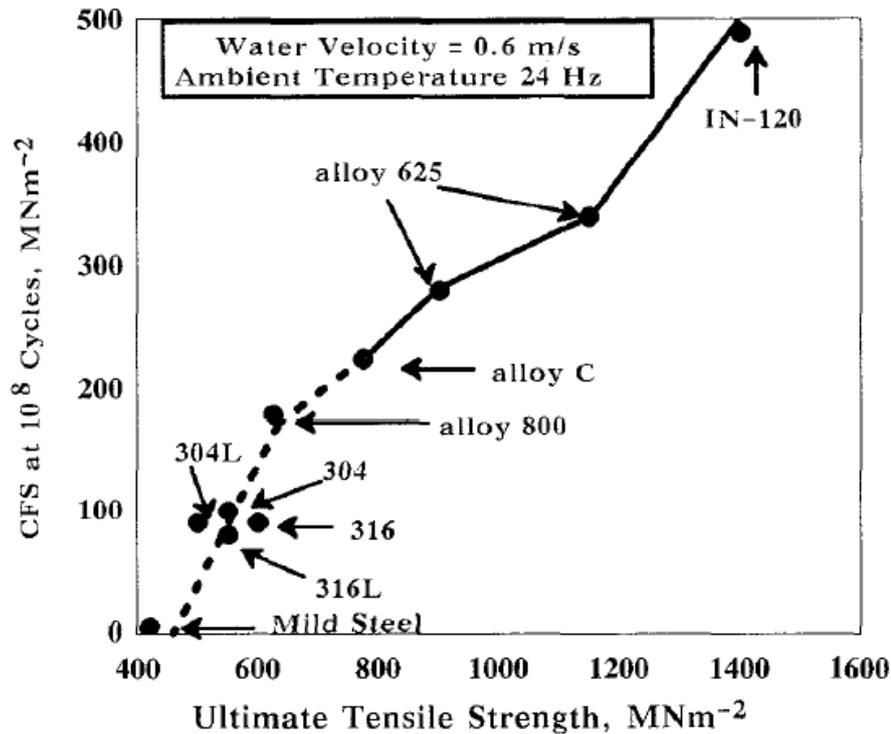
Figura 16. Série galvânica em água do mar



Alloys are listed in the order of the potential they exhibit in flowing sea water. Certain alloys indicated by the symbol: ■ in low-velocity or poorly aerated water, and at shielded areas, may become active and exhibit a potential near - 0.5 volts.

Fonte: Lennox et. al (1982)

Figura 17. Variação da resistência a fadiga/corrosão de várias ligas de níquel em água do mar.



Fonte: Sedriks (1982)

2.10. Desgaste por Deslizamento

De acordo com Hutchings (1992), quando duas superfícies em contato deslizam uma sobre a outra, em pelo menos uma delas é observado o fenômeno de desgaste. O desgaste é associado à perda de massa devido aos fragmentos gerados pelas asperezas em contato. A severidade do desgaste é caracterizada principalmente pelo tamanho das partículas formadas durante o processo (debris). Partículas usualmente entre 0,01µm e 1µm e predominantemente destacadas da camada superficial de óxido são características de desgaste moderado, enquanto que partículas metálicas bem maiores (entre 20µm e 200µm) representam o desgaste severo. Durante o desgaste por deslizamento, diversos fenômenos ocorrem simultaneamente dependendo de três fatores principais: tensões mecânicas, temperatura e oxidação. Esses fatores estão interligados e podem ser influenciados tanto pela carga quanto pela velocidade de deslizamento. Ele apresenta também como principais parâmetros que influenciam no desgaste: a distância e a

velocidade de deslizamento, a duração do teste, a pressão de contato entre as superfícies e as dimensões dos corpos utilizados. A velocidade afeta a taxa de dissipação de energia por fricção e, conseqüentemente, a temperatura na interface. Outros fatores devem também ser considerados e monitorados, como a temperatura do sistema, a lubrificação, a composição atmosférica, o acabamento superficial do corpo e a orientação do dispositivo.

Rigney (1997) também apresenta como fator importante a dureza superficial dos corpos em contato, pois, no desgaste por deslizamento, a transferência e mistura dos materiais envolvidos modifica sua dureza durante o processo. A dureza do material resultante pode variar ao longo da superfície em função da heterogeneidade da mistura, do tamanho de grão, da composição e proporção entre as fases. Partículas de desgaste geradas são diferentes se a dureza da mistura se torna maior ou menor que a do material original.

Segundo KUMAR e SWARNAMANI (1997, p.4), a combinação dos materiais em contato, os parâmetros de ensaio (carga e velocidade) e as características do sistema de ensaio (frequência natural, inércia das fixações e componentes) influenciam nas vibrações induzidas pela força de atrito. Logo, o monitoramento das vibrações poderia detectar mudanças nas superfícies em contato.

3. MATERIAIS E MÉTODOS

3.1. Revestimento da Superfície

Foram utilizadas chapas de aço-carbono ASTM A-36 com 10 mm de espessura como material de base a sua composição química é apresentada na Tabela 2. Como metal de adição foi utilizado o arame ER NiCrMo-3 (Inconel 625) de diâmetro 1,2 mm, sua composição química é apresentada na Tabela 3. A Tabela 4 apresenta as propriedades mecânicas do arame maciço, ER NiCrMo-3, utilizado como metal de adição nos estudos de Soeiro Júnior (2017).

Tabela 2. Composição química ASTM A-36- % de peso.

Ni	Cr	Mn	Si	Al	Fe	C
0,02	0,02	0,67	0,09	0,03	Balanço	0,23

Fonte: Tavares (2016)

Tabela 3. Composição química da liga de Inconel 625.

C	Mn	Si	P	S	Cr	Nb+Ta
0,10 max	0,50 max	0,50 mas	0,015 max	0,015 max	20,0 min	3,15 min
					23,0 max	4,15 max
Co	Mo	Fe	Al	Ti	Ni	
1,0 max	8,0 min	5,0 max	0,40 max	0,40 max	58,0 min	
	10,0 max				balanço	

Fonte: ASTM B444 (2006)

Tabela 4. Propriedades mecânicas do arame maciço utilizado como metal de adição no revestimento por soldagem.

Temperatura (°C)	20	-196
Limite de escoamento (MPa)	430	-
Limite de resistência (MPa)	670	-
Alongamento (%)	42	-
Dureza Vickers (HV10)	220	-
Energia absorvida do ensaio Charpy V (J)	150	70

Fonte: Soeiro Júnior (2017)

Foram utilizadas duas composições de gás de proteção diferentes, cuja razão para escolha foi analisar a influência do hélio e do CO₂ composição química, microdureza do revestimento e resistência ao desgaste. As composições foram: Ar+25%He e Ar+25%CO₂. A seleção da composição da mistura de gás foi feita a partir dos estudos de Leonel (2018) onde em seu trabalho analisou-se a influência do gás de proteção na composição química e microdureza da zona fundida e da zona parcialmente diluída de revestimentos de Inconel 625 no curso de Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Goiás. Em seu estudo foi identificado que as

misturas supracitadas são as que promovem a melhor microestrutura para os revestimentos com Inconel 625 pelo processo MIG/MAG.

Antes de iniciar o processo de revestimento por soldagem realizou-se a remoção de impurezas e a camada de óxido superficial da chapa de aço carbono, para isso utilizou-se uma lixadeira de disco abrasivo.

O método utilizado para revestimento da superfície da chapa foi o processo O processo de soldagem ao arco elétrico com atmosfera de proteção gasosa (MIG/MAG). Os equipamentos utilizados foram fonte Digiplus A7 e tocha fixada ao braço robótico Yaskawa® HP20, Figura 18. Os parâmetros de soldagem utilizados estão expostos na Tabela 5. E para realização do revestimento utilizou-se uma técnica de recobrimento com sobreposição de 50% do cordão anterior para a confecção de cada camada, conforme Figura 19.

Tabela 5. Parâmetros de Soldagem utilizados no processo de revestimento de superfície.

Tensão de soldagem	25 V
Velocidade de alimentação	10 m / min
Velocidade de soldagem	25 cm/ min
Distância do bico de contato – peça	17 mm
Temperatura de interpasse	Sem parada
Vazão do gás de proteção	16 l/min
Gases de proteção	Ar + 25% de CO ₂ Ar + 25% de He
Camadas	2

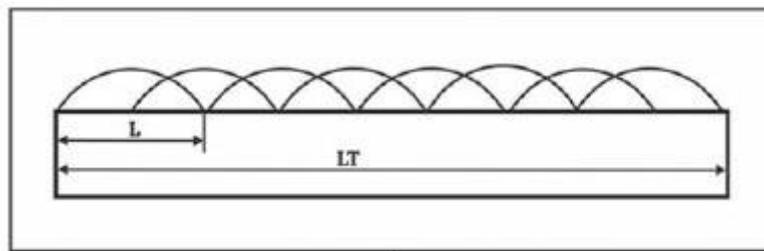
Fonte: autores.

Figura 18. Braço robótico YAKAWA HP20 com tocha fixada



Fonte: autores.

Figura 19. Esquema de um revestimento com largura LT produzido por um cordão de solda de largura L , considerando uma sobreposição de 50% ($L/2$).



Fonte: Pessoa et al. (2011)

3.2. Preparação das Amostras

Após o revestimento da superfície da chapa de aço, realizou-se o corte das chapas revestidas. Posteriormente, as amostras foram submetidas ao processo de usinagem para remoção de impurezas e do material do substrato. Isso foi necessário devido às dimensões de alguns equipamentos que foram utilizados para analisá-las. Após adequar as dimensões as amostras foram retificadas.

Desse modo segue abaixo os equipamentos e processos utilizados:

- a) CF III Fortel®: utilizada para o corte da chapa após o revestimento.

- b)** Fresa: utilizada para retirar impurezas da superfície revestida e adequar as suas dimensões de acordo com os equipamentos utilizados para análise.
- c)** Retificadora Atlas MAQ RPA 800: utilizada para retificar as superfícies das amostras revestidas.

Tabela 6 . Dimensões e quantidades das amostras.

Amostra	Quantidade	Dimensões		
		Altura	Largura	Comprimento
A	4	9 mm	25 mm	35 mm
B	8	9 mm	10 mm	15 mm

Fonte: autores.

As dimensões apresentadas na Tabela 6 foram projetadas em função do tipo de ensaio realizado. O tipo de amostra A foi dimensionada de acordo com o equipamento utilizado para realizar o ensaio de desgaste, enquanto o tipo B foi dimensionado de acordo com os demais ensaios de forma que pudesse ser utilizada em todos os equipamentos.

Para melhor entendimento foi utilizado apenas iniciais para referenciar as amostras por tipo, como:

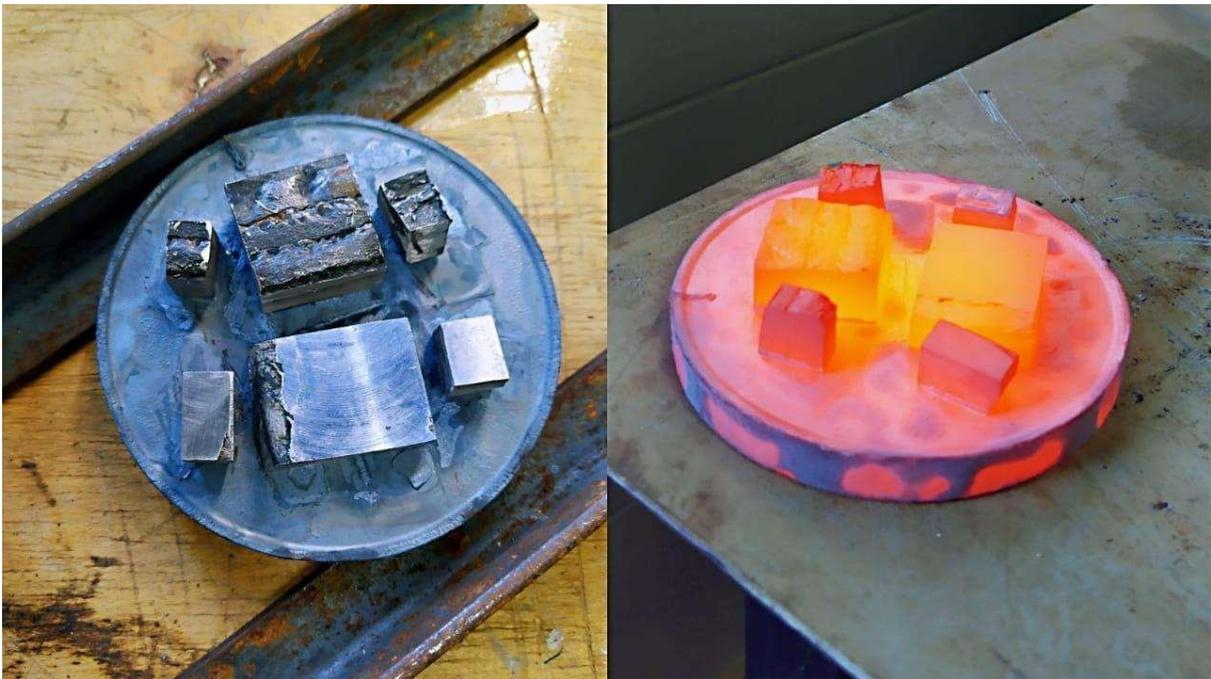
- a)** HE: amostra revestida com Inconel 625 com mistura de gás de proteção Ar + 25% de He
- b)** CO2: amostra revestida com Inconel 625 com mistura de gás de proteção Ar + 25% de CO2
- c)** HET : amostra revestida com Inconel 625 com mistura de gás de proteção Ar + 25% de He submetida a tratamento térmico
- d)** CO2T: amostra revestida com Inconel 625 com mistura de gás de proteção Ar + 25% de CO2 submetida a tratamento térmico.

3.2. Tratamento Térmico

O tratamento térmico foi realizado a uma temperatura de 1000°C durante uma hora, seguido por resfriamento ao ar livre sem agitações. A intenção de tal tratamento é a reduzir tensões internas (diminuição da densidade de discordâncias) e por consequência reduzindo a dureza, conforme sugerido por Shuai Li et al (2015).

Foi utilizado o forno da marca JUNG, modelo 3810, com paredes refratárias e resistências elétricas em sua lateral. Realizou-se o aquecimento do forno e iniciou-se o tratamento após 30 minutos que a temperatura de 1000°C foi atingida. As amostras antes e logo após o tratamento térmico são mostradas na Figura 20.

Figura 20. Amostras antes e logo após submetidas ao tratamento térmico.



Fonte: autores.

3.3. Preparação Metalográfica

As amostras do tipo B passaram pelo processo de preparação metalográfica seguindo os passos a seguir:

- a) Após serem retificadas e tratadas termicamente realizou-se o embutimento das amostras com resina semicondutora no Centro Tecnológico para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti).
- b) Após o embutimento iniciou-se o processo de polimento com lixa de água nas granulometrias 600, 800, 1200 e 2000 utilizando-se máquina politriz PL02E.

- c) Atingindo o acabamento superficial desejado poliu-se as amostras com pasta de diamante.

Para observação das microestruturas, as amostras passaram por ataque eletrolítico utilizando-se ácido crômico 10%. Foram utilizados como parâmetros do ataque eletrolítico: tensão de 4 V, corrente de 0,18 A e tempo de 40 s.

3.4. Ensaio de Dureza

As amostras foram submetidas ao ensaio de dureza Vickers obedecendo a norma ANSI/NACE MR0175/ISO 15156-2 no durômetro Mitutoyo HV-10, sendo utilizada uma carga de 10 kgf com 10 medições em cada tipo de amostra.

3.5. Ensaio de Desgaste

Os ensaios de desgaste foram realizados no Laboratório de Tribologia e Materiais da Universidade Federal de Uberlândia - UFU. O Tribômetro utilizado foi o Universal Plint®(modelo TE 67 Plint and Partners LDT).O tribômetro possui uma placa de aquisição, que é ligada a um microcomputador com o software LabVIEW, para obter a aquisição de dados. O microcomputador tem um programa para adquirir os sinais da célula de carga, do LVDT e também do potencial de contato. Para analisar os dados obtidos pela placa de aquisição foi utilizada a técnica denominada triboscopia, que reproduz imagens numéricas de sinais adquiridos durante o ensaio, possibilitando obter uma representação bidimensional ou tridimensional da variação dos parâmetros físicos em relação ao tempo durante o ensaio de desgaste.

Para a confecção dos gráficos, necessários para análise de desgaste, após a aquisição de dados utilizou-se o Software MATLAB, onde executou-se código que se encontrava nos arquivos do laboratório de Tribologia da Universidade Federal de Uberlândia correspondente ao tipo de ensaio a ser realizado. O ensaio foi realizado de acordo com os seguintes passos:

- a) Limpou-se as esferas com álcool.
- b) Preparou-se a solução salina de concentração de 10% de sal iodado.
- c) Realizou-se o teste de deslizamento alternado entre a superfície plana e contra corpo esférico em solução salina no tribômetro. Foram realizados quatro ensaios para cada amostra.

- d) Análise dos dados e confecção dos gráficos pelo Software MATLAB. Os parâmetros utilizados no ensaio encontram-se na Tabela 7. Os parâmetros utilizados foram os mesmos observados nos estudos de Ramos (2018) para superfícies de aço carbono revestidas com Inconel 625.

Tabela 7. Parâmetros utilizados no ensaio de deslizamento alternado entre superfície plana e contra corpo esférico em solução salina.

Carga normal	20,60 N
Frequência	2 Hz
Amplitude	10 mm
Tempo	30 minutos
Diâmetro da esfera	5 mm
Material	Aço cromo AISI 52100

Fonte: autores.

3.6. Análise topográfica das superfícies

Utilizou-se um microscópio confocal para avaliar a topografia das superfícies após os ensaios de desgaste, bem como para medição do volume das trilhas de desgaste. Estas medições foram realizadas no Laboratório do Centro Tecnológico para o Desenvolvimento Tecnológico e Inovação (Crti). As imagens foram adquiridas com um microscópio óptico Zeiss Axio Imager Z2 acoplado com um sistema de varredura laser Zeiss LSM 700, equipado com laser de diodo de 405 nm. A microscopia confocal permite a obtenção de imagens de alta resolução através de cortes ópticos, posteriormente agrupados para se fazer a reconstrução tridimensional da topografia de objetos complexos. A finalidade do ensaio é obter o volume vazio das amostras que foram submetidas ao ensaio de desgaste e obter dados para analisar a rugosidade superficial da trilha desgastada. Após a obtenção dos resultados tratou-se os dados por meio de software e cálculos matemáticos.

3.7. Análises de Microscopia Eletrônica de Varredura e Espectroscopia por Dispersão de Raios-X

Os ensaios de Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Espectroscopia por Dispersão de Raios-X (EDS) foram realizados no Crti. As imagens foram obtidas em

um microscópio eletrônico de varredura Jeol JSM IT300LV com tensão de aceleração de elétrons de 15 keV nos modos de detecção de elétrons retroespalhados (BED) e elétrons secundários (SED). As análises composicionais foram realizadas pela técnica EDS, com um detector de raios-X Oxford Instruments XMax-n 80 acoplado ao microscópio. A finalidade dos ensaios supracitados é de obter resultados para analisar a microestrutura formada em cada tipo de condição das superfícies revestidas.

3.8. Análise de Microsonda Eletrônica

Os ensaios de espectrometria por dispersão de comprimento de onda (WDS) foram realizados no Crti. Os ensaios foram realizados em uma microsonda eletrônica JEOL JXA-8230, com cinco detectores WDS com os cristais LDE1, LDE2, TAP, PET/L-H e LIF-L/H. Também foi utilizado para controle um espectrômetro por dispersão de energia (EDS) JEOL acoplado ao microscópio. As análises foram executadas sob uma condição de corrente de 15 kV e 50 nA com abertura de feixe de 70 μm . A finalidade dos ensaios é obter a composição química de cada tipo de condição das superfícies revestidas.

3.9. Difração de Raios-X

Os ensaios de Difração de Raios – X (DRX) foram realizados no Crti. As medidas foram realizadas em um difratômetro Bruker D8 Discover, utilizando-se radiação monocromática de um tubo com anodo de cobre acoplado a um monocromador Johansson para $K\alpha_1$ operando em 40 kV e 40 mA, configuração BraggBrentano θ -2 θ , detector unidimensional Lynxeye, intervalo de 2 θ de 3° a 100°, com passo de 0,01°. As amostras foram mantidas em rotação de 15 rpm durante a medida. A finalidade dos ensaios é identificar as fases cristalinas presentes nos depósitos,

4. RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização Microestrutural dos Revestimentos Depositados por MIG/MAG

Em função de possível variação da microestrutura devido aos diferentes parâmetros e variáveis associados ao processo de revestimento de superfícies, foi realizada uma caracterização microestrutural dos revestimentos depositados por MIG/MAG. De acordo com Huang et al. (2015) a microestrutura e a cinética de

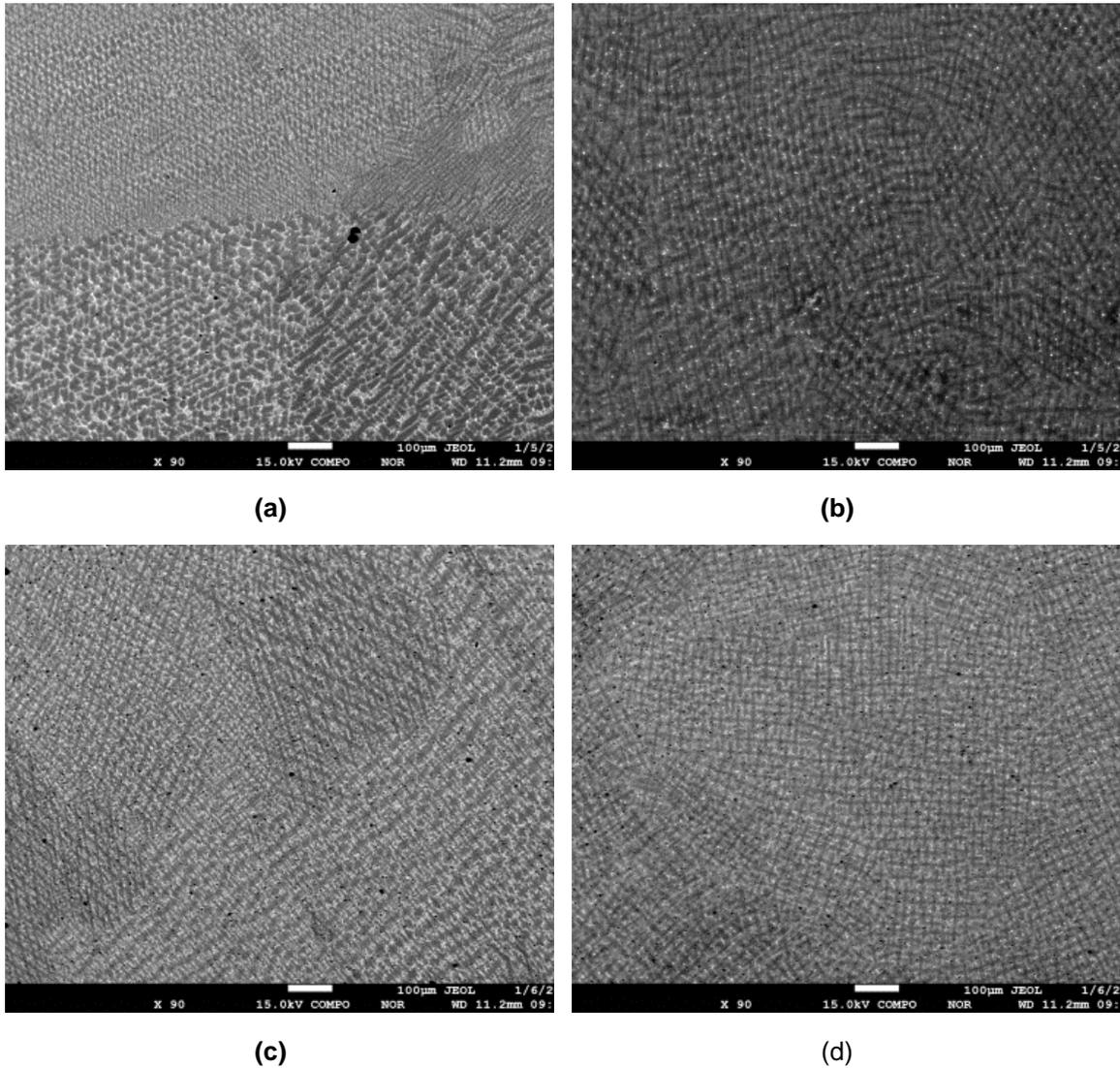
solidificação dos revestimentos depositados por soldagem estão diretamente relacionados às variáveis do processo de soldagem e à composição química inicial da liga. As variações na composição química e na microestrutura final do depósito resultam da diluição entre o material depositado e o substrato. No caso de revestimentos busca-se diluições menores, uma vez que altas taxas de diluição podem alterar as características da liga depositada e interferir na resistência mecânica do mesmo (SANTOS, 2003).

4.1.1. Análises realizadas na Microsonda Eletrônica

Na Figura 21 são apresentadas imagens geradas por microscópio eletrônico de varredura (MEV) nos modos de detecção de elétrons retroespalhados (BSE). As amostras apresentaram microestrutura dendrítica. O efeito da sobreposição de 50% entre os cordões de solda pode ser observado nas Figura 21 (a) e (c). Observa-se ainda que houve uma ligeira diminuição do efeito de sobreposição entre os cordões devido ao tratamento térmico, conforme observado nas figuras (b) e (d).

As microestruturas das amostras, observadas na Figura 21, possuem formato dendrítico, características do Inconel 625 em sua estrutura bruta de fusão, típico de soldagem (Soares et al.,2017). Autores como Souza et al. (2020), Kumar e Shanmugam (2020), Kajkumar et al.(2019) Yangfan et al (2019) e Izar (2015) também encontraram resultados semelhantes aos da Figura 21, microestrutura austenítica alternando entre formato celular e equiaxial- dendrítico. Segundo Ahn et al. (2002), em ligas austeníticas como o Inconel 625, as quais contêm Nb e Mo, a solidificação fora do equilíbrio que ocorre na soldagem pode promover a segregação destes elementos para as regiões interdendríticas, que são as últimas a se solidificarem. Esta segregação eleva a faixa de solidificação da liga e promove a solidificação final de um eutético rico em Nb de baixo ponto de fusão.

Figura 21. Micrografias via MEV (BSE) do revestimento de Inconel 625 depositado por MIG/MAG sobre aço carbono nas condições: (a) HE, (b) HET, (c) CO₂e (d) CO₂T, aumento X 90.



Fonte: autores.

A composição química das superfícies revestidas em cada condição, quantificada por WDS, pode ser observada na Tabela 8. A composição química é semelhante à composição nominal do Inconel 625. Porém, houve uma variação do percentual em massa do elemento Fe nas amostras soldadas com CO₂ comparadas as amostras de He. Este aumento pode estar relacionado com a maior diluição que o CO₂ gera em relação ao He, conforme evidenciado por Peixoto (2018).

Tabela 8. Composição química das superfícies revestidas em percentual de peso (%)

Amostra	Ni %	Cr %	Mo %	Nb %	Fe %	Ti %	Si %
CO2T	62,90	22,75	8,74	3,44	2,29	0,20	0,08
CO2	62,98	22,80	8,76	3,51	1,84	0,18	0,08
HET	64,33	23,12	8,95	3,60	0,14	0,26	0,08
HE	64,03	23,13	8,95	3,69	0,10	0,26	0,08

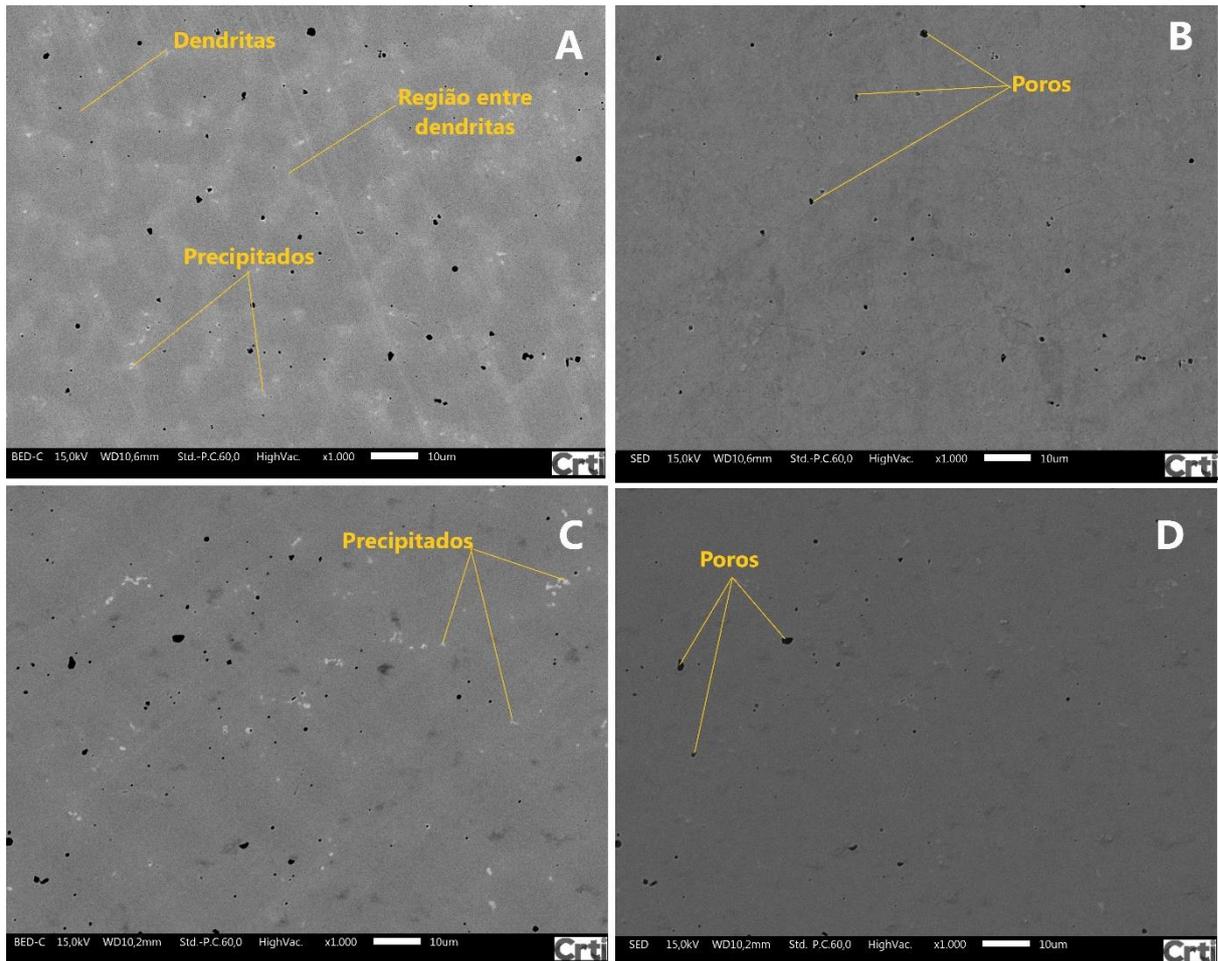
Fonte: autores.

4.1.2. Análises realizadas de Microscopia Eletrônica de Varredura

Na Figuras da seção são apresentadas imagens MEV no modo de detecção de elétrons retroespalhados (BSE) e secundários (SE). O modo de detecção por elétrons retroespalhados consiste em elétrons espalhados de maneira elástica de forma a obter a perda mínima de energia, a qual possui forte correlação com o número atômico. Assim, a imagem de corrente na amostra é aproximadamente o “negativo” da imagem de elétrons retroespalhados, apresentando uma média ponderada, tons claros para regiões com elementos mais pesados e tons escuros para regiões com elementos mais leves. O modo de detecção por elétrons secundários consiste na incidência (espalhados de forma inelástica) com perda da maior parte da sua energia para a amostra. Assim, o contraste da imagem é dado pela diferença de topografia, de forma que a esta representa a morfologia da região a ser analisada.

Em todas as amostras foi detectada, Figuras 22 e 23, a presença de precipitados, o que já era esperado segundo Durandcharre (1998), pois, para revestimentos soldados, o comportamento da interface sólido/líquido é governado por um elevado gradiente de temperatura que solidifica rapidamente o metal fundido. A solidificação dendrítica promove uma variação na composição química entre o centro das dendritas e a sua região imediatamente adjacente. Isso ocorre devido ao fato das primeiras regiões a se solidificarem rejeitarem o soluto para o interior do líquido remanescente, conforme a solidificação vai ocorrendo. Tal fenômeno é denominado segregação.

Figura 22. Micrografias via MEV do revestimento de Inconel 625 depositado por GMAW sobre aço carbono nas condições: (a) CO₂, BSE, (b) CO₂, SE, (c) CO₂T, BSE, (d) CO₂T, SE.



Fonte: autores

Por meio da Figura 21, observa-se que para os revestimentos depositados com CO₂ a microestrutura foi semelhante à observada em outros trabalhos como Filho et al. (2018); Chen et al. (2016), Soares et al. (2017), Antoszczyszyn et al. (2014); Ahmed et al. (2010); Xu et al. (2013). As dendritas, Figura 21, apresentam-se com cor mais escura enquanto que as regiões interdendríticas aparecem mais claras, sugerindo que as regiões interdendríticas são ricas em elementos de número atômico maior. Isso resulta da segregação de elementos como Nb e Mo para as regiões interdendríticas. Devido ao alto teor desses elementos, em alguns pontos ocorre a formação de precipitados. Os autores supracitados identificaram em seus estudos a precipitação de carbeto do tipo MC e fase Laves nas regiões interdendríticas.

Analisando as imagens das amostras no estado como soldado (Figura 21 A e B) e após tratamento térmico (Figura 21 C e D), nota-se uma tendência ao aumento de

precipitados e difusão da segregação após o processo de tratamento térmico. Todas as amostras apresentaram pontos escuros, sendo que comparando-se as imagens em modo BSE (esquerda) com SE (direita) constata-se que tais pontos podem ser considerados porosidades advindas do processo de revestimento, já que o contraste permaneceu mesmo para as imagens SE, comprovando tratar-se de contraste de topografia. A porosidade constatada nas amostras já era esperada dado que o gás CO₂ ao decorrer do processo de soldagem agrega à poça de soldagem o elemento oxigênio, que promove o aumento de porosidade no cordão de solda.

Por meio da Figur 23, nota-se que o uso do gás He levou a microestruturas diferentes, onde observa-se nas regiões interdendríticas uma elevada quantidade de precipitados e intenso trincamento. As dendritas, Figura 23, apresentam-se com cor mais clara e as regiões interdendríticas em cor mais escuras. O resultado é diferente das amostras que utilizaram o gás CO₂. Observa-se que as regiões interdendríticas são ricas em elementos de número atômico maior enquanto a região dendrítica é composta de elementos de número atômico menor. Isso pode parecer contraditório, já que os elementos de liga Nb e Mo tendem a segregar para as regiões interdendríticas. Uma possível hipótese é que, como essas regiões aparecem extremamente trincadas, elas sejam facilmente oxidadas.

Analisando as imagens das amostras no estado como soldado e após tratamento térmico nota-se que houve o crescimento das regiões interdendríticas após o tratamento térmico e a difusão da segregação e o aumento significativo da quantidade de trincas. As amostras que utilizaram gás He apresentaram intenso trincamento dentro da região interdendrítica e na região dendrítica, de forma que as trincas se propagaram da região interdendrítica para as dendritas. Tal propagação de trincas pode indicar que na região de segregação houve a formação de uma microestrutura frágil que pode comprometer as propriedades mecânicas da superfície revestida.

De acordo com Cieslak et al. (1998) a solidificação da liga de Inconel 625 se inicia com a formação da fase austenítica γ na forma de dendritas e prossegue com a formação de segundas fases e carbeto nos contornos interdendríticos. A presença de elementos como Nb, Si, C, faz com que a solidificação seja propensa a formar fases secundárias no final da solidificação. As ligas solidificam-se através de reação eutética entre γ e várias fases ricas em Nb como Laves e NbC. Adições de C normalmente promovem a formação do carboneto de Nb enquanto Si promove a formação de fase

Laves. Segundo Dupont (1996) a soldabilidade reduz com o aumento do teor de Nb, Si e C, o que é atribuído à diminuição na faixa de temperatura de solidificação e à tendência de formar segundas fases no final da solidificação. O processo de equilíbrio de solidificação da liga na soldagem ocorre através das reações: $L \rightarrow L + \gamma \rightarrow L + \gamma + NbC \rightarrow L + \gamma + NbC + Laves$. A solidificação da poça começa com a reação $L \rightarrow \gamma$, o que provoca acúmulo de elementos como Nb, Ti e C nas regiões intergranulares e na parte líquida dos contornos de grão. Posteriormente, o carboneto do tipo MC (M pode ser Nb ou Ti) precipita nessas regiões através da reação eutética $L \rightarrow \gamma + NbC$, que consome grande parte do C presente. Os elementos como Nb, Cr e Fe também se acumulam nas regiões intergranulares e nos filmes líquidos presentes nos contornos de grão, o que promove a formação de fase de Laves através da reação: $L \rightarrow \gamma + Laves$. Finalmente, a presença simultânea de Ni e elementos como Al e Ti, faz com que a fase dispersa γ' se precipite provocando o endurecimento e elevação das propriedades mecânicas do metal de solda (Xing et. al ;2014) (DuPont; 1996) (Cieslak, 1988).

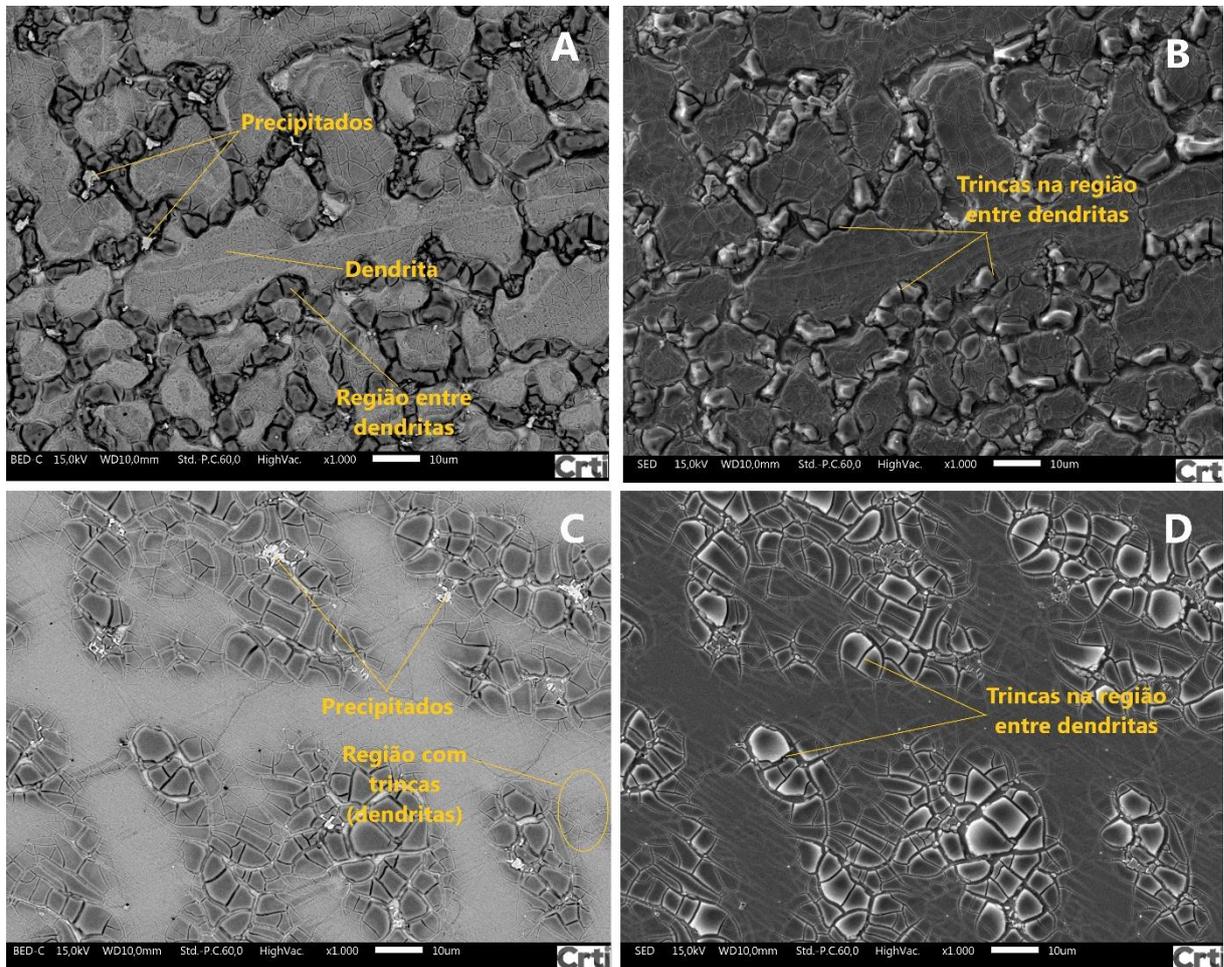
Como apresentado nos estudos de Azer et al. (2009) com Inconel 718 a microsegregação de elementos ainda existe durante a rápida solidificação e resfriamento da poça de fusão. A fase de Laves é quebradiça e dura e sempre aparece na área interdendrítica. Isso influenciará nas propriedades de impacto e a plasticidade da liga. Assim pode-se dizer que os resultados obtidos por meio de MEV, Figura 23, são semelhantes aos encontrados por diversos autores, onde a fragilidade advinda da formação da fases secundárias influencia nas propriedades mecânicas do material.

Ao observar-se a Figura 23 nota-se a presença de intenso trincamento na região interdendrítica. Essas trincas devem estar associadas à formação de fase Laves, que é um microconstituente frágil. A causa de formação de fase Laves deve estar associada a intensa segregação de Nb e Mo nas regiões interdendríticas, como também observado por DuPont (1996) na soldagem GMAW de Inconel 625.

Muitos pesquisadores estudaram a formação de Laves e seu efeito nas propriedades mecânicas da superliga por métodos experimentais ou de cálculo. Sui et al. (2013) descobriram que havia um grande número de fases de Laves duras e quebradiças na zona de deposição, e elas foram as principais causas para a formação de trincas microscópicas, que podem causar fratura dúctil quando a estrutura está sob carregamento. Ming et ai. (2014) acreditam que uma grande quantidade de fase Laves precipita na região interdendrítica por causa da agregação de Nb, resultando na

diminuição das propriedades mecânicas da zona de deposição de peças reparadas a laser. Taberero et al. (2015) chegaram à conclusão de que trincas se formavam facilmente na área de deposição para a formação da fase de Laves, e as propriedades mecânicas da zona depositada a laser só podiam atingir 75% do metal forjado.

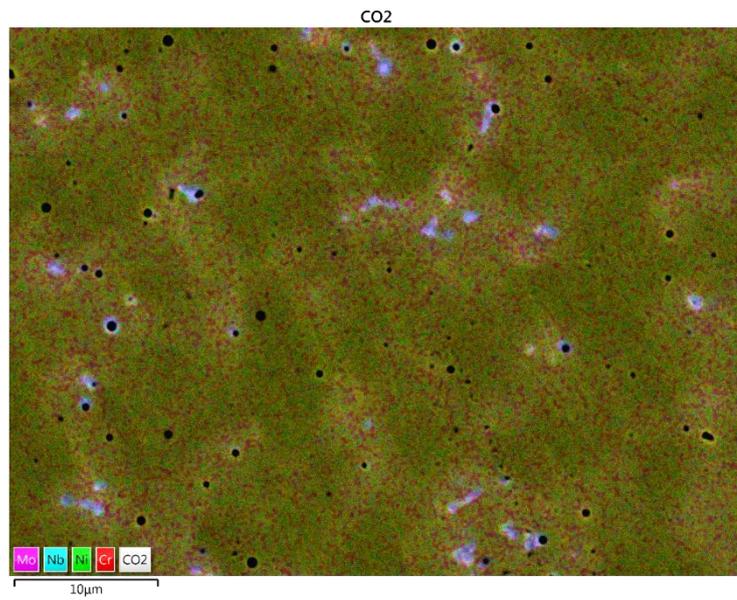
Figura 23. Micrografias via MEV do revestimento de Inconel 625 depositado por GMAW sobre aço carbono nas condições: (a) HE, BSE, (b) HE, SE, (c) HET, BSE, (d) HET, SE.



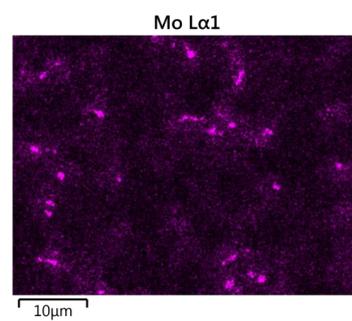
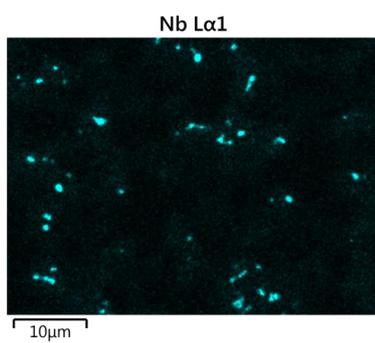
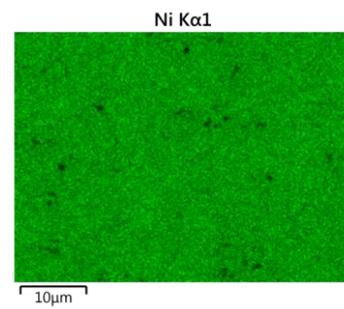
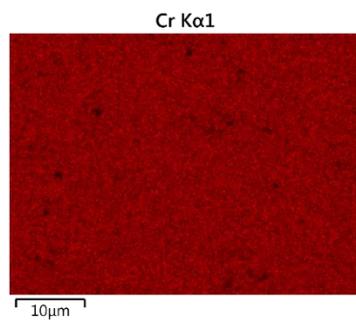
Fonte: autores.

Para verificar quais elementos estão presentes nesta região interdendrítica, foi realizada uma análise de EDS em áreas específicas da liga, utilizando-se o recurso mapping, como é mostrado nas Figuras 24 a 27.

Figura 24. . Análise EDS para amostra CO2 evidenciando elementos interdentríticos.

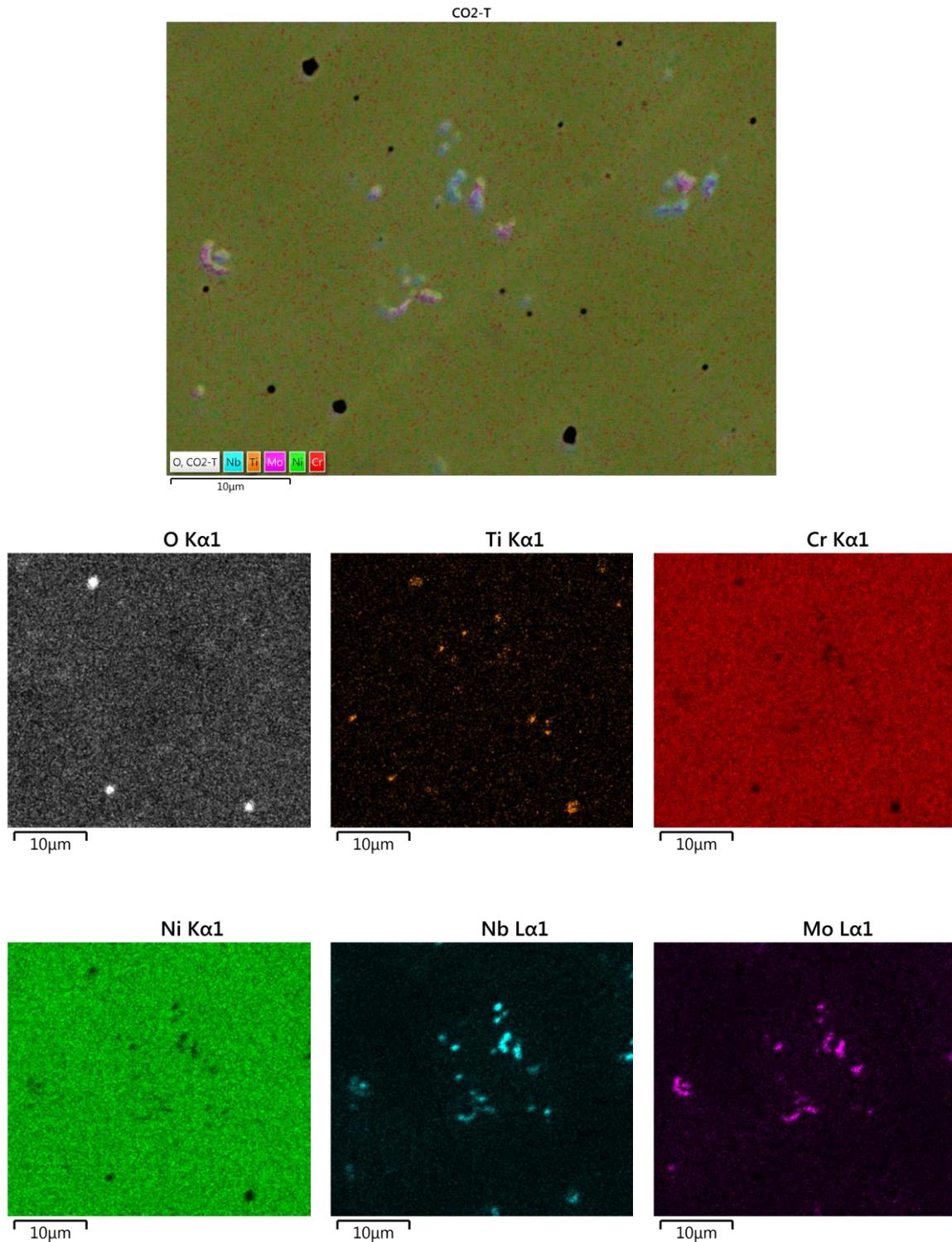


(a)



Fonte: autores

Figura 25. Análise EDS para amostra CO2T evidenciando elementos interdendríticos

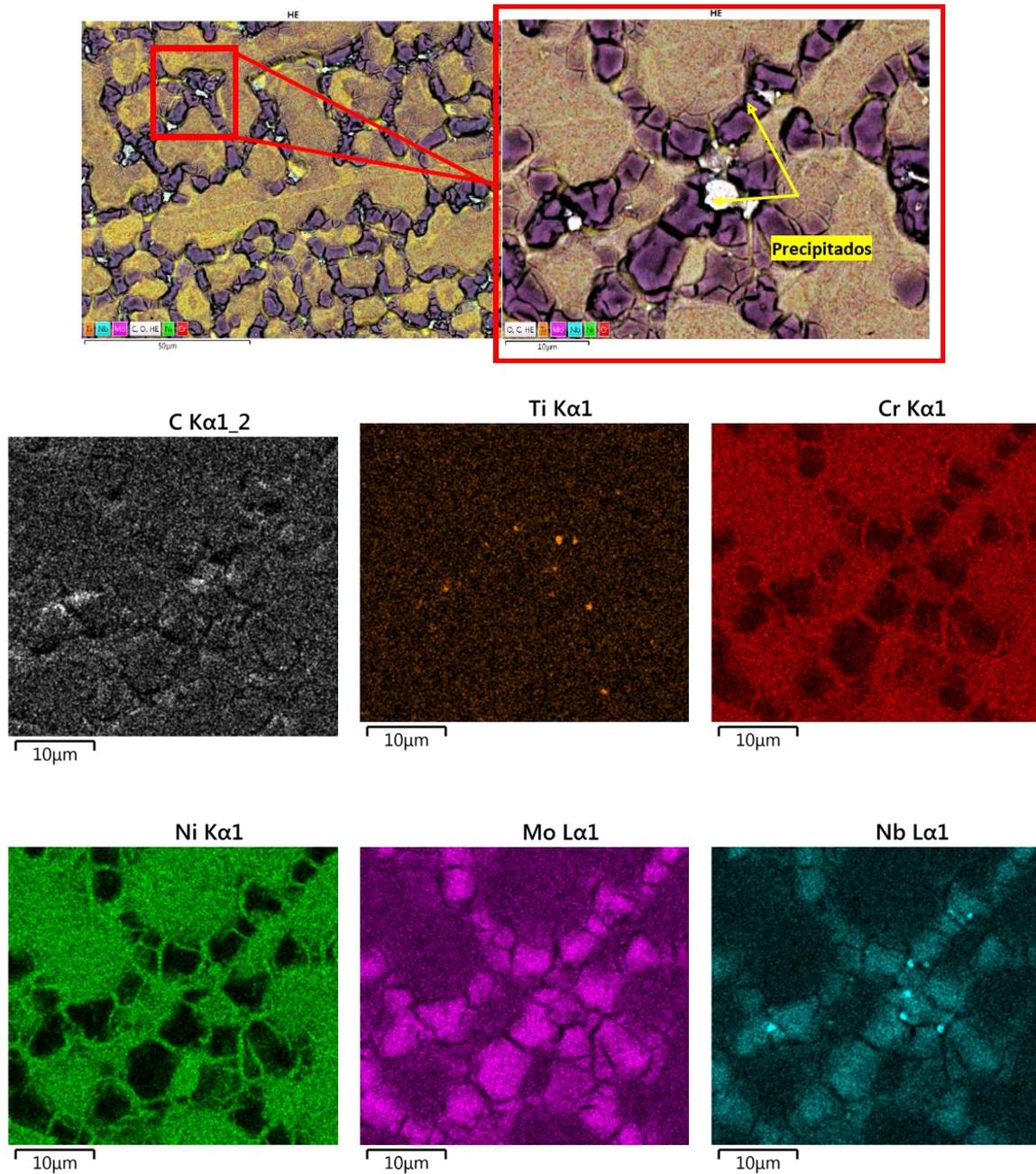


Fonte: autores

A partir das Figuras 24 e 25 observa-se precipitados interdendríticos que estão relacionados à presença de molibdênio e nióbio. Nota-se qualitativamente a tendência

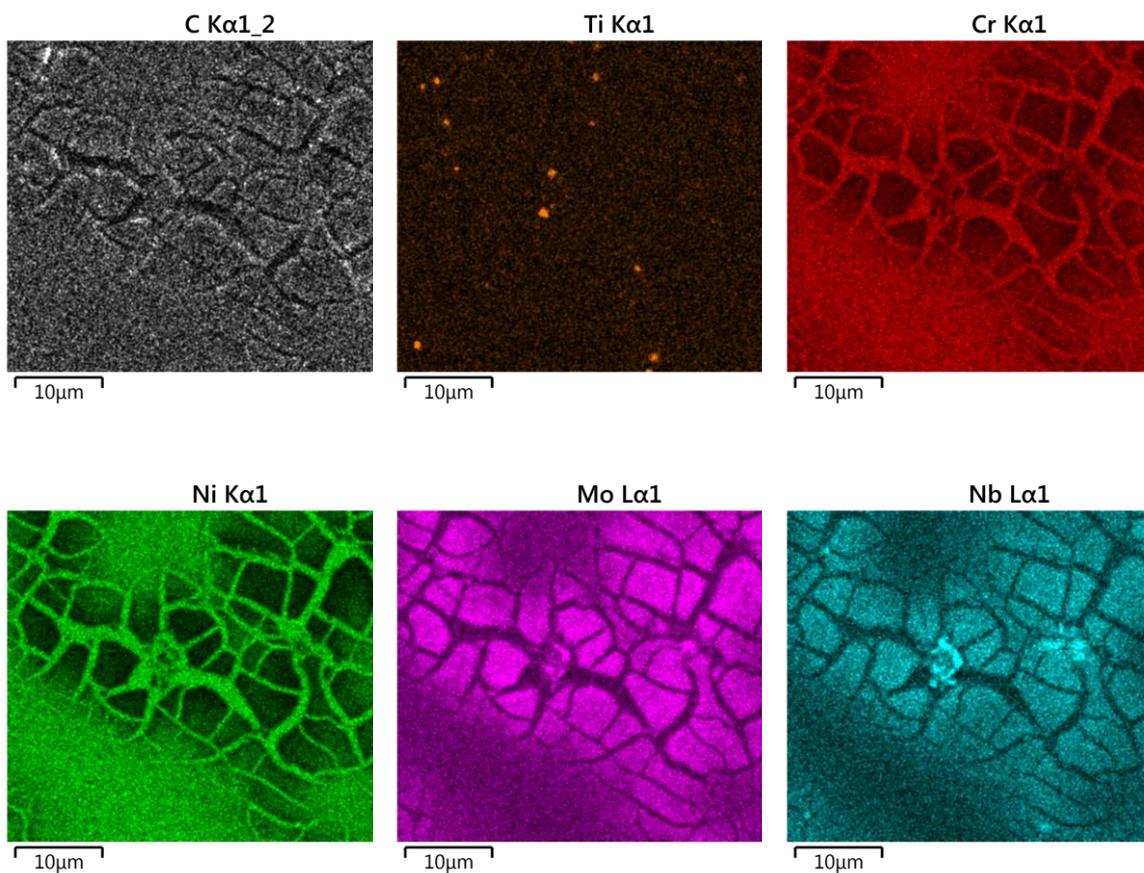
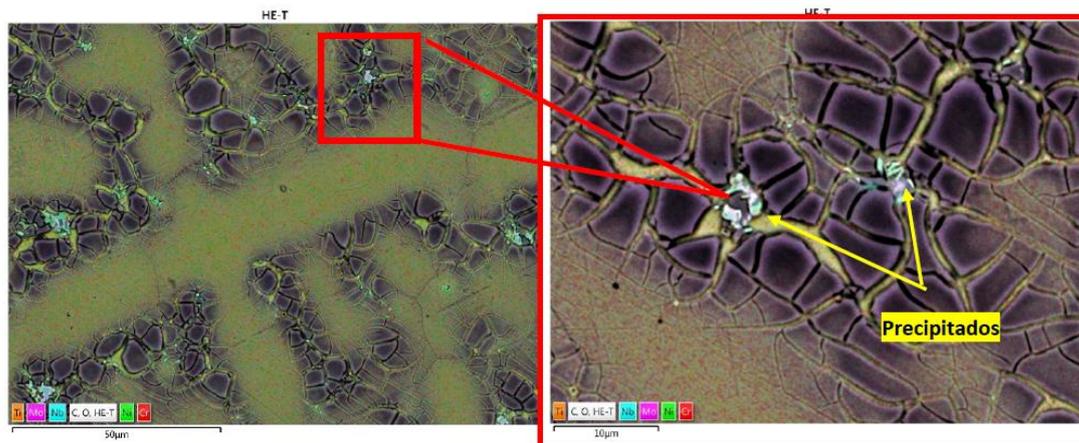
de redução da segregação nas regiões interdendríticas após tratamento térmico, provavelmente associada à difusão destes elementos durante o aquecimento. A Figura 25 por meio do mapa b confirma a suposição dos pontos escuros presentes nas imagens das amostras soldadas com CO₂ apresentarem porosidades dado que tais pontos foi detectado o elemento oxigênio.

Figura 26. Análise EDS para amostra He evidenciando elementos interdendríticos, imagem de referência MEV.



Fonte: autores

Figura 27. Análise EDS para amostra Het evidenciando elementos interdentrítricos, imagem de referência MEV.



Fonte: autores

Analisando qualitativamente as amostras de HE e HET, Figura 26 e 27, nota-se a presença de precipitados que estão relacionados com a presença de Nb e Mo. Na região interdendrítica é possível observar o acúmulo dos elementos Nb e Mo. Tal fenômeno

também foi observado nos estudos de Fuja Xu et al. (2013), onde apresentam que no processo de solidificação o líquido se transforma em fase γ , levando a um acúmulo de Nb e Mo no espaçamento entre as dendritas e nos contornos de grão. Devido a isto, as fases Laves, carbonetos do tipo MC (incluindo MoC, NbC e TiC), M₆C e o intermetálico δ -Ni₃Nb podem se precipitar nestas regiões. O estudo de Garcia Santos (2018) encontrou resultados semelhantes aos apresentados, onde a matriz da superfície revestida é rica nos elementos (Ni e Cr) e as partículas dentro da região interdendrítica mostraram-se empobrecida destes elementos e ricas em Nb e Mo. Comparando o estado como soldado e após tratamento térmico novamente nota-se a difusão dos elementos molibdênio e nióbio da região interdendrítica para a matriz em torno dessa causada pelo tratamento térmico.

Comparando o estado como soldado das amostras que utilizaram o gás He e CO₂ nota-se que o gás hélio teve suma importância na formação da microestrutura da superfície de Inconel 625. Como esperado e em concordância com os estudos de Silva et al. (2014) a utilização do gás hélio em comparação com o gás CO₂ propiciou maior condutividade do plasma. A maior condutividade do plasma causou o aumento da velocidade de resfriamento da poça de fusão e por consequência o aumento da quantidade de segregação durante a solidificação da liga. Isso propiciou a formação da fase secundária Laves. Cieslak (1988) em seus estudos descobriu que reduzir a faixa de solidificação minimiza a tendência a formação de trincas durante a soldagem, pois, minimiza a quantidade de segregação que ocorreria durante a solidificação e a formação de Laves nas soldagens.

Segundo Floreen (1994) a formação da fase Laves e/ou partículas NbC desempenha um papel importante na solidificação da Liga 625. Tal formação não apresenta benefícios para a microestrutura final, e sim efeitos prejudiciais devido à fragilidade da fase Laves.

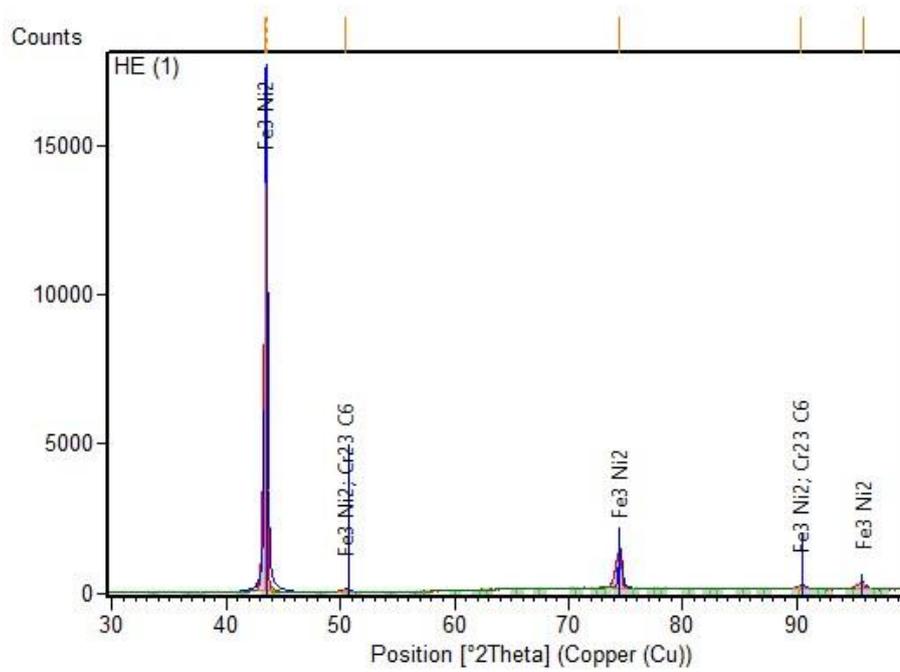
1.1.3. Análises realizadas de Difração de Raio-X

Foram realizadas medidas de difração de raios X (DRX) para a determinação das fases cristalinas presentes no revestimento. A caracterização de uma amostra é feita por meio da comparação de seu difratograma com padrões de referência, disponíveis em bancos de dados de DRX. Bancos de dados contendo informações cristalográficas, tais como distâncias interplanares e as intensidades difratadas normalizadas (relativas a

100%) para os vários planos hkl que difratam construtivamente os raios X são mantidos continuamente atualizados pelo International Centre for Diffraction Data (ICDD), antigo JCPDS, sediado nos EUA, juntamente com outros órgãos colaboradores (GOBBO, 2009). Os microcomputadores munidos de sistemas automáticos de busca são utilizados no processo de identificação de materiais cristalinos por DRX. Neste procedimento, os picos mais intensos de cada composto cristalino presente no banco de dados são comparados aos picos do difratograma da amostra. Terminado o processo de busca e comparação, os valores dos resultados de busca são expressos em ordem decrescente de pontuação. A coincidência de valores, ou a quase coincidência, leva a identificação da composição da fase (KAHN, 2000).

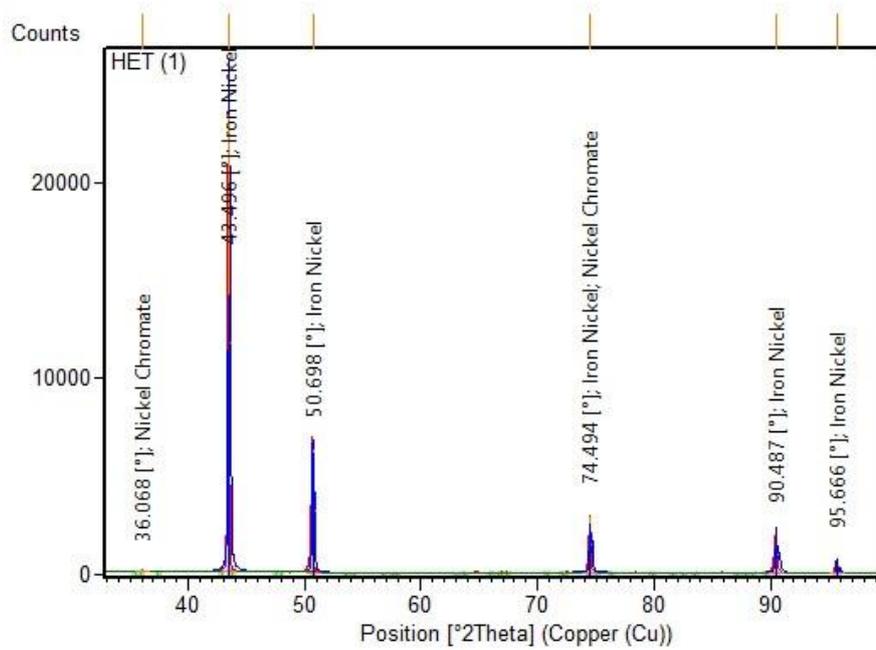
Assim, por meio do Software Xpert High Score Plus foram encontradas as fases e estruturas cristalinas apresentadas nas Figuras 28 a 31, os demais dados pertinentes a identificação das fases encontram-se no Apêndice A. Observa-se que em todas as amostras as fases podem ser consideradas semelhantes, ou seja, a fase foi identificada em todas as amostras e apresentou estrutura cristalina com simetria cúbica e como fases secundárias carbonetos. A formação de carbonetos no processo de endurecimento por precipitação não é comum em ligas de níquel, porém o carbono reage com elementos adicionados a estas ligas formando carbonetos, dentre os quais os mais comuns são: MC; M₆C; M₇C₃ e M₂₃C₆ (DONACHIE; DONACHIE, 2002). Os carbonetos do tipo M₂₃C₆, além de pela decomposição do carboneto primário, também podem ser formados por carbono residual existente na matriz da liga. Frequentemente estão presentes nos contornos de grãos, mas também podem ser encontrados ao longo dos contornos de maclas e de falhas de empilhamento (ASM, 1972; 1990). A formação deste carboneto é favorecida em ligas com elevados teores de Cr, Ti e Al, enquanto altos teores de Mo e W tendem a formar mais facilmente o carboneto do tipo M₆C, ao passo que altos teores de Nb e Ta promovem a formação do carboneto primário MC (DONACHIE; DONACHIE, 2002). Os carbonetos Cr₇C₃ são ricos em Cr, apresentam uma morfologia de placas de formato irregular, são normalmente encontrados em ligas com baixos teores de Cr e baixos teores de elementos reativos e refratários (SIMS; STOLOFF; HAGEL, 1987). São carbonetos metaestáveis que, quando sofrem tratamento térmico de envelhecimento, se decompõem no carboneto secundário M₂₃C₆.

Figura 28. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra HE



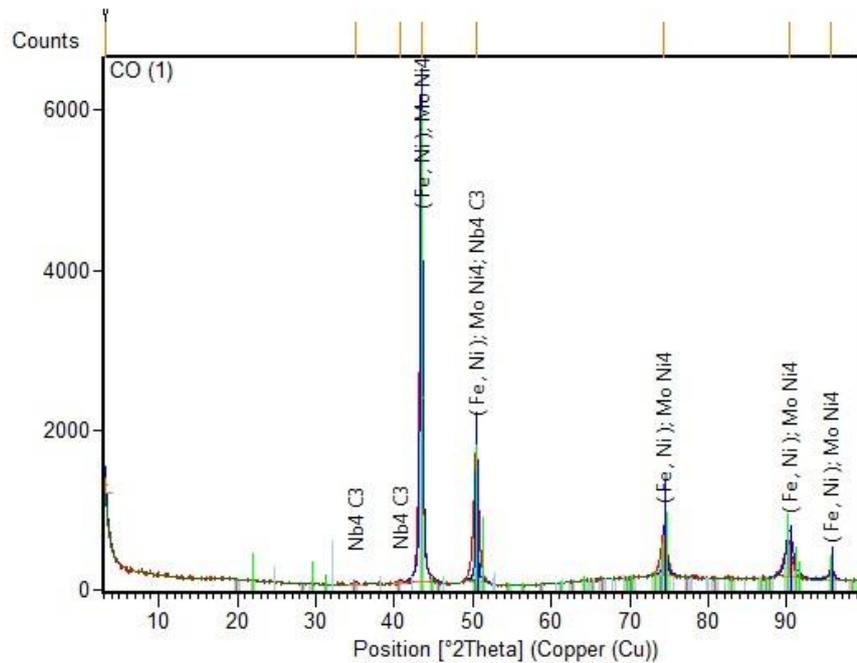
Fonte: autores

Figura 29. : Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra HET



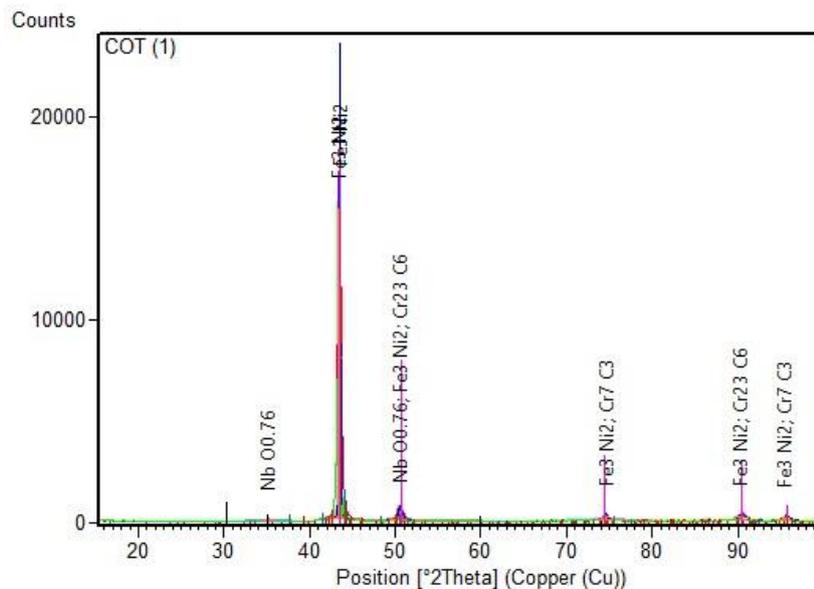
Fonte: autores

Figura 30. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra CO2



Fonte: autores

Figura 31. Identificação das fases obtidas por meio de análise de raios X para a amostra CO2T



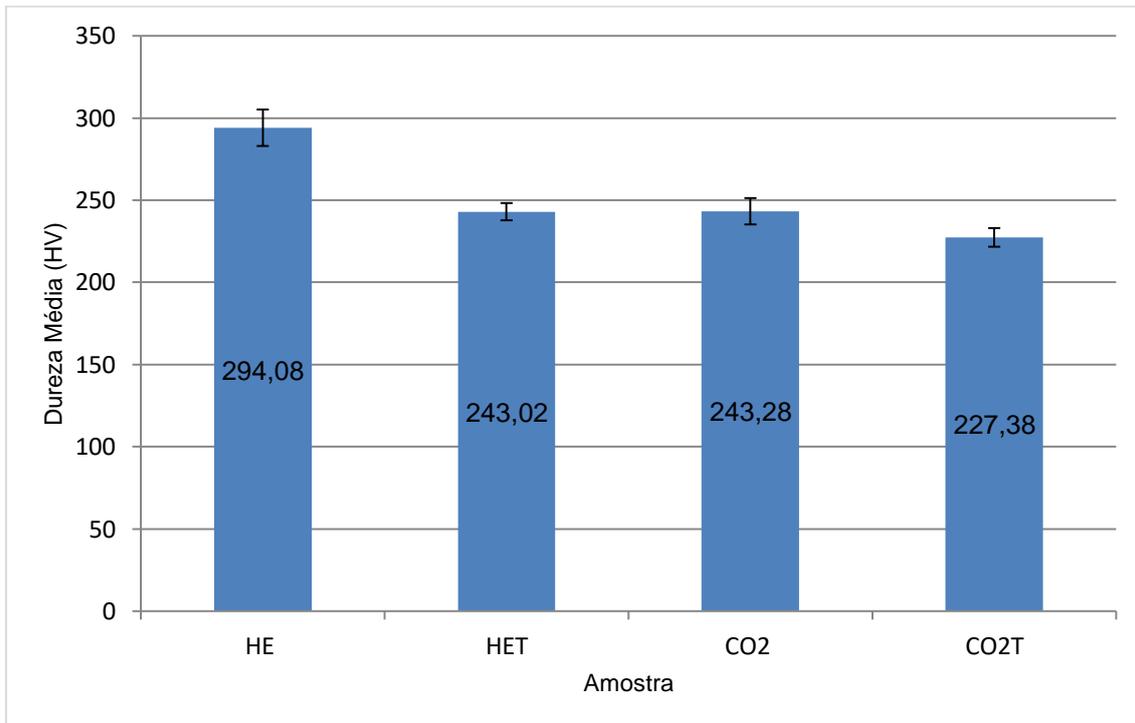
De acordo com as micrografias e a identificação das fases por meio de análise raios X foi verificada a formação das fases $\gamma(\text{FeNi})$ constituindo a matriz e região interdendrítica com carbonetos dispersos, mas não foi detectada a presença da fase

Laves. Os resultados são semelhantes à de diversos autores como Souza et al. (2020), Kajkumar et al. (2019), Santos (2018).

4.1.4. Dureza das Superfícies Revestidas

Os resultados obtidos durante o ensaio de Dureza Vickers estão expostos na Figura 32, os dados completos pode ser observado na Tabela A.1 no Apêndice A.

Figura 32. Dureza média Vickers das Superfícies Revestidas.



Fonte: autores

A partir da Figura 32 nota-se que as amostras como soldadas que utilizaram gás He apresentaram dureza média maior comparada as amostras que utilizaram gás CO₂. Os autores Kumar e Shanmugam (2020) e PEREIRA et al. (2017) atribuíram a tendência do aumento de dureza da região do substrato para a região de sobreposição à presença de Nb e Mo na região interdendrítica devido à segregação. A dureza média das amostras como soldadas que utilizaram gás He convergem com os resultados de Shuai Li et al (2015) que atribuiu a tendência ao aumento da dureza de amostras em seu estado de entrega (bruta de fusão) ao rápido resfriamento no qual a amostra é submetida (aproximadamente 380°C/s), sendo assim, elementos endurecedores como Molibdênio e Níobio se precipitam na matriz de Níquel. Tais elementos induzem a uma grande formação de discordâncias nas regiões precipitadas e a formação de fase secundárias

como Laves. Como o helio aumenta a condutividade do plasma, tem-se um aumento da segregação, resultando no aumento de dureza observado.

Como esperado comparando as amostras como soldada e após tratamento termico observa-se uma tendência a redução da dureza. Tais resultados estão em concordância com os apresentados por Shuai Li et. al (2015). Os autores, ao elevarem a temperatura de tratamento térmico para 1000°C por 1h, obtiveram a redução de dureza do revestimento de Inconel 625 por meio da dissolução de elementos como Nb e Mo e fases secundárias na matriz.

Comparando os resultados após tratamento térmico das amostras nota-se quantitativamente que o tratamento térmico apresentou maior redução da dureza da superfície revestida nas amostras que utilizaram o gás He. Tal redução é advinda da redução da segregação intensa dos elementos molibdênio e nióbio da região interdendrítica para a matriz por meio da difusão, conforme observou-se na Figura 23. Quanto às amostras que utilizaram o gás CO₂, após o tratamento termico nota-se que a redução da dureza da superfície revestida não foi significativa devido à diminuição da segregação não ter sido tão intensa quanto nas amostras que utilizaram o gás He, conforme observou-se na Figura 22.

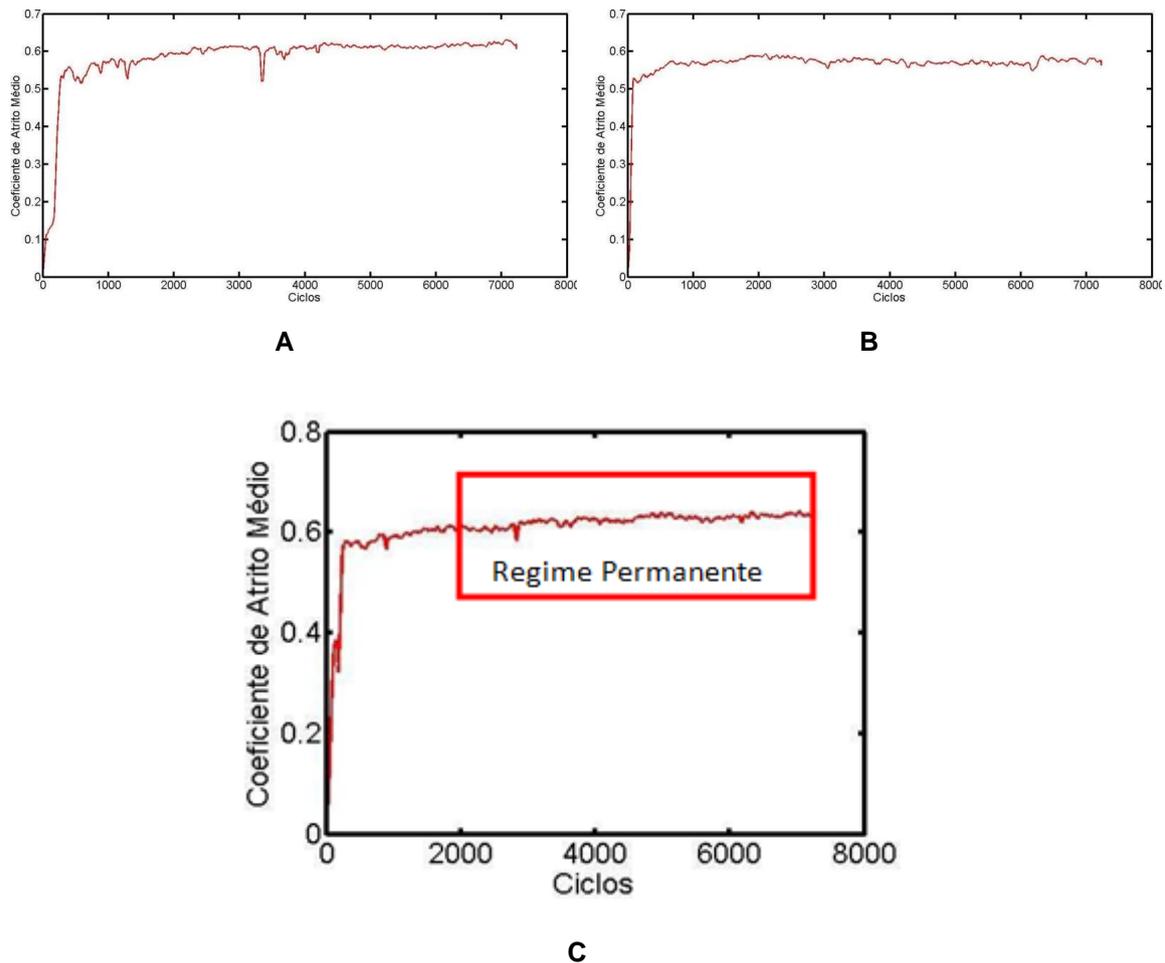
O limite de dureza recomendados pela Norma NACE MR0175 é de 22HRC (250 HV) para juntas soldadas submetidas a ambientes agressivos. Os resultados obtidos nos trabalhos de diversos autores como Soares et al. (2017), Shuai Li et al. (2015), Pereira et al. (2017), Vort et al.(2004) Keyelin et al (2016) e Leonel (2019) sugerem a necessidade de tratamentos térmicos posteriores para melhorar e adequar as propriedades do revestimento. Contudo, nota-se uma tendência da amostra de CO₂ como soldado adequar-se à Norma NACE MR0175, enquanto a amostra de HE ultrapassa o limite preestabelecido pela norma.

4.2. Comportamento Tribológico

Os resultados obtidos após a análise de triboscopia encontram-se divididos em Gráficos de Coeficiente da Atrito por número de ciclos e Gráfico 3D de Coeficiente de Atrito por posição sobre a amostra, os resultados de todos os ensaios realizados encontram-se no Apêndice B .

Os gráficos que relacionam o coeficiente de atrito em função do número de ciclos foram analisados considerando o regime permanente a partir da estabilidade do coeficiente de atrito. Ele começa a partir de aproximadamente 2000 ciclos, Figura 33 (c). O ensaio da amostra no estado como soldada que utilizou gás CO₂ não foi realizado devido ao coeficiente de atrito das demais amostras não apresentarem variações significativas.

Figura 33. Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos (a) amostra He, (b) amostra HeT, (c) amostra CO₂T.

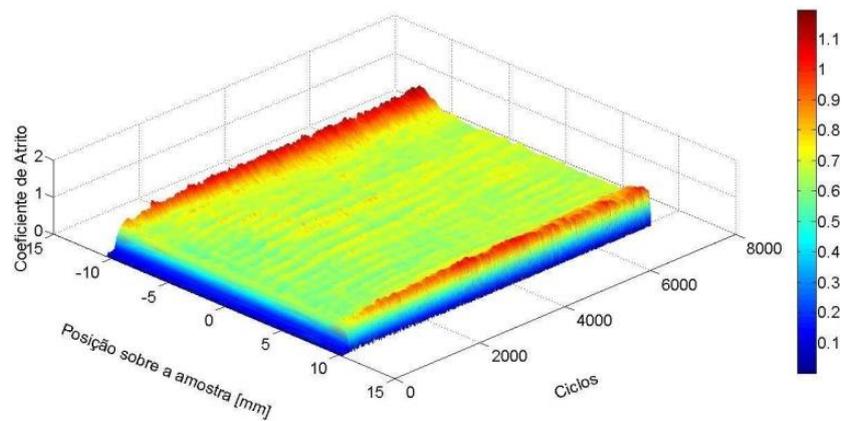


Fonte: autores

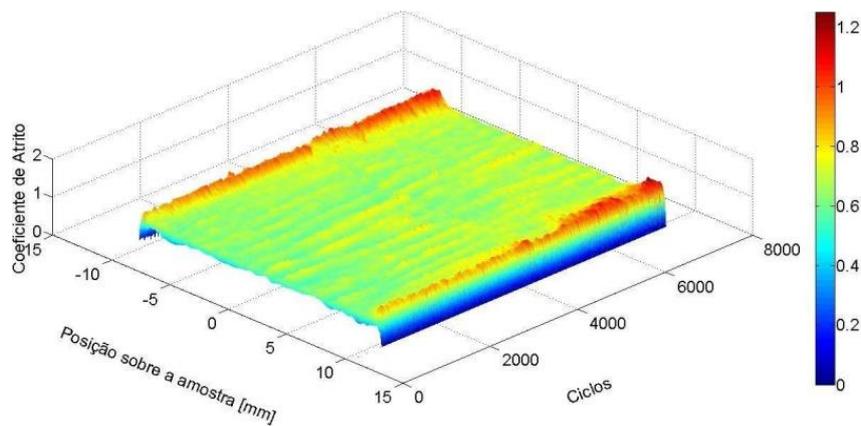
Os resultados do ensaio de desgaste apresentados na Figura 33 demonstram que o coeficiente de atrito médio considerando o critério de regime permanente, é de aproximadamente 0,6 e não apresentou variações consideráveis de acordo com a mistura do gás de soldagem e tratamento térmico utilizado. Este resultado é esperado para uma liga de elevada resistência mecânica.

Os mapas triboscópicos, Figura 34, não apresentaram mudanças significativas em seu comportamento de acordo com os gases de soldagem e tratamento térmico utilizados. Assim, para todos os estados das amostras têm-se regiões com maior variação do coeficiente de atrito, laterais da pista de desgaste. O aumento do coeficiente de atrito nas bordas da pista de desgaste pode estar relacionado com dois fatores como: a mudança do regime de lubrificação hidrodinâmica devido as baixas velocidades de deslizamento e acúmulo de debrís nas bordas da pista de desgaste. O efeito da lubrificação é hidrodinâmico depende da velocidade de deslizamento, assim, para os mapas apresentados têm-se no meio da trilha velocidades elevadas de deslizamento enquanto nas bordas a velocidade pode chegar a zero. Com a baixa velocidade de deslizamento nas bordas da trilha a lubrificação deixa de existir e por consequência têm-se o aumento do atrito (Mario et al., 2013).

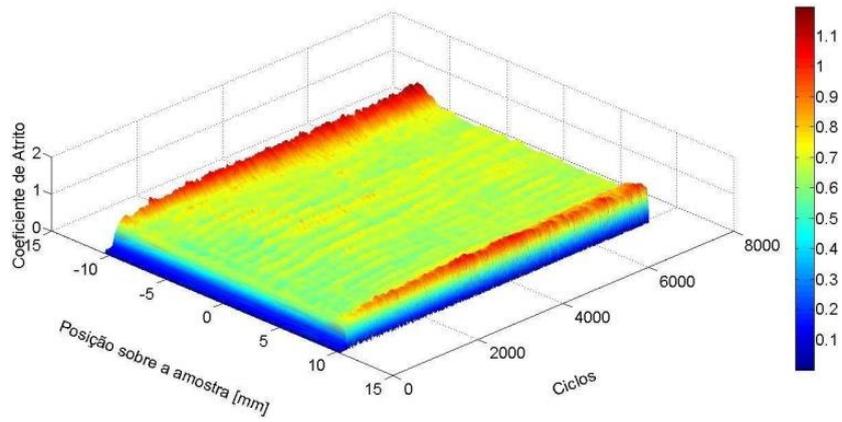
Figura 34. . Gráfico em 3D que mostra a reação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra e o número de ciclos. (a) amostra He, (b) amostra Het, (c) amostra CO2T



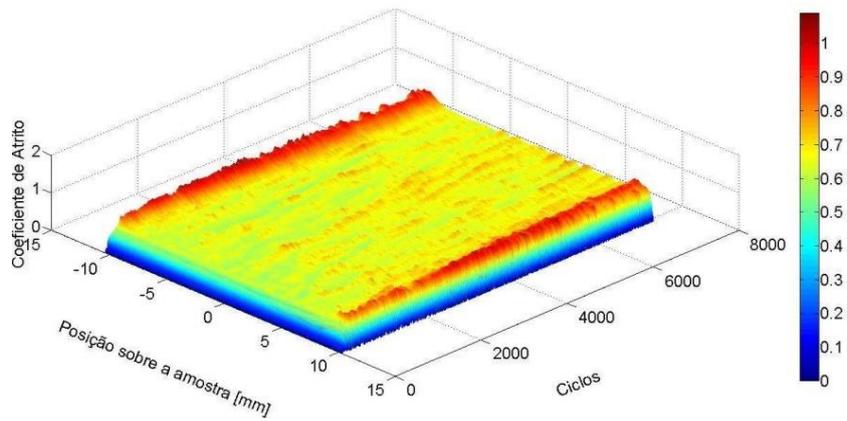
A



B



A

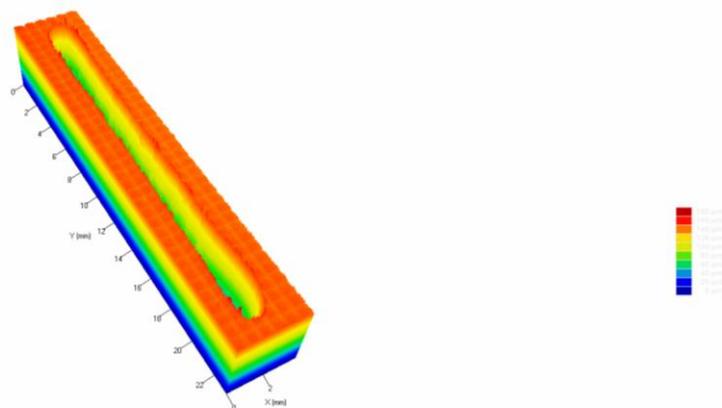


C

Fonte: autores

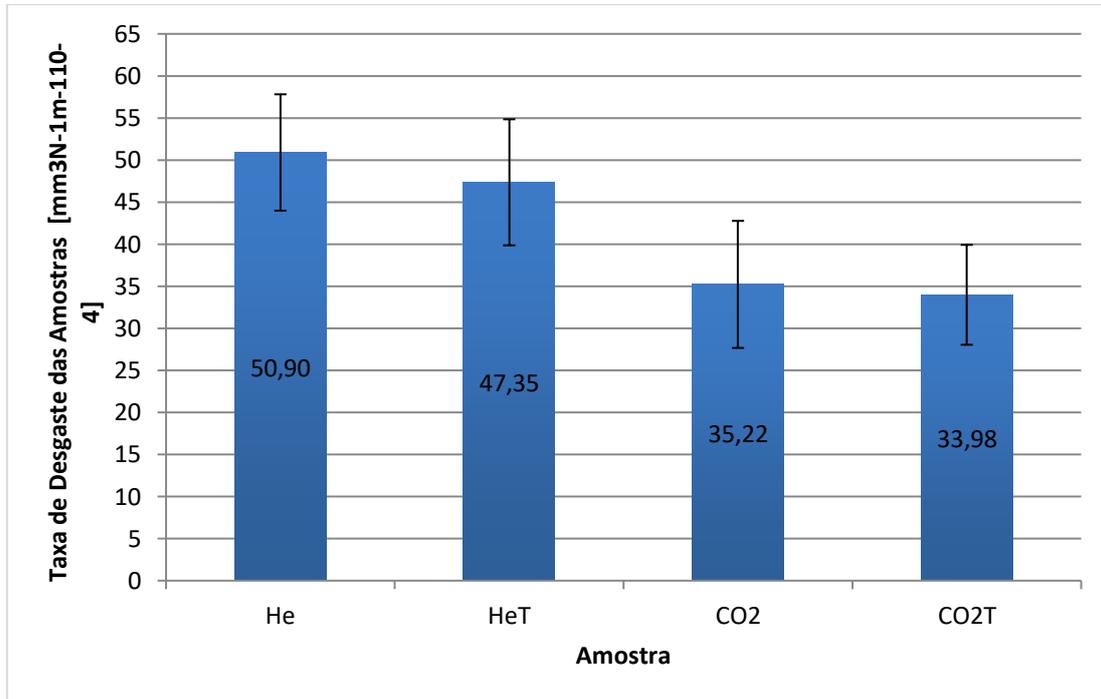
Através da análise da topografia das marcas de desgaste obtidas através da técnica microscopia confocal, que pode ser observada sua representação na Figura 40, foi possível calcular a taxa de desgaste das amostras, Figura 35.

Figura 35. Trilha de desgaste em 3D via Confocal.



Fonte: autores

Figura 36. Gráfico da Taxa de Desgaste das Superfícies Revestidas .



Fonte: autores

A partir da Figura 36 nota-se que as amostras como soldadas que utilizaram gás He apresentaram taxa de desgaste média maior comparada às amostras que utilizaram gás CO₂. Este resultado era esperado dada a análise da microestrutura formada após a solidificação da liga das amostras que utilizaram o gás He, pois, por meio de diversos estudos como os dos autores Sui et. al (2015), Ming et. al (2014) sabe-se que a presença de elevada quantidade ou acumulos localizados de fase Laves causa a formação de trincas microscópicas, que podem causar fratura dúctil quando a estrutura está sob carregamento, provavelmente induzindo mecanismos de reação de materiais frágeis, os quais levam a desgaste mais severo.

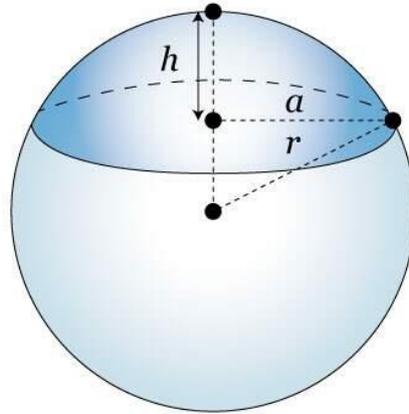
Comparando as amostras como soldada e após tratamento termico observa-se uma tendência a redução da taxa de desgaste, porém, não pode ser afirmada devido a barra de erros ser significativa.

Para calcular o volume desgastado do contra corpo foi utilizada a Equação 1, com base nas dimensões esquematizadas na Figura 37. A dimensão *a* foi obtida a partir

do aferimento do raio da calota por meio de microscopia ótica. Uma calota formada no contracorpo é exemplificada na Figuras 38.

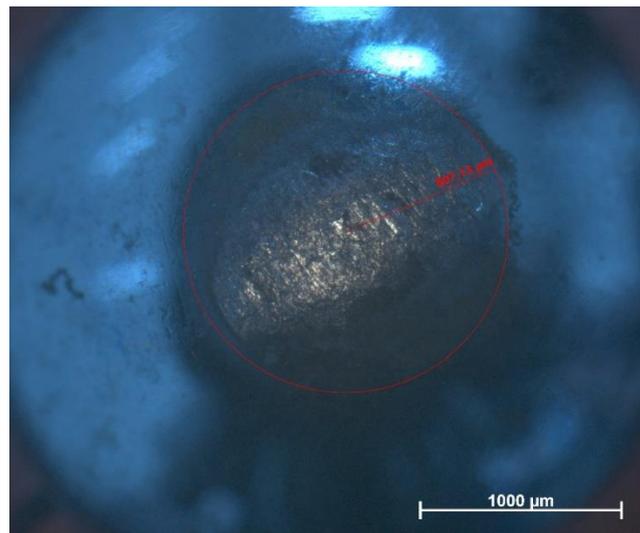
$$V = \pi \times h^2 \times \frac{3R - h}{3}$$

Figura 37. Imagem representativa de uma calota esférica.



Fonte: Matemática Essencial (2023)

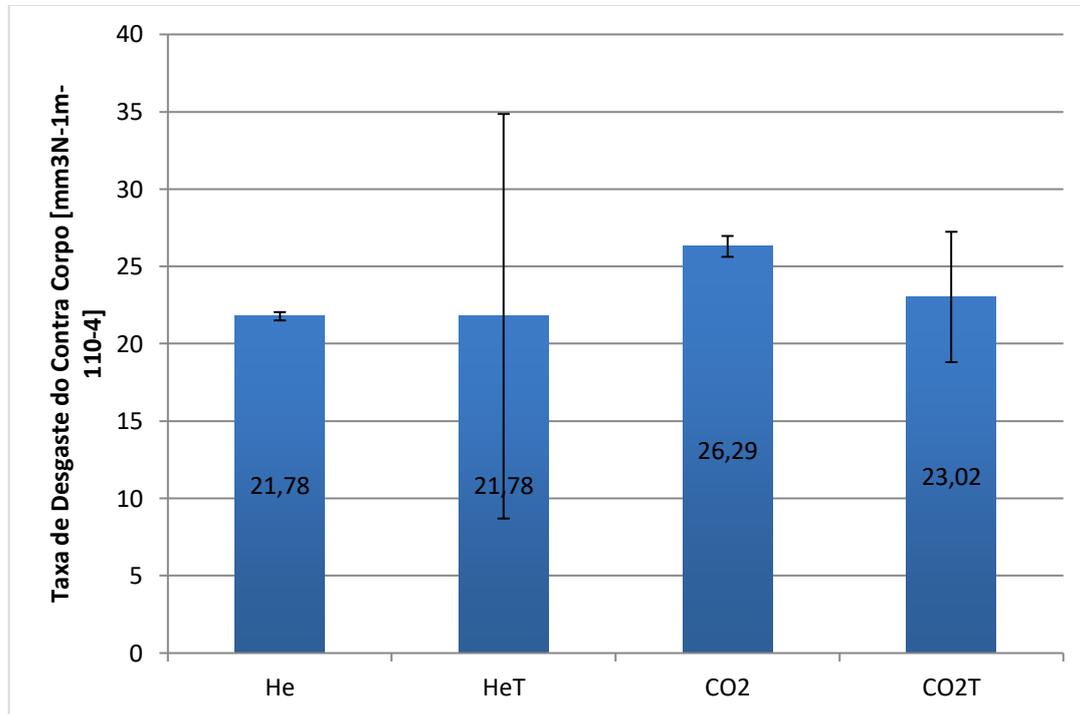
Figura 38. Imagem da calota esférica da amostra.



Analisando os contra corpos utilizados nos ensaios, observa-se o comportamento de desgaste como o apresentado, Figura 39. Nota-se que as amostras que utilizaram mistura de gás de proteção contendo gás He tendem a não apresentaram modificações significativas quanto ao volume desgastado do contra corpo, contudo não pode-se afirmar devido a significância da barra de erros. As amostras de CO2 apresentaram

tendência a redução do volume desgastado após tratamento térmico, contudo não pode-se afirmar devido a significância da barra de erros.

Figura 39. Gráfico da Taxa de Desgaste dos contra corpos.



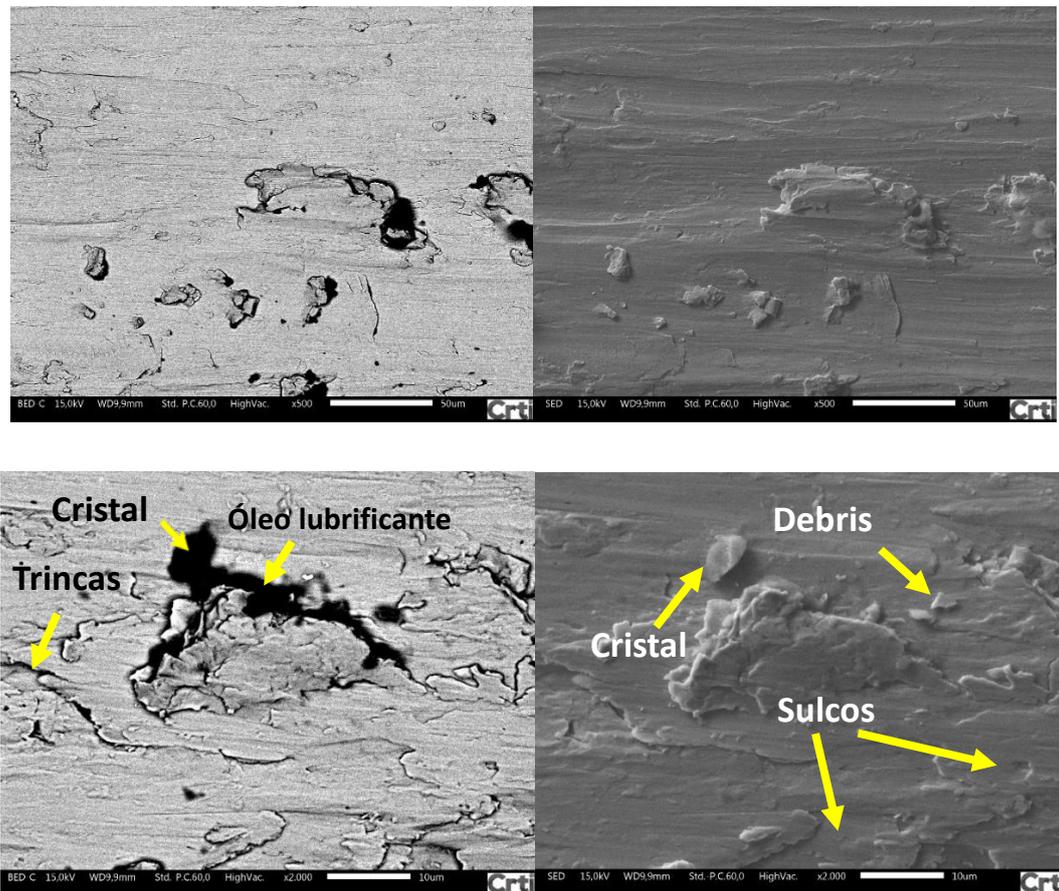
As imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas podem ser observadas nas Figura 40 a 43 nos modos de detecção de elétrons retroespalhados (BSE), esquerda, e elétrons secundários (SE), direita.

Observando as imagens em modos de detecção retroespalhados das amostras que utilizaram o gás He nota-se, além do intenso trincamento da trilha de desgaste, regiões escurecidas. Comparando tais regiões com os modos de detecção secundários nota-se que o tom da região é proveniente de elementos de baixo peso atômico como por exemplo carbono, oxigênio ou cloreto de sódio.

A partir das imagens das Figuras 40 a 43 observa-se que não houve variações significativas no mecanismo de desgaste das trilhas das amostras comparando a condição como soldada com a após tratamento térmico. O mecanismo de desgaste observado é o adesivo. O desgaste adesivo é caracterizado pela remoção de fragmentos do corpo ou do contra-corpo seguido de futura adesão dos mesmos no corpo ou contra-

corpo, onde é possível que os fragmentos removidos de um contra-corpo (esfera), possam ser aderidos novamente na esfera ou também que esses fragmentos se tornem debris que podem ser eliminados após operação (Dwivedi, 2010). O desgaste adesivo ocorre quanto as junções formadas neste processo deformam-se plasticamente, transferem-se ou fraturam. O desgaste adesivo é a fase de iniciação de quase todos os sistemas de desgaste de escorregamento à seco, mas à medida que o desgaste progride ele se torna de modo misto. Assim, pode-se afirmar em base nas Imagens das trilhas de desgaste que teve adesão e/ou delaminação.

Figura 40. Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade HE.



Fonte: autores

Figura 41. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade HET

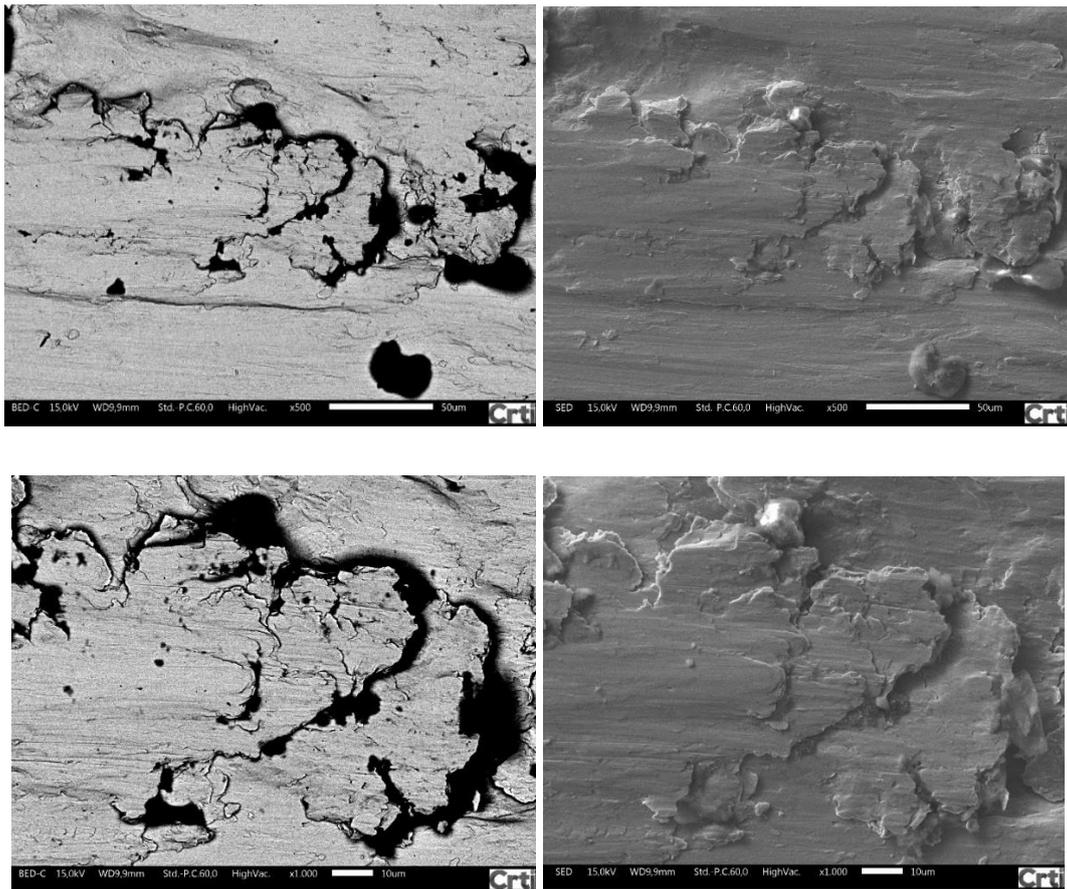
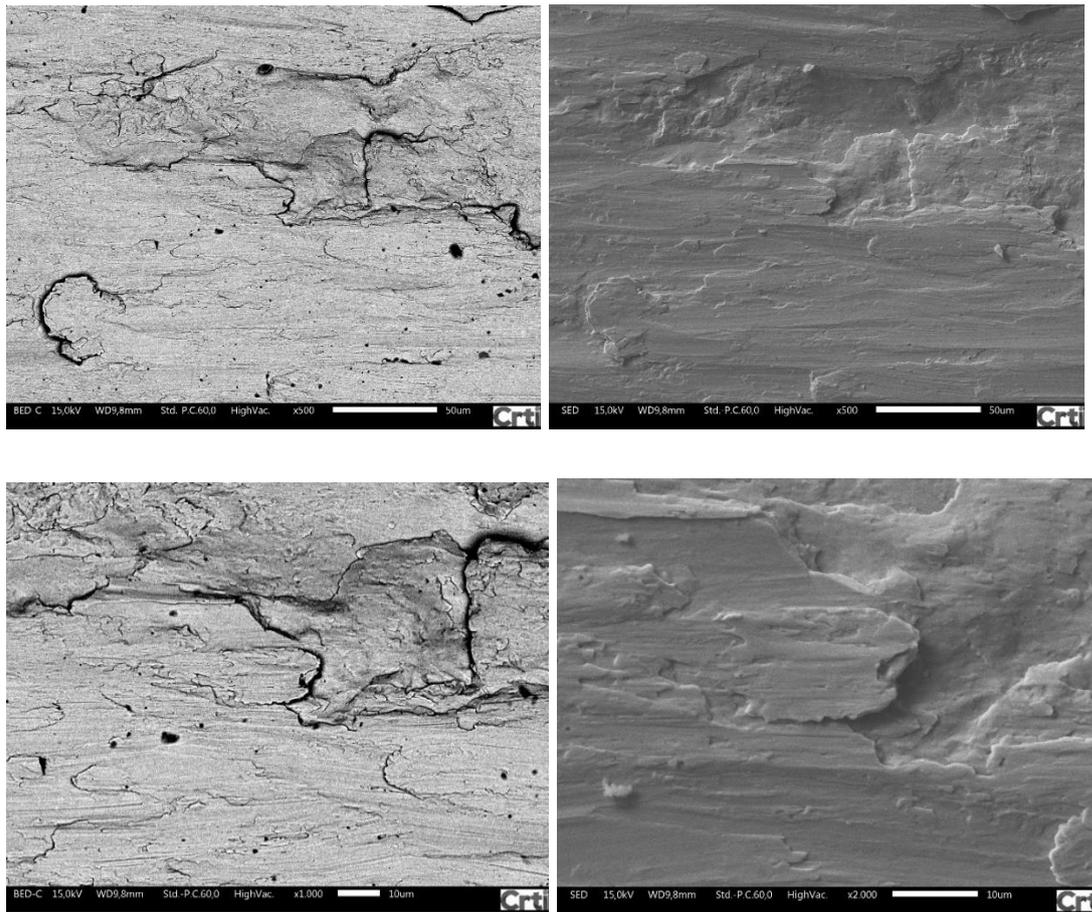
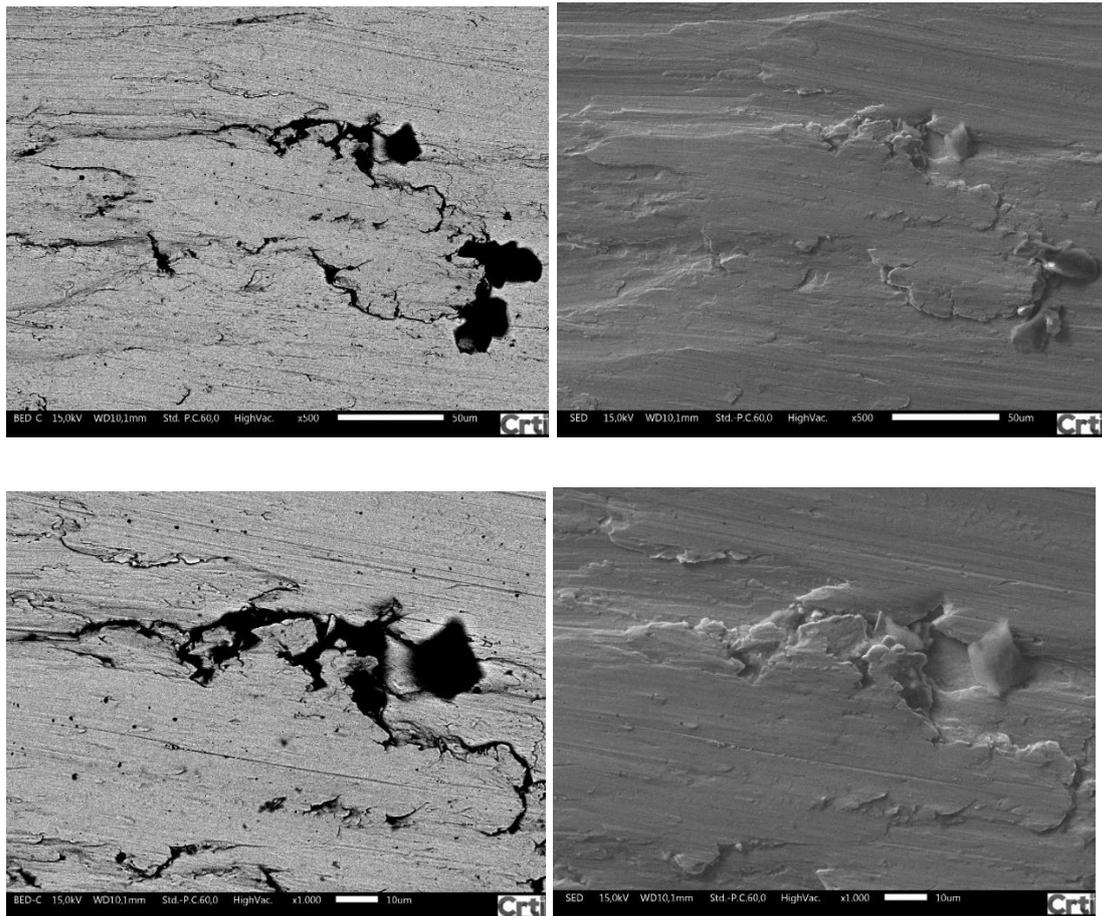


Figura 42. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade CO₂.



Fonte: autores.

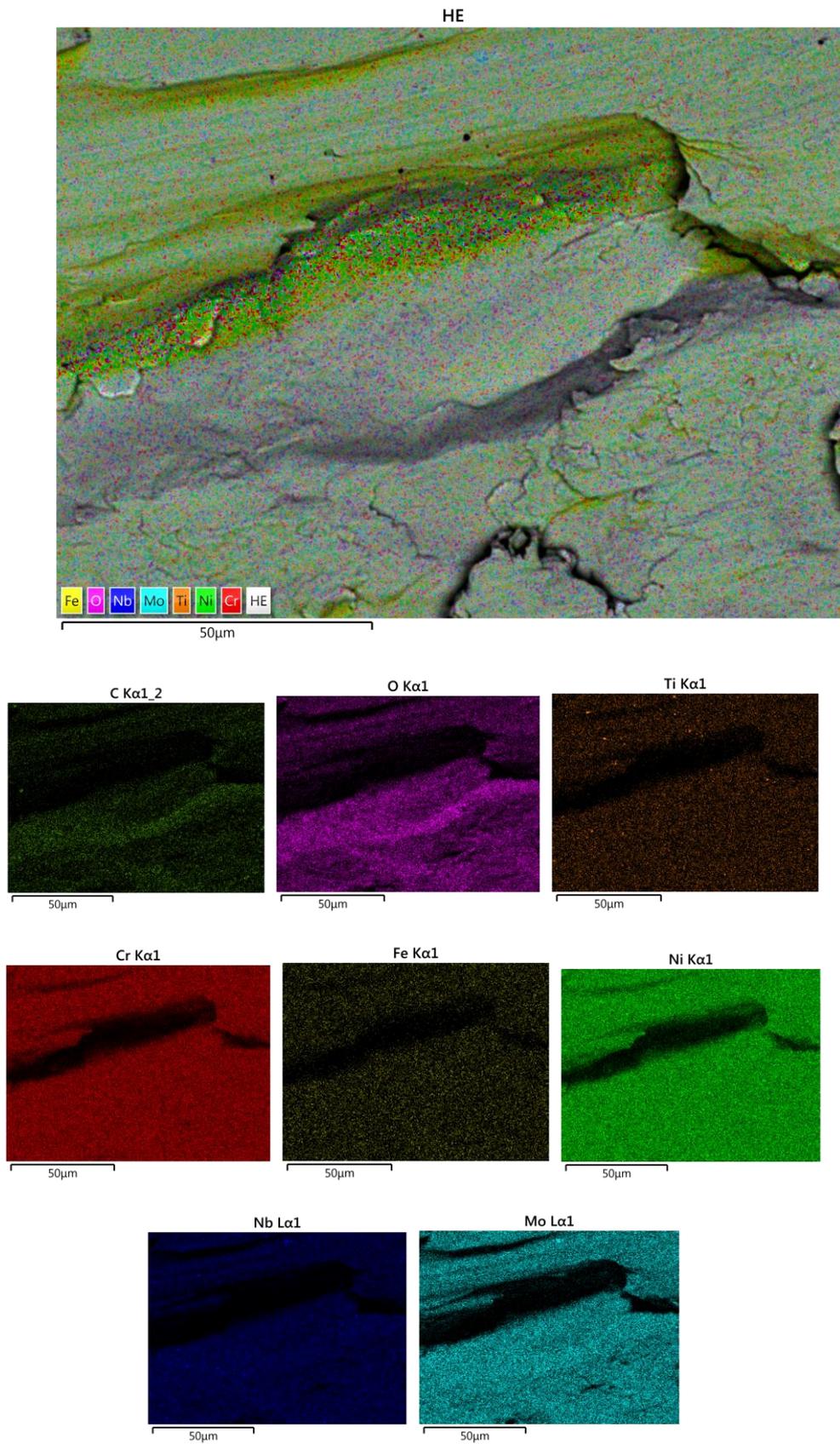
Figura 43. As Imagens de microscopia eletrônica de varredura (MEV) das trilhas desgastadas e topografia da rugosidade CO2T



Fonte: Autores.

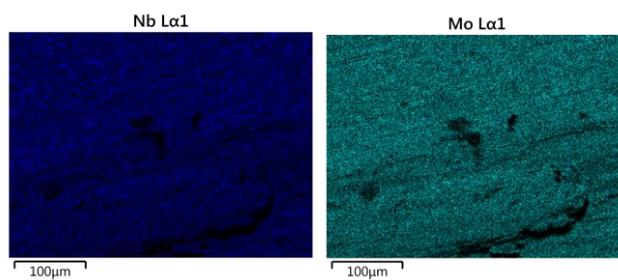
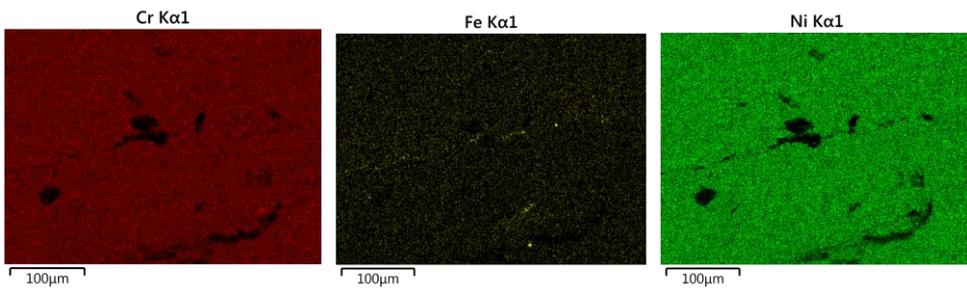
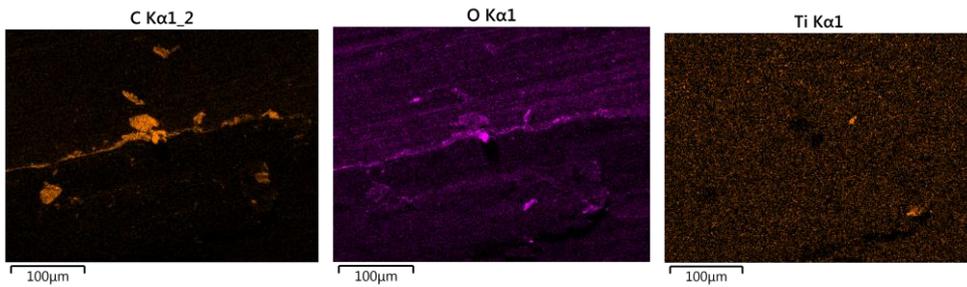
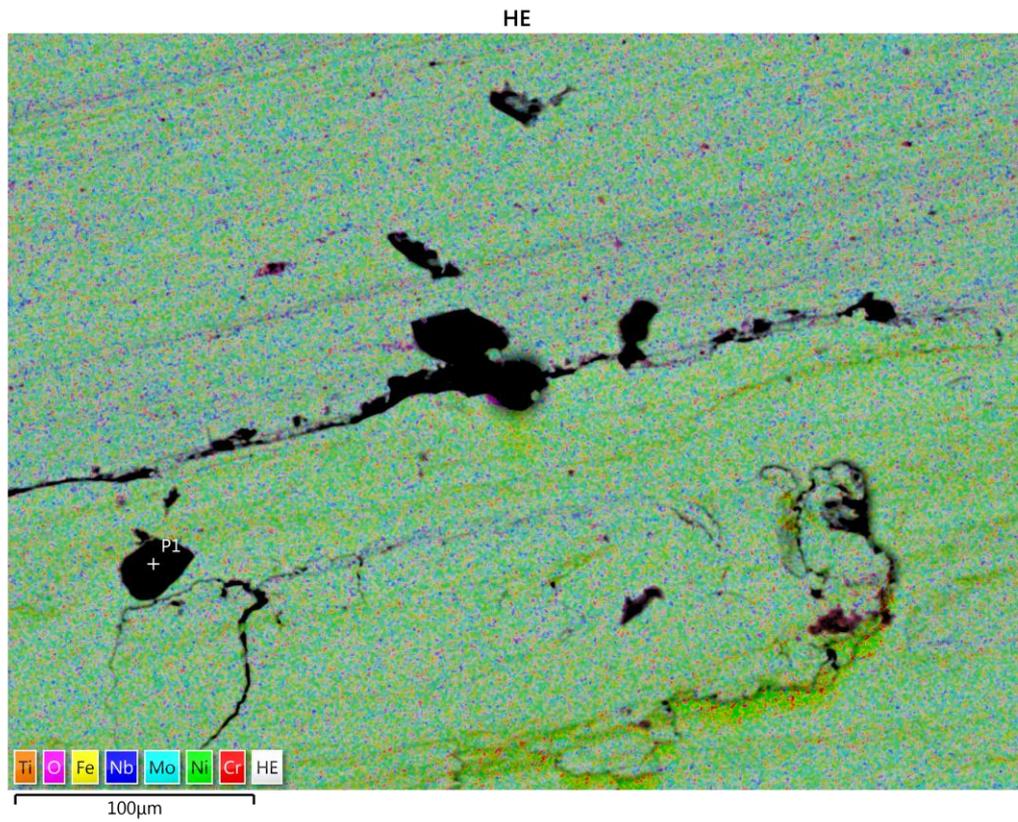
As trilhas desgastadas das amostras foram submetidas a ensaios de EDS com a intenção de analisar a influencia da microestrutura formada na taxa de desgaste das amostras, onde suspeita-se que as taxas de desgaste das amostras de HE comparadas com as de CO₂ possam ser maiores devido a formação de uma fase que fragilizou a superfície de revestimento, os resultados qualitativos podem ser observados nas Figuras 44 a 48.

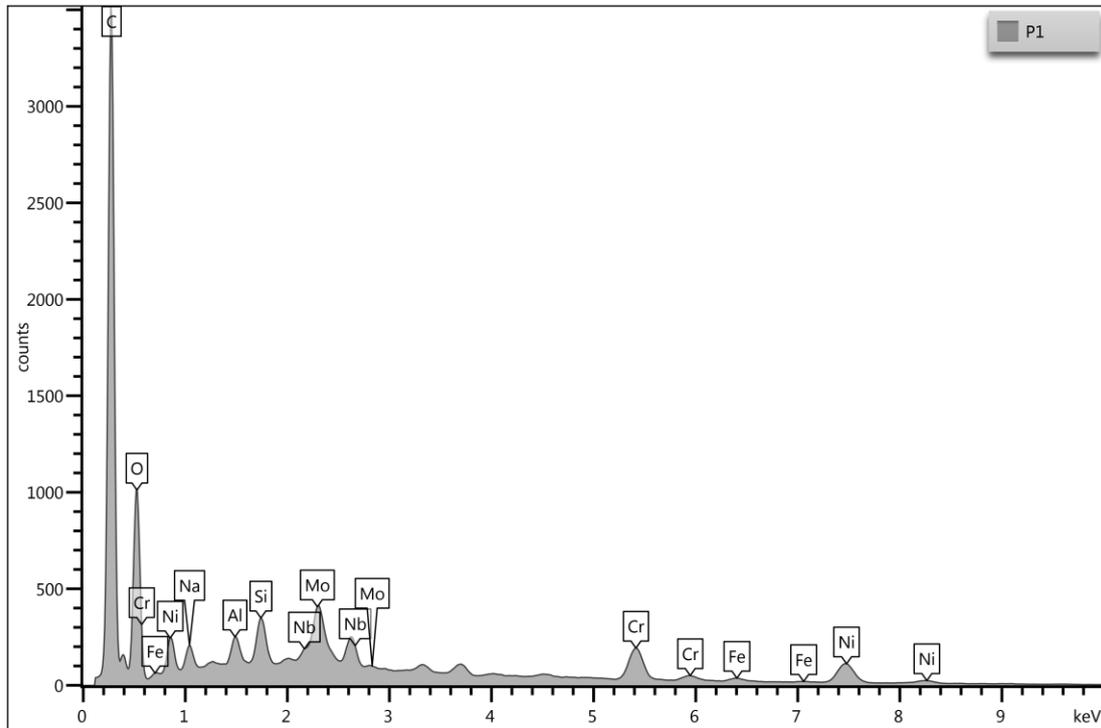
Figura 44. EDS da trilha desgastada da amostra de HE.



Fonte: Autores.

Figura 45. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de HE.



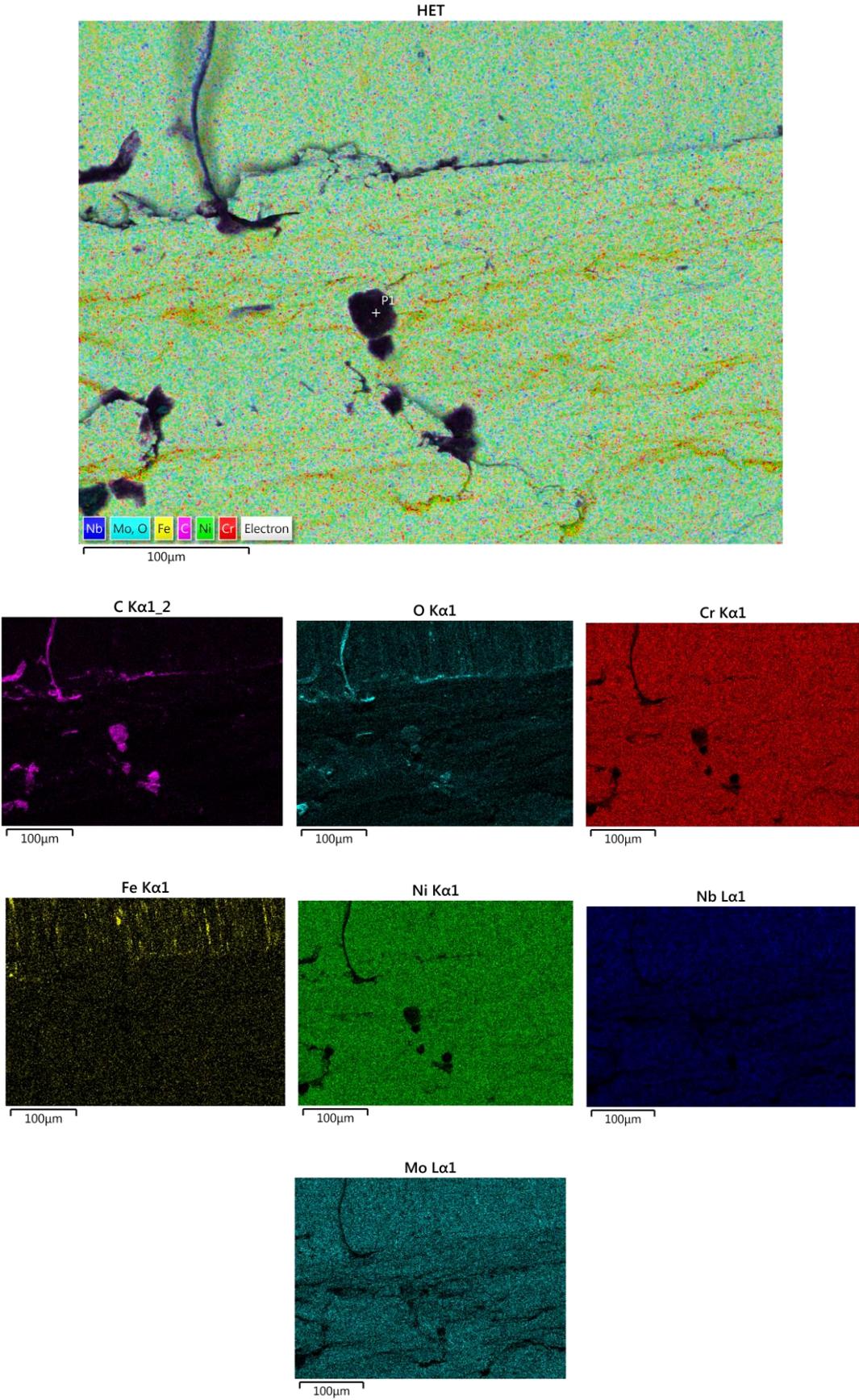


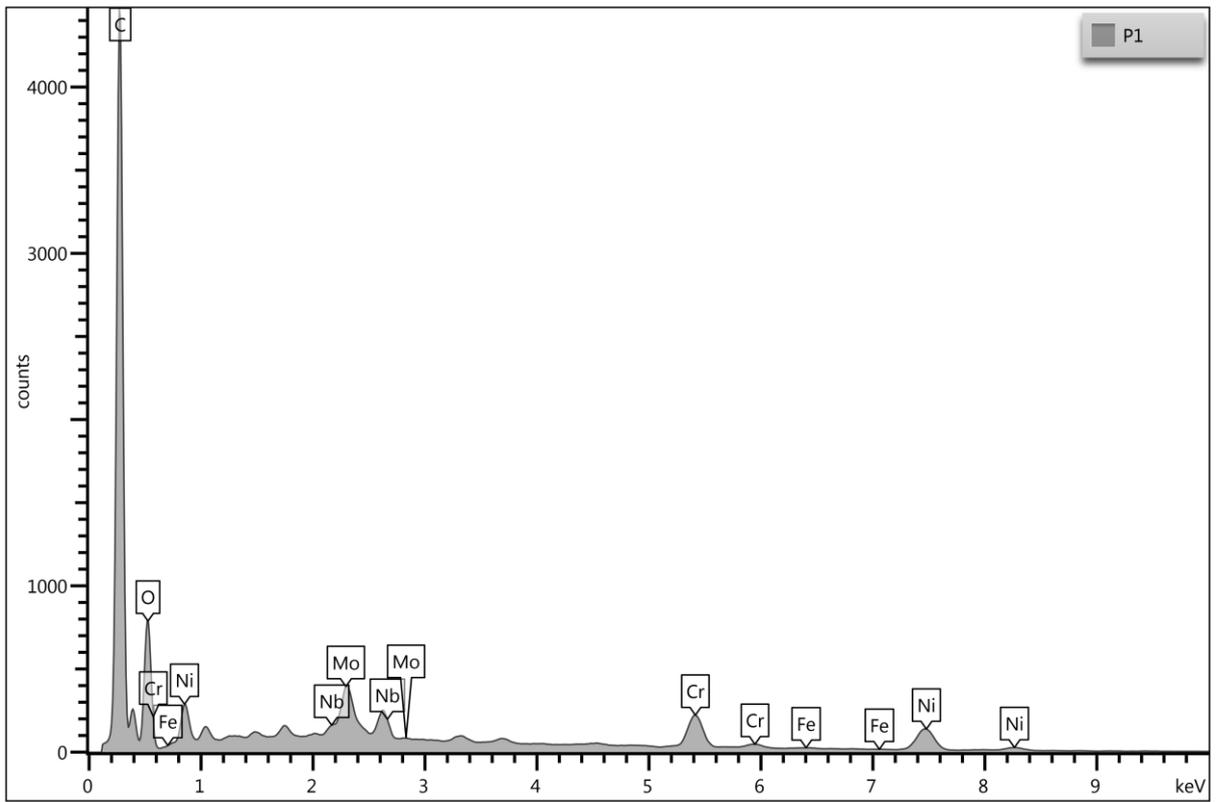
Fonte: Autores.

Observando as Figuras 44 e 45 constata-se que os pontos escuros nas imagens em modos de detecção BSE são provenientes de elementos de baixo peso atômico. A análise EDS pontual aponta como principal elemento composicional da região escurecida o Carbono. O carbono pode ser proveniente do lubrificante na amostra que não foi retirado com eficácia pela limpeza ultrassônica. Contudo, observando os modos de detecção SE notam-se estruturas com formato de cristais que podem ser cloreto de sódio da água salina utilizada no ensaio de desgaste por deslizamento. Tanto o óleo lubrificante quanto o cloreto de sódio podem não ter sido removidos após a limpeza ultrassônica.

Constata-se nas Figuras 44 e 45 que as regiões onde houve a remoção de material encontrava-se fragilizada devido a presença de trincas, nota-se também que a formação das trincas ocorreu nas áreas onde predomina-se fases empobrecidas em Nb e Mo. Outra possibilidade é que em tais regiões houve a formação de uma tribocamada que contenha cloro e/ou sódio.

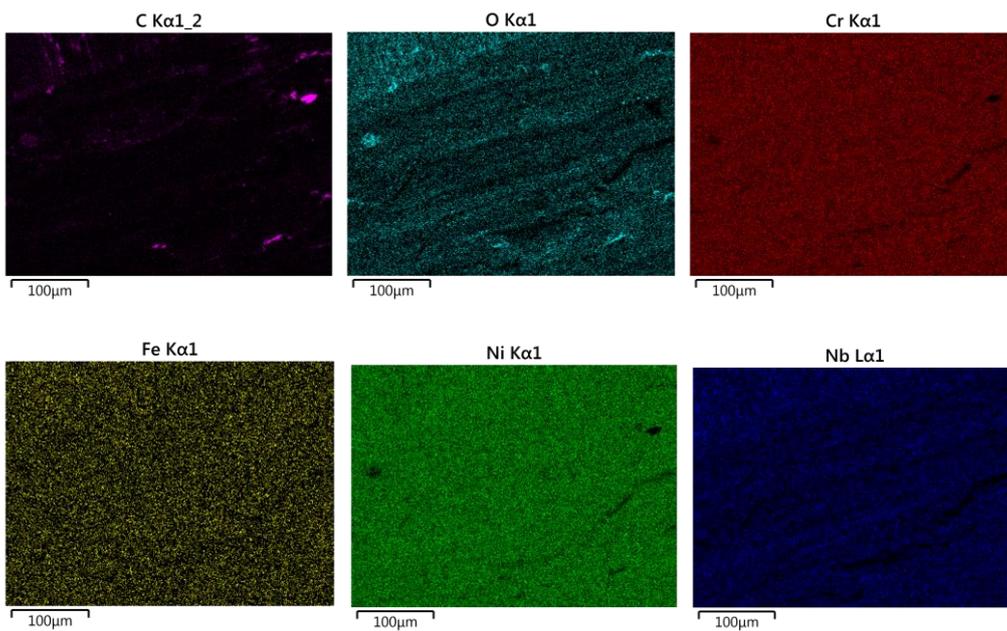
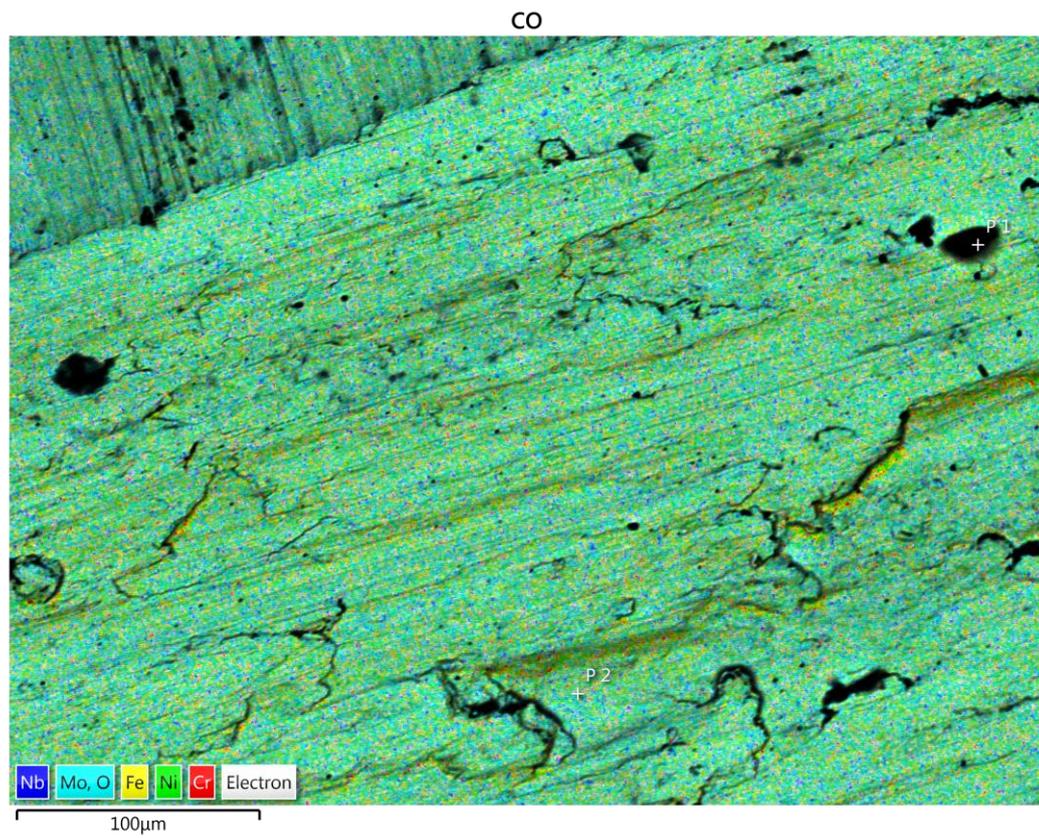
Figura 46. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de HET

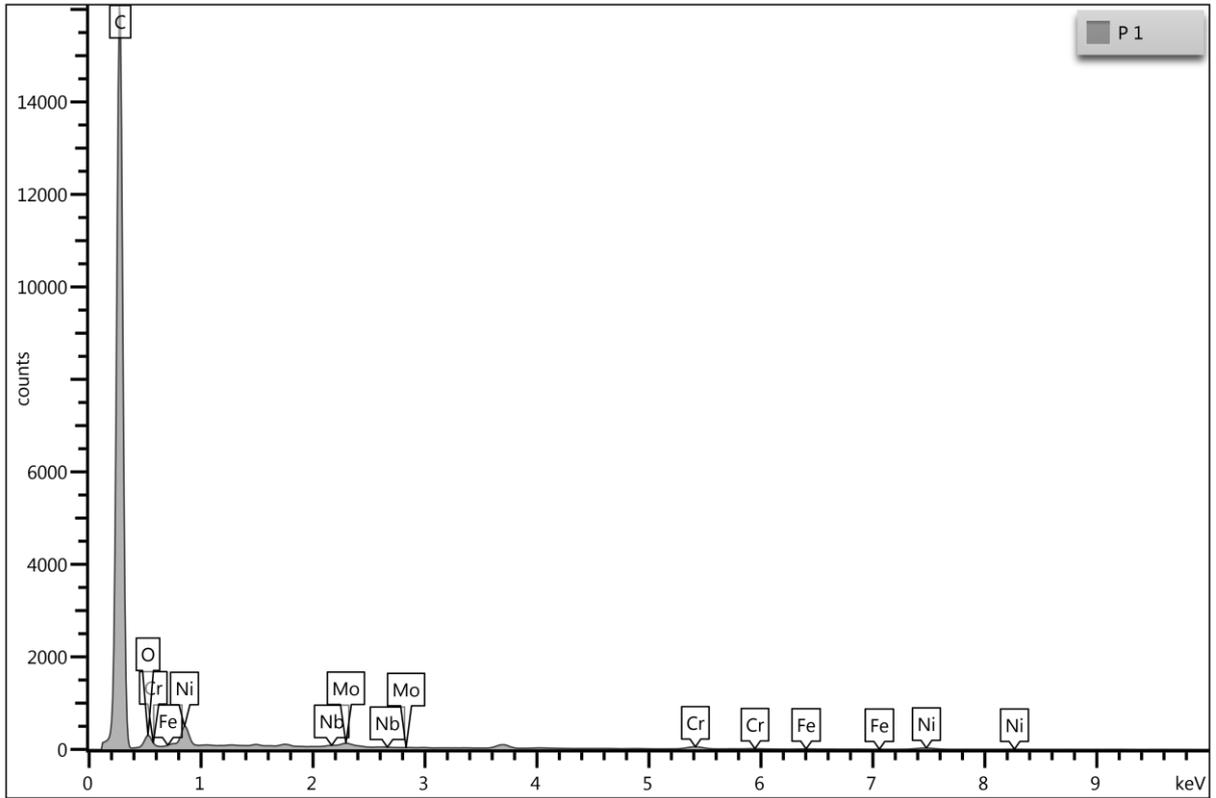
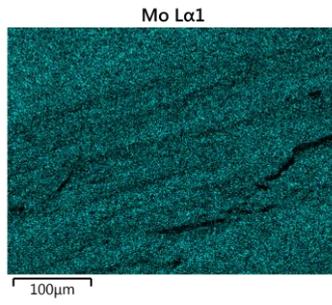




Fonte: Autores.

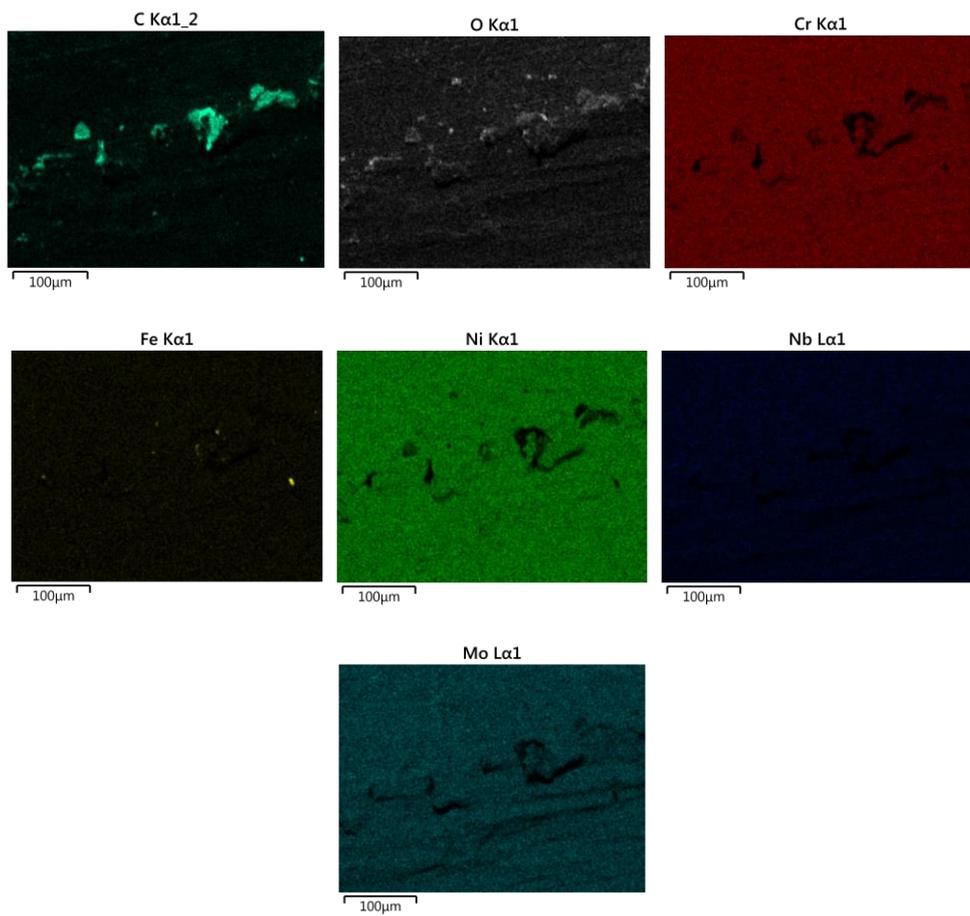
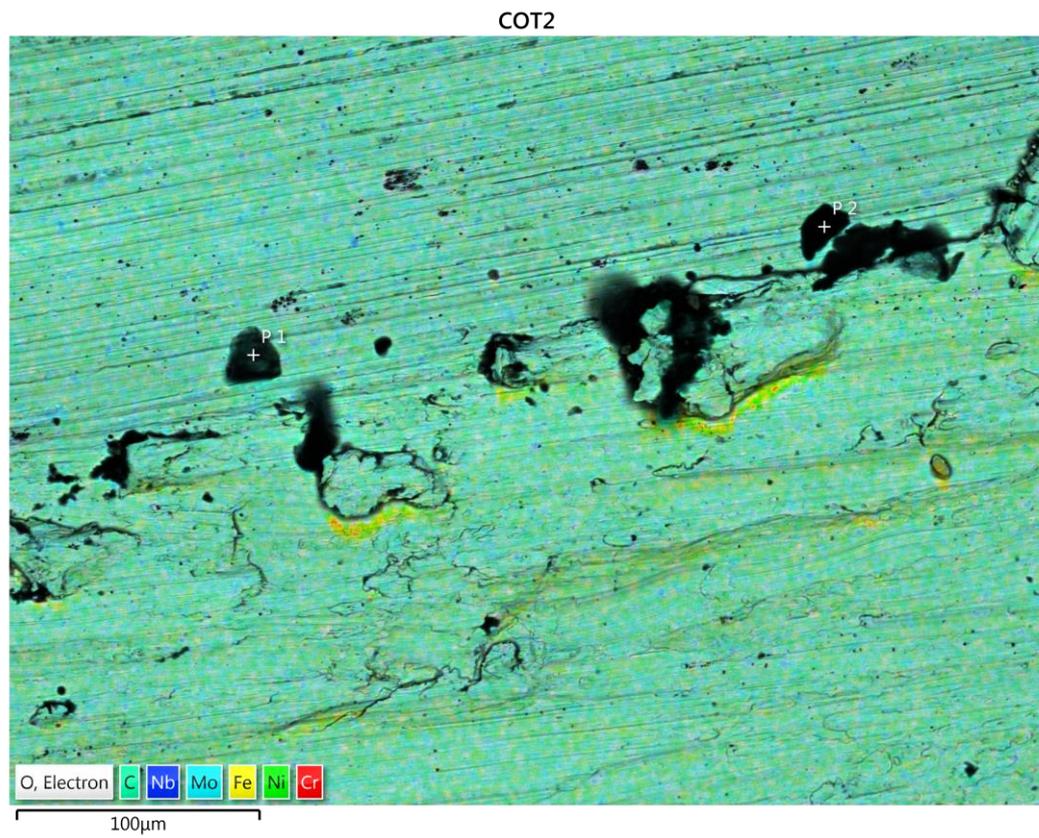
Figura 47. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de CO2.

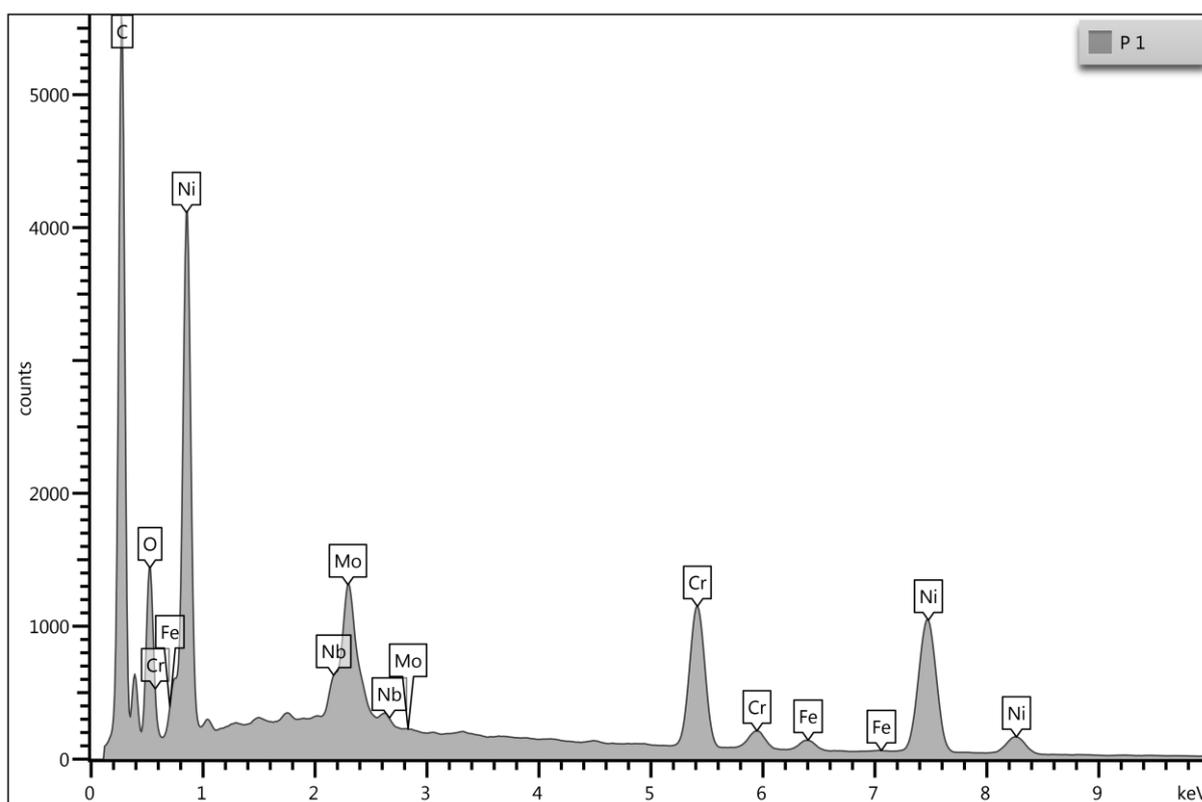




Fonte: Autores.

Figura 48. EDS da interface dentro/fora da trilha de desgaste da amostra de CO2T.





Fonte: Autores.

Observando-se as Figuras 47 e 48 nota-se que o efeito do tratamento térmico nas amostras de CO₂ foi semelhante as das amostras que utilizaram o gás He, ou seja, as trilhas de desgaste para os estados como soldado e após tratamento térmico apresentaram-se semelhantes.

5. CONCLUSÕES

De acordo com os resultados obtidos e apresentados neste trabalho foi possível concluir que:

Em relação a microestrutura:

- Independentemente do tipo de gás de proteção utilizado, observou-se uma microestrutura austenítica com formato dendrítico (celular e equiaxial- dendritico) e segregações dos elementos Nb e Mo para as regiões interdendríticas, que são as últimas a se solidificarem.

- O revestimento realizado utilizando o gás He gerou nas regiões interdendríticas uma elevada quantidade de precipitados associada a intensa segregação de Nb e Mo, gerando intenso trincamento relacionado à formação de fase Laves.
- Quando utilizou o gás de proteção com CO₂ para a confecção dos revestimentos observou-se a segregação de elementos como Nb e Mo para as regiões interdendríticas e porosidades advindas do processo de soldagem.
- Em ambos os gases de proteção observou-se a tendência ao aumento de precipitados e difusão da segregação após o processo de tratamento térmico. Contudo, o efeito da redução da segregação por meio da dissolução dos elementos Nb e Mo na matriz foi mais intenso nas amostras que utilizaram o gás He.
- O gás He propiciou maior condutividade do plasma. A maior condutividade do plasma causou o aumento da velocidade de resfriamento da poça de fusão e por consequência o aumento da quantidade de segregação durante a solidificação da liga. Isso propiciou a formação da fase secundária Laves e o intenso trincamento da superfície revestida.

Em relação a dureza:

- As amostras como soldadas que utilizaram gás He apresentaram dureza média maior comparada as amostras que utilizaram gás CO₂. A tendência do aumento de dureza da região do substrato para a região de sobreposição está associada à presença de Nb e Mo na região interdendrítica.
- A dureza média das amostras como soldadas que utilizaram gás He está relacionada ao rápido resfriamento no qual a amostra é submetida após processo de soldagem e por consequência a formação de fase secundárias como Laves.
- Constatou-se nas amostras como soldada e após tratamento térmico uma tendência a redução da dureza por meio da dissolução de elementos como Nb e Mo e fases secundárias na matriz.
- Com relação aos resultados após tratamento térmico das amostras constatou-se quantitativamente que o tratamento térmico apresentou maior redução da dureza da superfície revestida nas amostras que utilizaram o gás He. Tal redução é advinda da redução da segregação intensa dos elementos molibdênio e nióbio da região interdendrítica. Quanto as amostras que utilizaram o gás CO₂ , após o tratamento

térmico constatou-se que a redução da dureza da superfície revestida não foi significativa devido a diminuição da segregação não ter sido tão intensa.

- Existe uma tendência da amostra de CO₂ como soldado adequar-se à Norma NACE MR0175, enquanto a amostra de He ultrapassa o limite preestabelecido pela norma.

Em relação ao comportamento ao desgaste:

- O mecanismo de desgaste foi identificado como adesivo. As amostras como soldadas que utilizaram gás He apresentaram taxa de desgaste média maior comparada às amostras que utilizaram gás CO₂.
- Com relação ao tratamento térmico, constatou-se uma tendência a redução da taxa de desgaste, porém não pode ser afirmada devido a barra de erros ser significativa.
- Tal resultado é advindo da presença de elevada quantidade ou acúmulos localizados de fase Laves que causou a formação de trincas microscópicas, que podem causar fratura dúctil quando a estrutura está sob carregamento, provavelmente induzindo mecanismos de remoção de materiais frágeis, os quais levam a desgaste mais severo

6. TRABALHOS FUTUROS

Como continuação deste trabalho, sugere-se:

- Avaliação do comportamento do desgaste com variação de carga aplicada no ensaio de desgaste.
- Avaliar a temperatura de interpasse com a intenção de prevenir a formação de fases secundárias frágeis.
- Avaliar o comportamento ao desgaste com outras misturas de gases.
- Analisar a microestrutura e a formação de fases secundárias por meio de outros tratamentos térmicos referenciados na revisão bibliográfica.
- Analisar o comportamento ao desgaste em outros meios severos.

7. BIBLIOGRAFÍA

J.A. Beavers, G.H. Koch, and W.E. Berry, Metals and Ceramics Information Center, Report 86-50, July (1986).

Qi H, Azer M, Ritter A. Studies of standard heat treatment effects on microstructure and mechanical properties of laser net shape manufactured INCONEL 718. *Metall Mater Trans A* 2009;10:2410–22.

TJ. Lennox, M.H. Peterson and C.W. Billow, "Corrosion Resistance and Response to Cathodic Protection of Advanced Alloys in Sea Water", Paper No. 64, Corrosion /82, NACE, Houston, Texas (1982).

A.J. Sedriks, *International Metals Review*, 27 (6) (1982) 321-353

Taberero I, Lamikiz A, Martínez S. Evaluation of the mechanical properties of Inconel 718 components built by laser cladding. *Int J Mach Tool Manuf* 2011;6:465–70.

Sui S, Chen J, Zhang R. The tensile deformation behavior of laser repaired Inconel 718 with a non-uniform microstructure. *Mater Sci Eng A Struct* 2017;688:480–7.

Zhang MC, Cao GX, Dong JX. Analysis of the remelting law of Laves phase in GH4169 alloy ingot based on classical dynamic model. *Acta Metall Sin* 2013;3:372–8.

Xu DF, Tian CS. Study on Laves phase resolving behavior of GH4169 alloy steel based on mathematical model during heat treatment. *Foundry Technol* 2014;11:2570–2.

Chen W, Li CC, Li H. Effects of heat treatment on microstructure and mechanical properties of modified Inconel 718C alloy. *Heat Treat Met* 2007;6:81–7.

Song K, Yu K, Lin X. Microstructure and mechanical properties of heat treatment in laser solid forming Inconel 718 superalloy. *Acta Metall Sin* 2015;8:935–42.

Zhao WW, Lin X, Liu FC. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of Inconel 718 superalloy. *Chin J Las* 2009;12:3220–5.

BARBOSA, C. Metais não Ferrosos e suas Ligas – Microestrutura, Propriedades e Aplicações. Rio de Janeiro: E-Papers, 2014.

Mohammadi Zahrani, E., Alfantazi, A.M., 2014. High temperature corrosion and electrochemical behavior of INCONEL 625 weld overlay in PbSO₄–Pb₃O₄–PbCl₂–CdO–ZnO molten salt medium. *Corros Sci.* 85, 60–76.

Dinda, GP ; Dasgupta, Ak ; Mazumder, J *Materials Science And Engineering A-Structural Materials Properties Microst*, 2009 May 25, Vol.509(1-2), pp.98-104

GURUMOORTHY, K. et al. Microstructure and wear characteristics of nickel based hardfacing alloys deposited by plasma transferred arc welding. *Materials Science & Technology*, [s. l.], v. 22, n. 8, p. 975–980, 2006. DOI 10.1179/174328406X100734.

EISELSTEIN, H. L., TILLACK, D. J., *The invention and definition of alloy 625, The Minerals, Metals and Materials Society*, 1991.

TOSZCZYSZYN, T. J., PAES, R. M. G., OLIVEIRA, A. S. C. M., et al., "Microstructure and

properties of Ni-based 625 alloy coatings by plasma transferred arc (PTA) on different steel substrate, CT-19, Curitiba, PR, Brasil, 25-28 Novembro 2015.

H. L. Eiselstein, "Metallurgy of a Columbium-Hardened Nickel-Chromium-Iron Alloy", Publication 369, ASTM, 1965

J. Kolts, J.B.C. Wu, P.E. Manning, and A.I. Asphahani, "Highly Alloyed Austenitic Material for

Corrosion Resistance", *Corrosion Reviews*, 6(4)(1986) 279-326

R.C. Scarberry, D.L. Graver, C.D. Stephens, "Alloying for Corrosion Control", *Materials Protection*, June, 1967, pp.54-57

S. Li, Q. Wei, Y. Shi, Z. Zhu, D. Zhang, Microstructure characteristics of Inconel 625 superalloy manufactured by selective laser melting, *J. Mater. Sci. Technol.* 31 (2015) 946– 952.

L. Chen, Y. He, Y. Yang, S. Niu, H. Ren, The research status and development trend of additive manufacturing technology, *Int. J. Adv. Manuf. Technol.* 89 (2016) 1–10.

Wu, W., Wu, LT.1996. “The wear behavior between hardfacing materials”. *Metall Mater Trans A*, Vol. 27, pp. 3639– 3648.

Chandel RS, Seow HP, Cheong FL,1997. “Effect of increasing deposition rate on the bead geometry of submerged arc welds”. *J Mater Process Technol*, Vol. 72, pp.124–128

SOEIRO JUNIOR, J, C. Soldabilidade metalurgica do aço ASTM A 553 Tipo I com 9% de níquel, Universidade de São Paulo

BURWELL,J.T.Survey of possible wear mechanisms. *Wear*.vol11,no.2,pp.119-141.1957.

CHEN,J, WANG,J. et al. Tribocorrosion behaviors of inconel 625 allow sliding against 316 steel in seawater. *Tribology Transactions*. vol.54,no4.pp.514-522.2011.

HUTCHINGS, I. M. *Tribology, Friction and Wear of Engineering Materials*. B.H - Butterworth-Heinemann, 1992.

G.D. Smith, D.H. Yates, “Optimization of the Fatigue Properties of INCONEL alloy 625”. Paper presented at International Symposium on Superalloys 718,625 and Various Derivatives, Pittsburgh, Pa, June 24-26, 1991.

ANTOSZCZYSZYN, J. T. Revestimentos de liga de níquel inconel 625 por plasma com arco transferido (pta) sobre aços api 51 x70 e aisi 316l, 2014.

ISO, 10423. 2003. Petroleum and natural gas industries - Drilling and production.

N-1707. 2010. Projeto de vaso de pressão com revestimento metálico. PETROBRAS. 2010. ASTM G15. Standard Terminology Relating to Corrosion and Corrosion Testing. 5p, 2004.

Izar TBS. Efeito dos tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura e propriedades de uma junta dissimilar entre o aço API 5L X-52 e a liga Inconel 625 [dissertação de mestrado]. Campos dos Goytacazes: Universidade Estadual do Norte Fluminense; 2015.

N. Jeyaprakash, C.-H. Yang, M. Duraiselvam, G. Prabu, Results Phys. 12, 1610 (2019).

KAHN, H. Difração de Raios X, 2000. 18 p. Disponível em <http://www.angelfire.com/crazy3/qfl2308/1_multipart_xF8FF_2_DIFRACAO.pdf>.

X'PERT High Score Plus Software. Version 2.2a. Release 1-Sep-2006. PANalytical, 2006. (Licensed modules PW3212). 1 CD-ROM.

GOBBO, L. A. Os compostos do clínquer Portland: sua caracterização por difração de raios X e quantificação por refinamento de Rietveld. 157 p. Dissertação (Mestrado em Recursos Minerais e Hidrogeologia) – Instituto de Geociências, Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. Superalloys: A Technical Guide, 2nd Edition. ASM International, 2002. p. ISBN 9781615030644.

Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special- Purpose Materials. ASM International, 1990. 3470 p. ISBN 9780871703781.

SIMS, C. T.; STOLOFF, N. S.; HAGEL, W. C. Superalloys II. Wiley, 1987. p. ISBN 9780471011477.

Portfolio Crti Disponível em < <https://www.crti.ufg.br/> >.

Asm Handbook. Properties and selection: nonferrous alloys and special- purpose materials, Vol. 2. Russell Township: ASM International; 1992. p. 1363-1403. John ND.

Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys. 1st ed. New Jersey: John Wiley & Sons; 2009. 93 p. Special Metals. INCONEL alloy 625. New Hartford: Special Metals Corporation; 2013, Disponível em: <http://www.specialmetals.com/assets/smc/documents/alloys/inconel/inconel-alloy-625.pdf> Izar TBS.

Efeito dos tratamentos térmicos pós-soldagem na microestrutura e propriedades de uma junta dissimilar entre o aço API 5L X-52 e a liga Inconel 625 [dissertação de mestrado]. Campos dos Goytacazes: Universidade Estadual do Norte Fluminense; 2015

International Organization for Standardization. ISO 15156-3: petroleum and natural gas industries: materials for use in H₂S-containing environments in oil and gas production. Part 3: cracking-resistant CRAs (corrosion-resistant alloys) and other alloys. Geneva: ISO; 2015. 85 p National Association of Corrosion Engineers.

NACE MR0175: metals for sulfide stress cracking and stress corrosion cracking resistance in sour oilfield environments. USA: NACE; 2003. 44 p.

CHIAVERINI V. Tratamento térmico das ligas metálicas. São Paulo: ABM; 2008. 272 p.

Evangelina, A., & Sathya, P. (2019). Cold metal arc transfer (CMT) metal deposition of Inconel 625 superalloy on 316L austenitic stainless steel: microstructural evaluation, corrosion and wear resistance properties. *Materials Research Express*, 6. LI, S.;

WEI, Q.; SHI, Y.; ZHU, Z.; ZHANG, D. Microstructure Characteristics of Inconel 625 Superalloy Manufactured by Selective Laser Melting. *Journal of Materials Science and Technology*, p. 1-7, 2015.

MOHAMMADI ZHRANI, E., ALFANTAZI, A.M., 2014. High temperature corrosion and electrochemical behavior of INCONEL 625 weld overlay in PbSO₄-Pb₃O₄-PbCl₂-CdO-ZnO molten salt medium. *Corros Sci.* 85, 60–76.

REED, R. C. 2006. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.

SIMS, C. T. Superalloys: genesis and character. In: Sims, C. T., Stoloff, N. S. e Hagel, W. C. (Ed.). *Superalloys II*: John Wiley & Sons Inc., 1987. Superalloys: genesis and character, p. 3-25.

H. L. Eiselstein ASTM STP No. 369, 1965, p. 62.

B. Radhakrishna and R. G. Thompson Met Trans Vol. 22A, 1991, p. 887.

M. J. Cieslak, T. J. Headley, T. Kollie and A. D. Romig Met Trans Vol. 19A, 1988, p. 2319.

S. M. Jones, J. F. Radavich and S. Tian "Superalloy 718", TMS, 1989,

E. L. Raymond "Superalloy 718" TMS 1989, p. 577.

M. J. Cieslak Weld Journal Vol. 70, 1991, p. 49s.

I. L. W. Wilson, R. G. Gourley, R. M. Walkosak, G. J. Bruck "Superalloys 718, 625", TMS, 1991, p. 735.

M. J. Cieslak, G. A. Knorovsky, T. J. Headley and A. D. Romig Met Trans Vol. 12A, 1986, p. 2107.

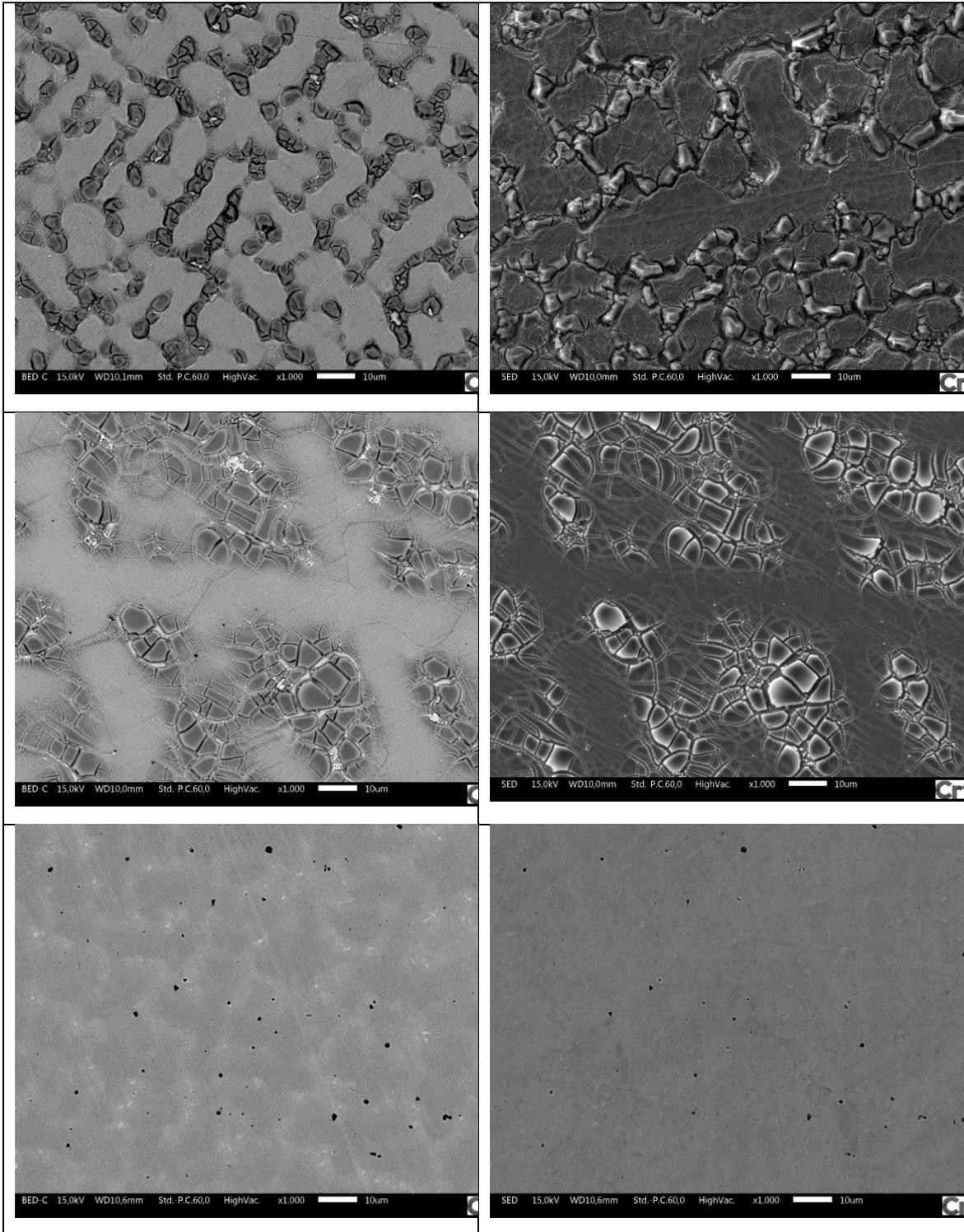
C. Chen, R. G. Thompson and C. W. Daves "Superalloys 718/625", TMS, 1991, p. 81.

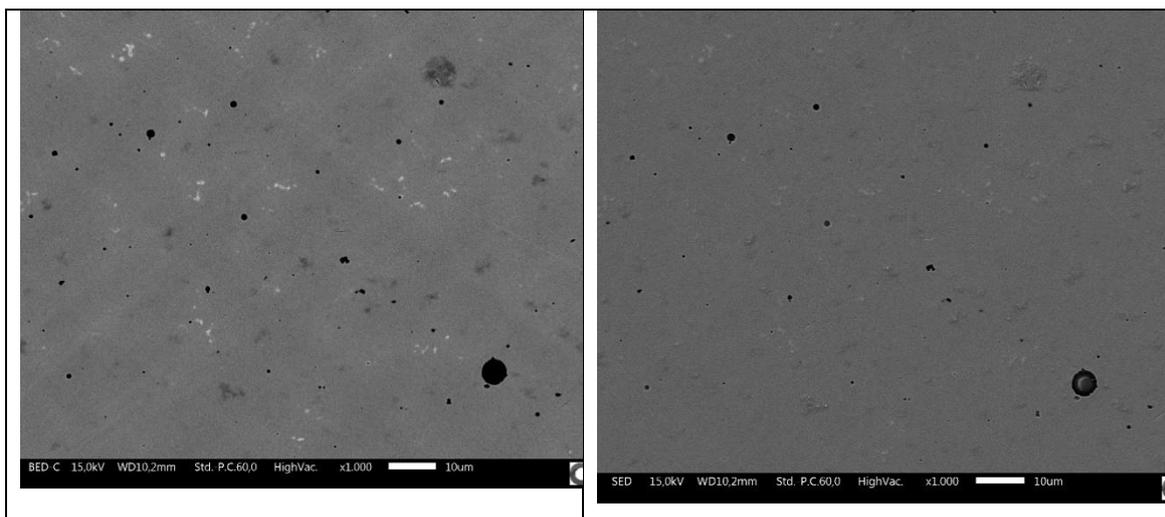
G. Chen, Q. Zhu, D. Wang, X. Xie, and J. F. Radavich "Superalloys 718/625", TMS, 1991, p. 545.

R. Cozar, M. Rouby, M. Mayonobe and C. Morizot "Superalloy 718/625 TMS 1991, p. 423.

C. Vernot-Loier and F. Cortial "Superalloy 718/625", TMS, 1991, p.409.

APÊNDICE A





Ensaio	HE	HET	CO2	CO2T
1	278,00	253,00	289,50	232,00
2	269,50	228,70	269,70	228,90
3	253,70	237,10	246,80	233,80
4	262,70	239,90	256,60	218,60
5	287,80	230,40	255,20	219,10
6	277,50	237,50	250,20	233,80
7	298,00	244,10	243,30	222,80
8	302,40	250,30	252,30	220,20
9	288,40	244,90	234,90	230,80
10	304,10	238,30	235,70	229,30
Média	294,08	243,02	243,28	227,38
Desvio Padrão	11,09	5,25	8,01	5,68

APÊNDICE B

Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE no teste 1.

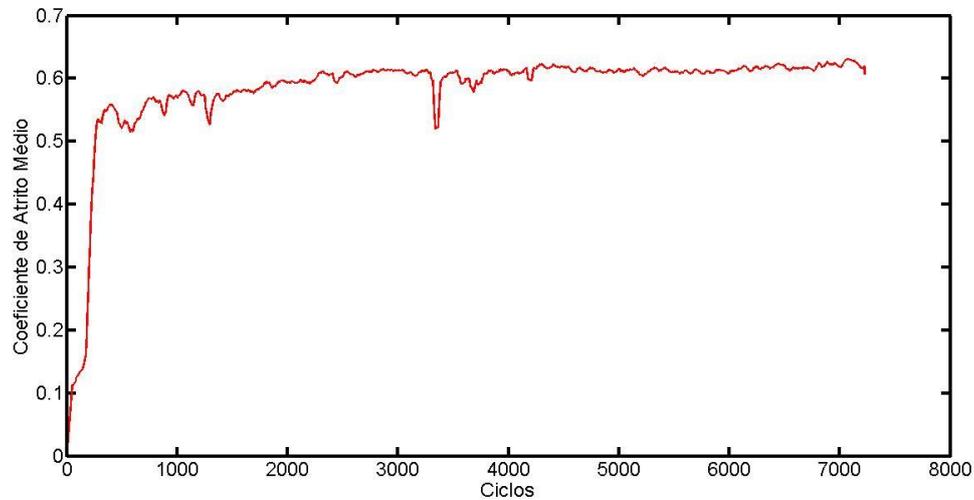


Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TESTE 1 (Inconel 625) e o número de ciclos.

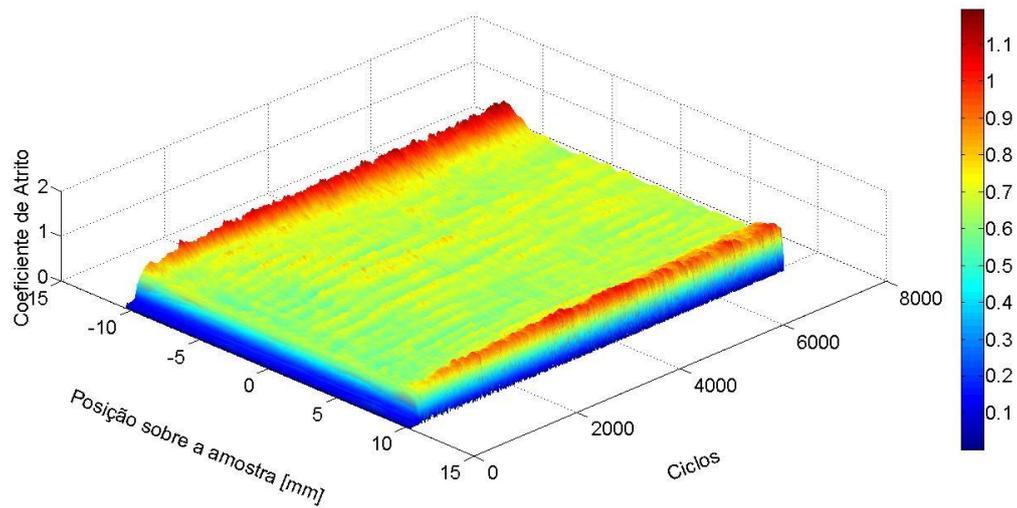
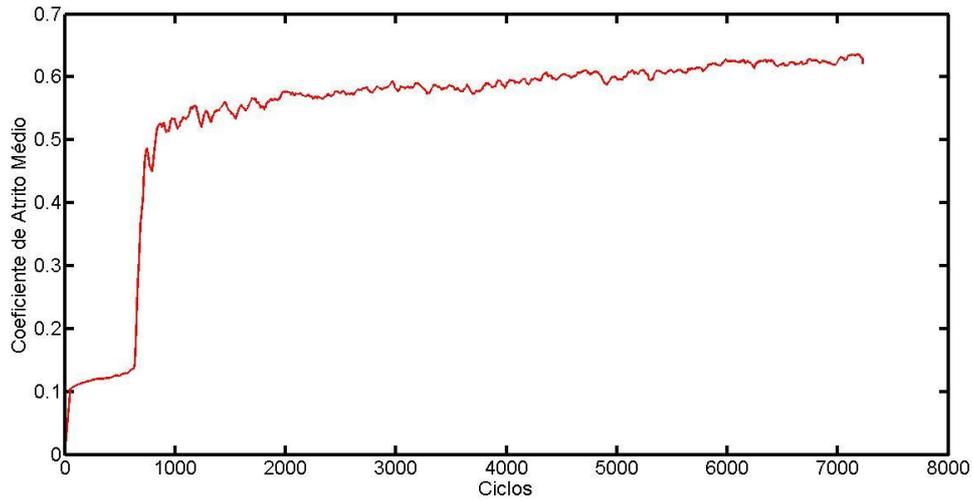


Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE no teste 2.



Fonte: próprio autor

Figura 29. Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TESTE 2 (Inconel 625) e o número de ciclos.

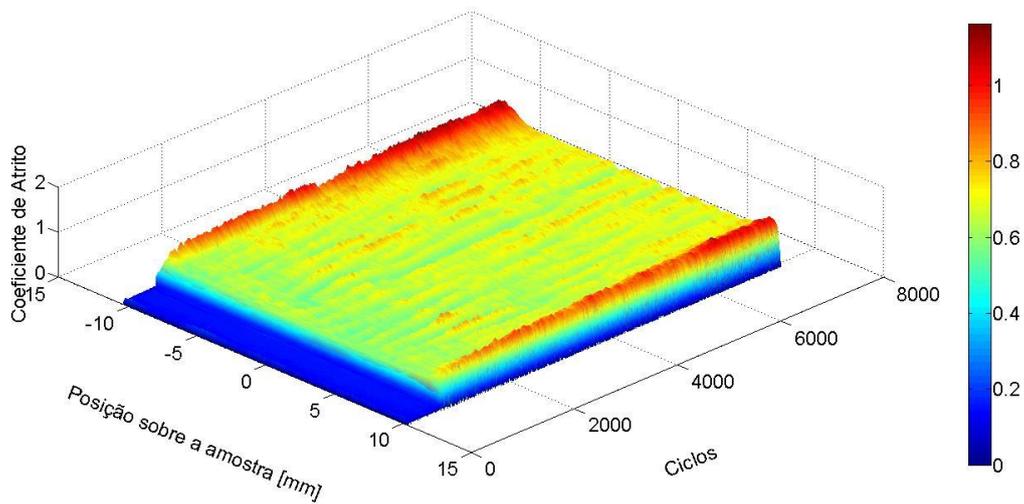


Figura 30. Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE no teste 3.

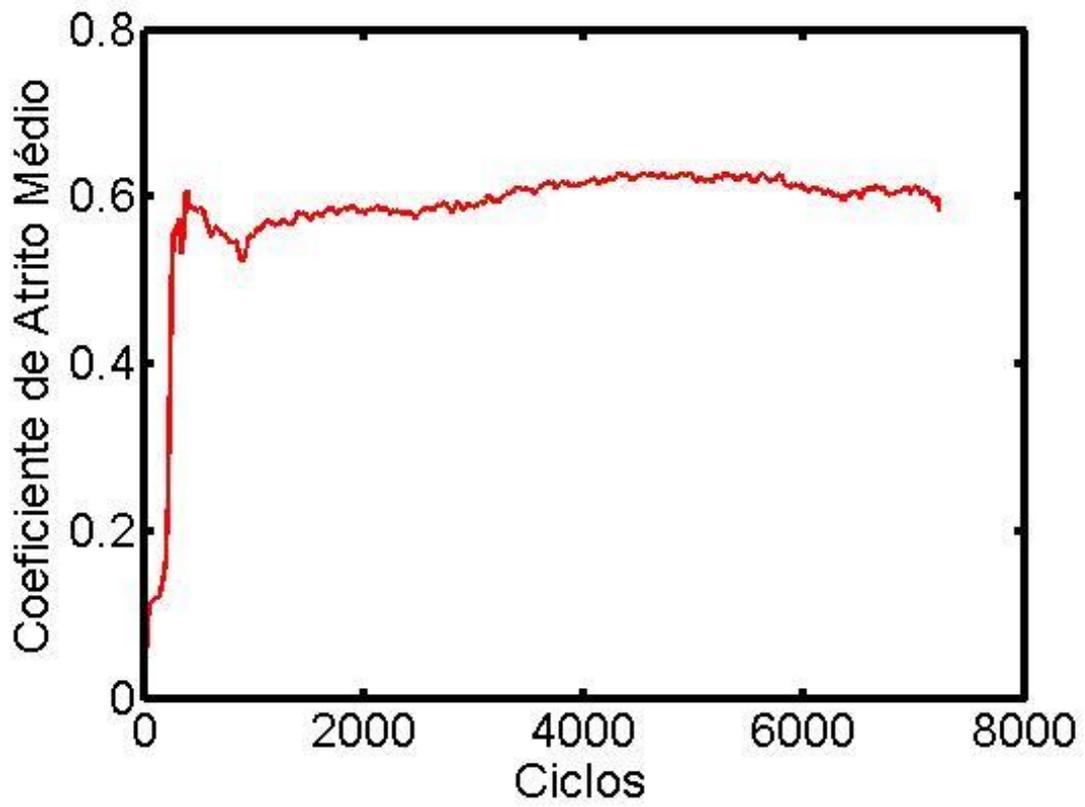
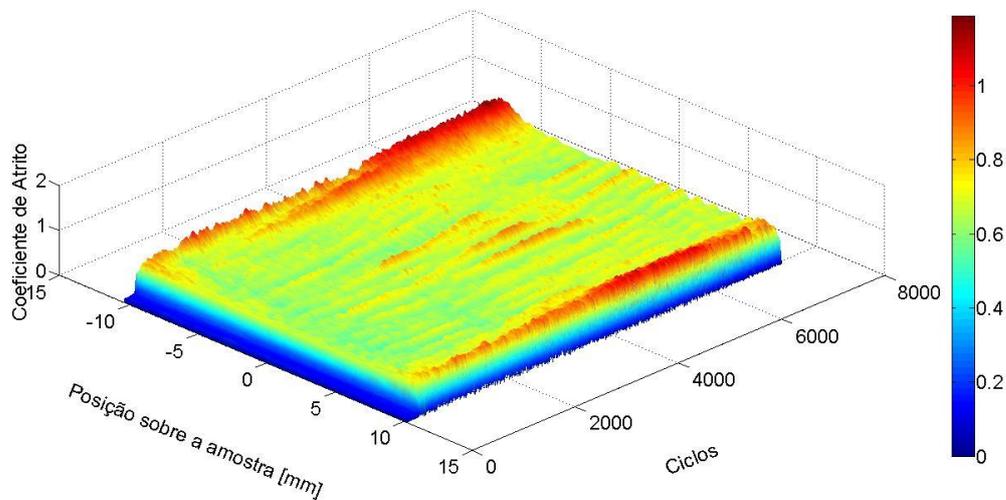


Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TESTE 3 (Inconel 625) e o número de ciclos.



HE TT

Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE TT no teste 1.

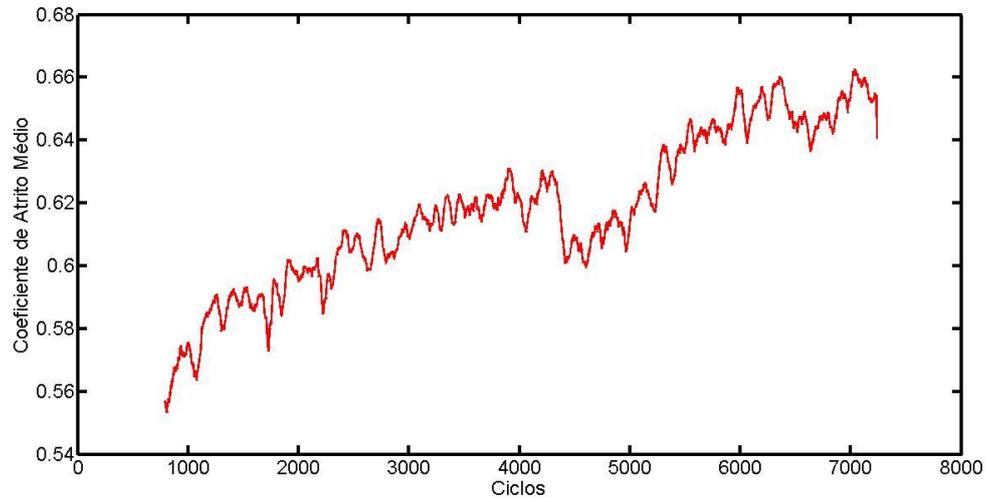
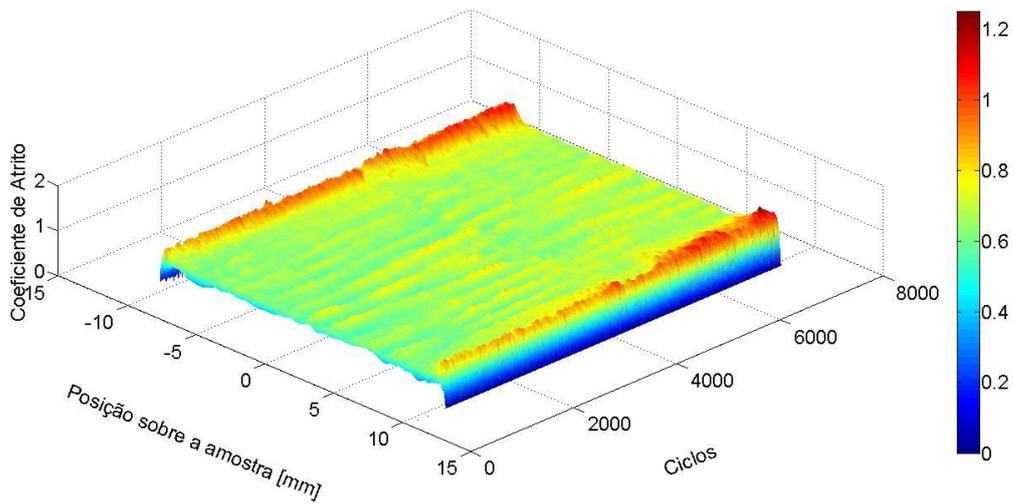


Figura 33. Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TT TESTE 1 (Inconel 625) e o número de ciclos.



Teste 2

Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE TT no teste 2.

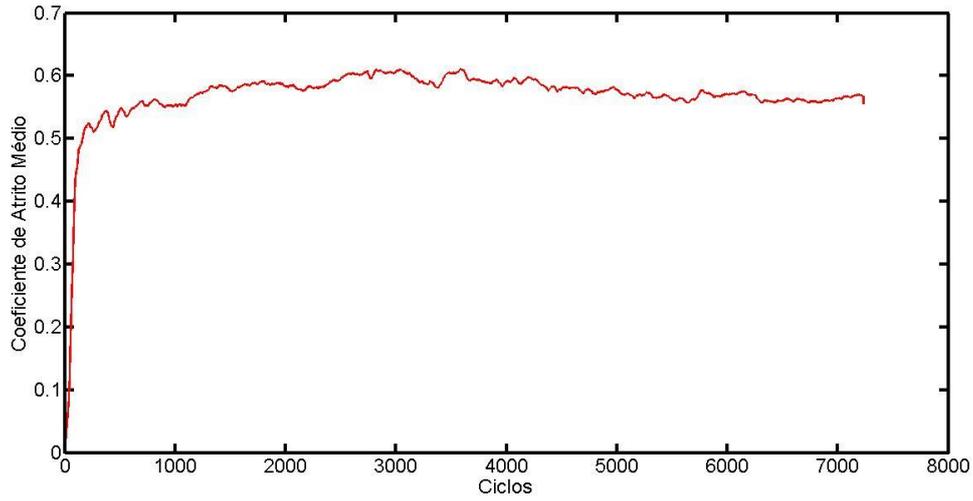


Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TT TESTE 2 (Inconel 625) e o número de ciclos.

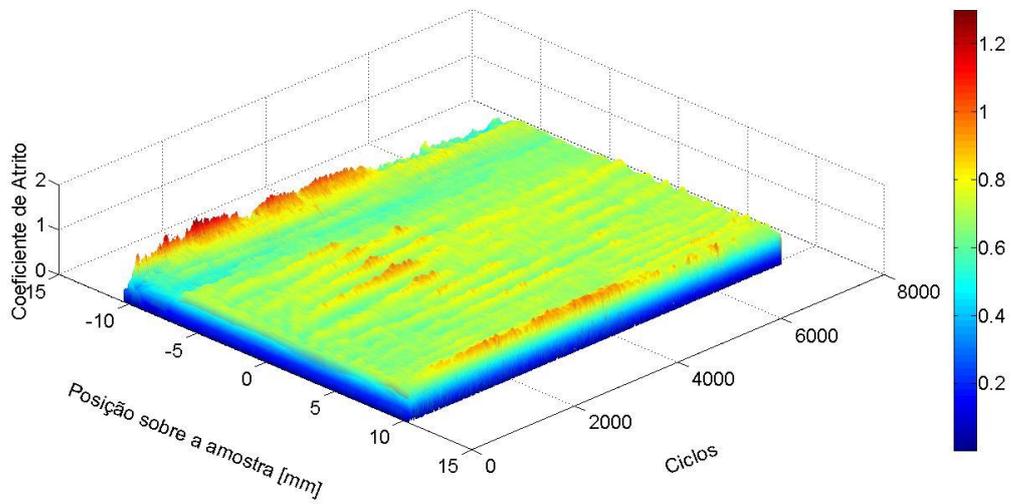


Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra HE TT no teste 3.

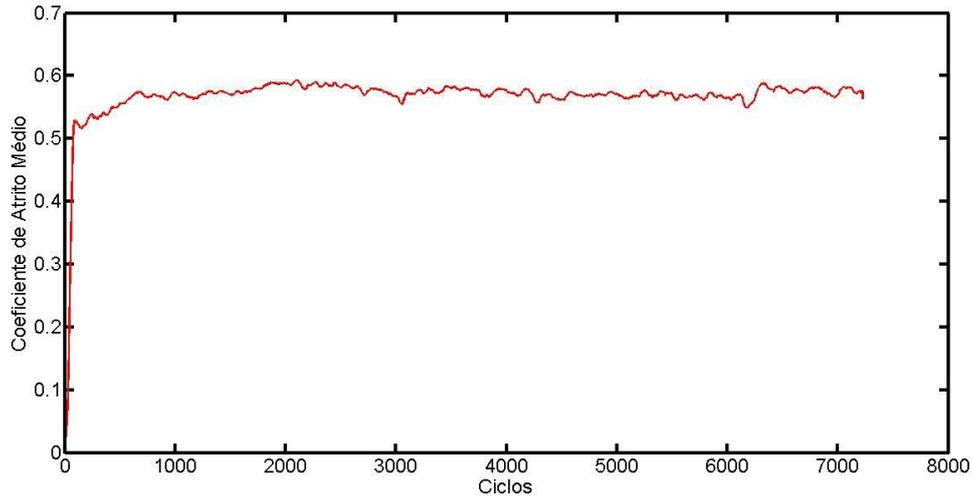
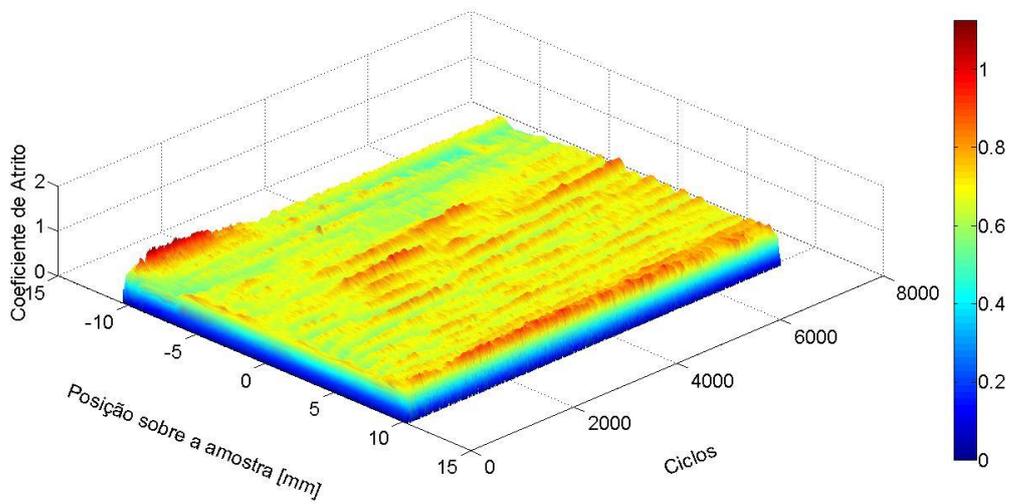


Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra HE TT TESTE 3 (Inconel 625) e o número de ciclos.



CO2TT

Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra CO2 TT no teste 1.

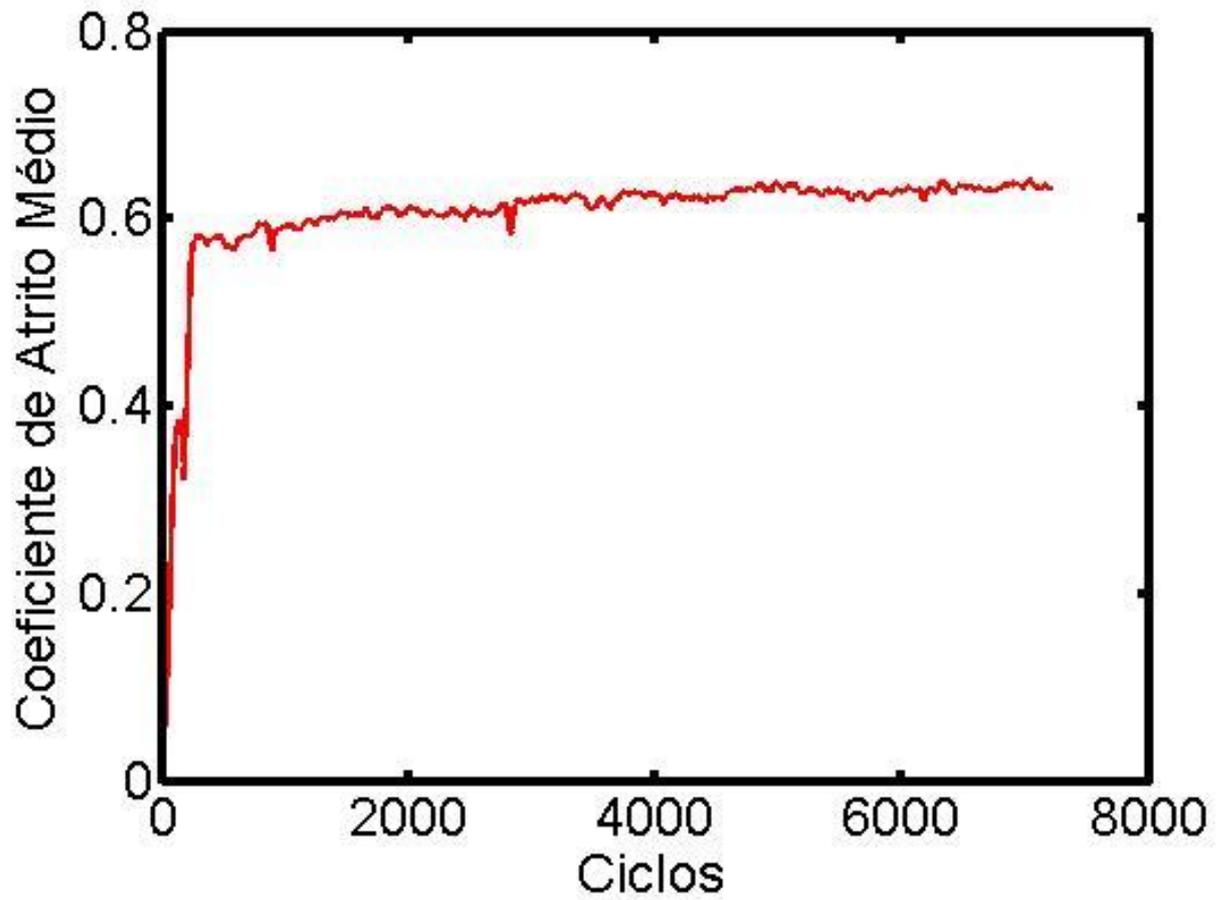


Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra CO2 TT TESTE 1 (Inconel 625) e o número de ciclos.

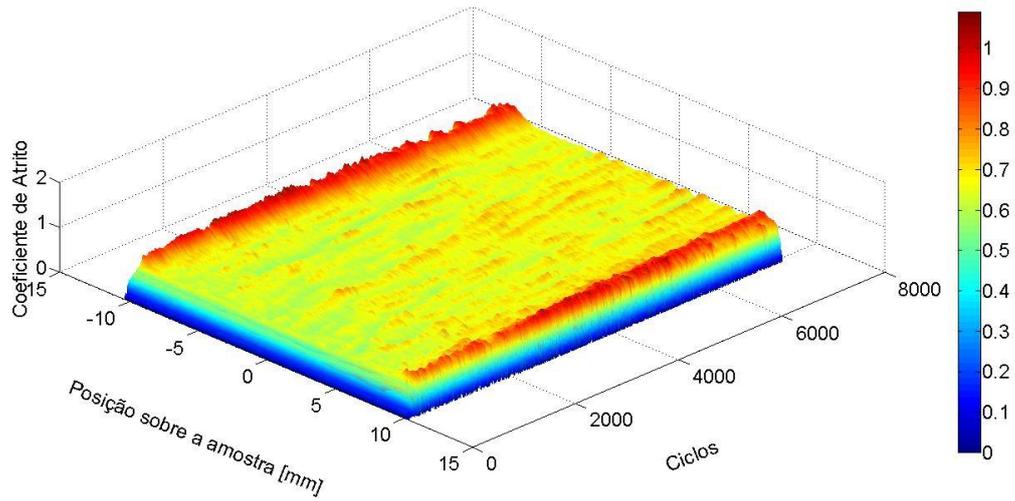


Gráfico do coeficiente de atrito em relação ao número de ciclos na amostra CO2 TT no teste 1.

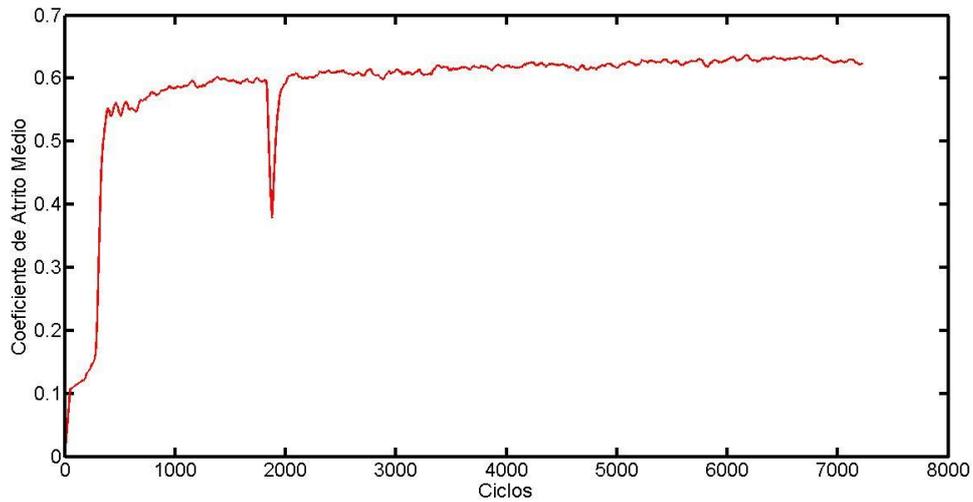
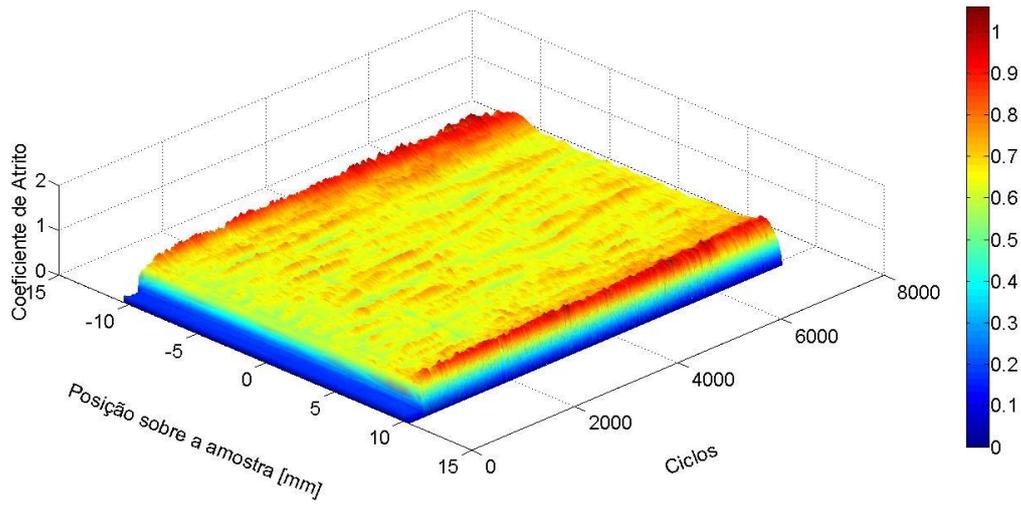


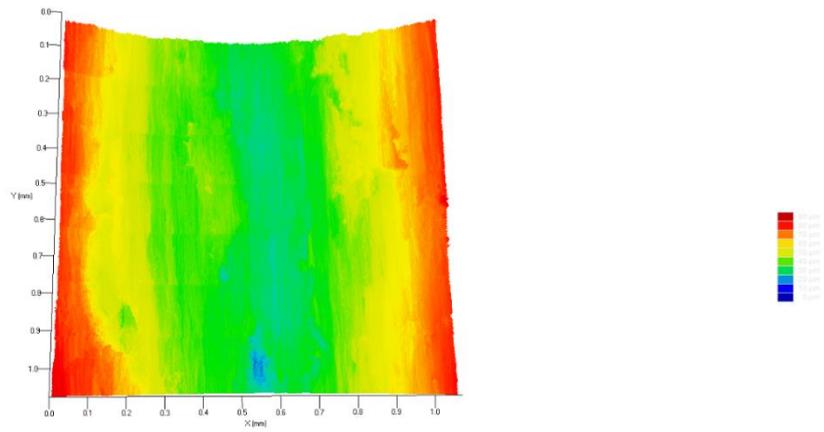
Gráfico em 3D que mostra a relação de coeficiente de atrito, posição da esfera sobre a amostra CO2 TT TESTE 2 (Inconel 625) e o número de ciclos.

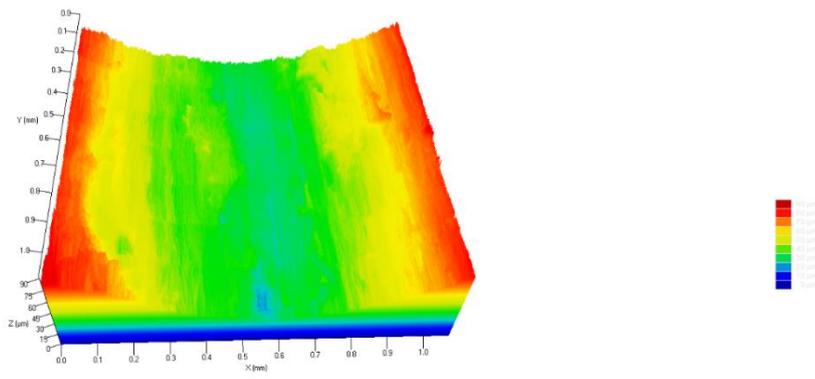


APÊNDICE C

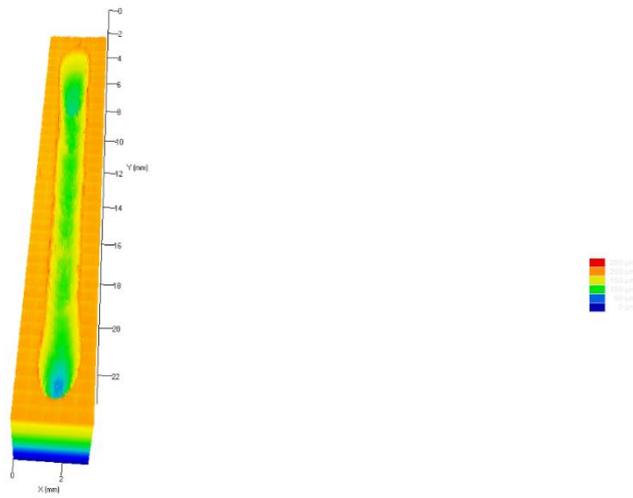
Amostra He

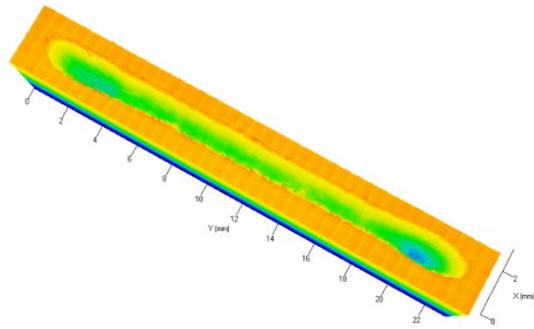
Trilha 1



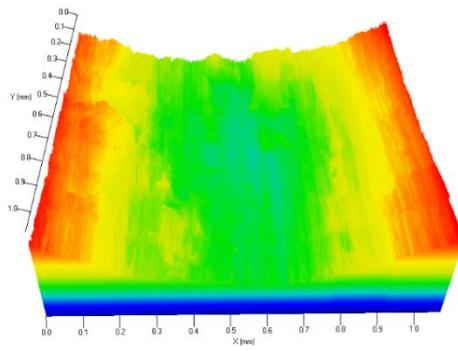


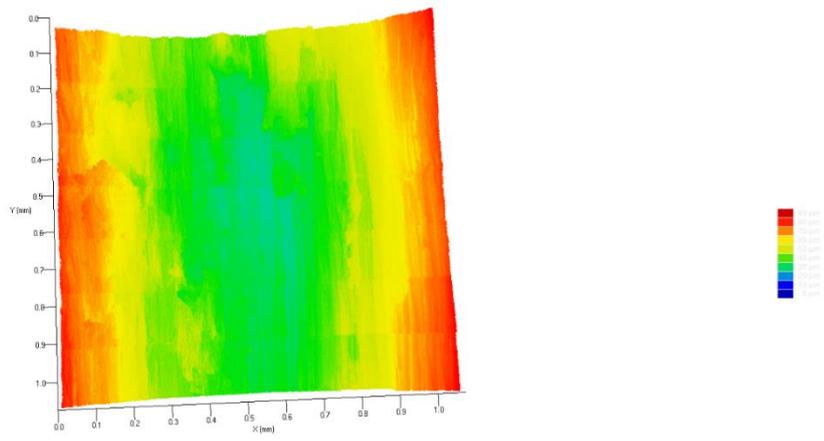
Trilha 1



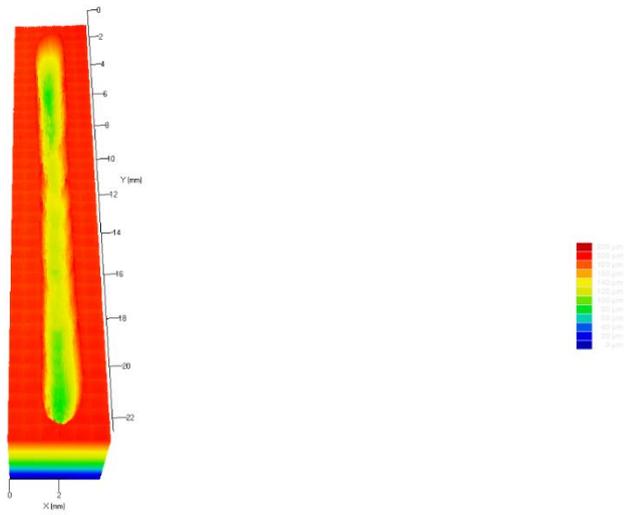


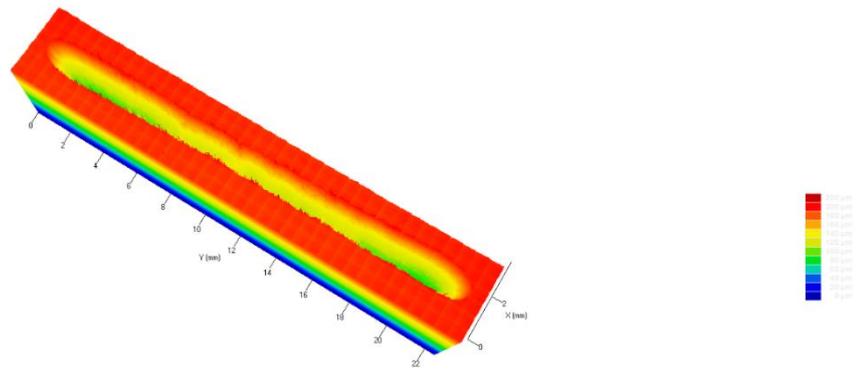
Trilha 2



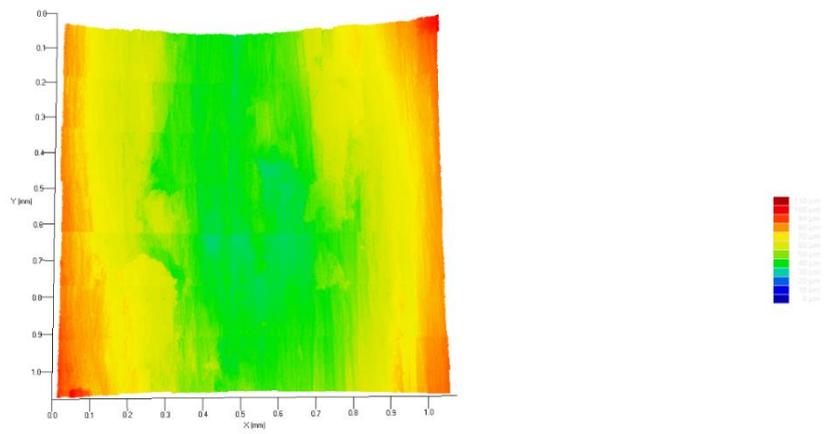


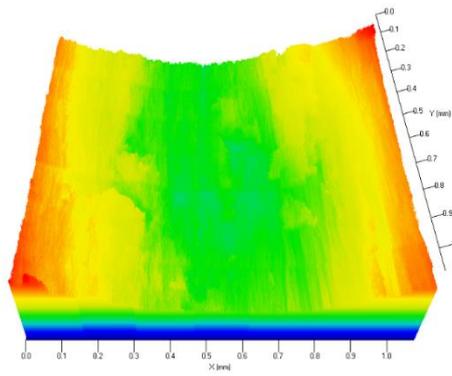
Trilha 2





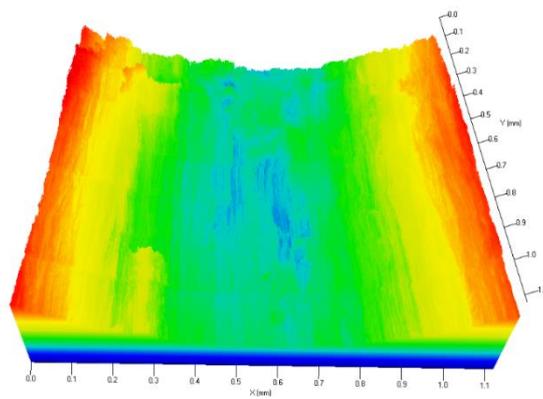
Trilha 3

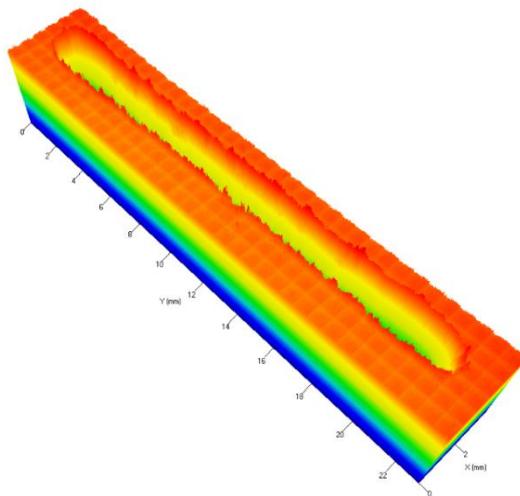
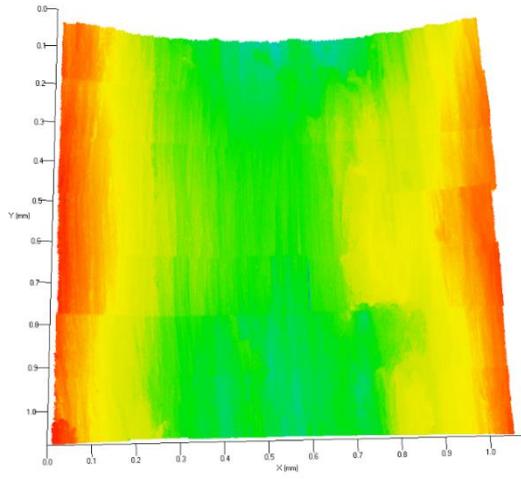
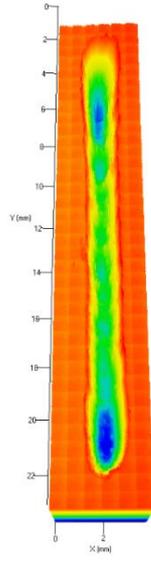




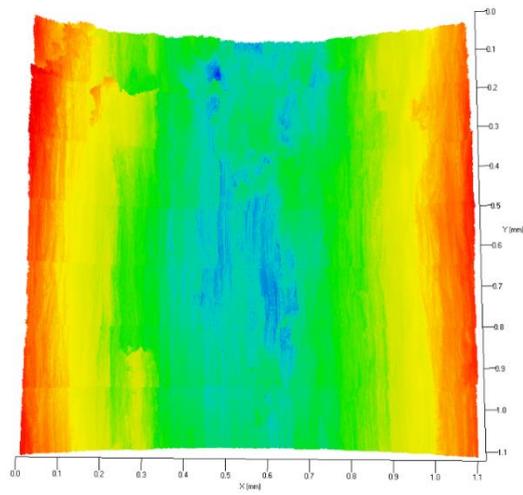
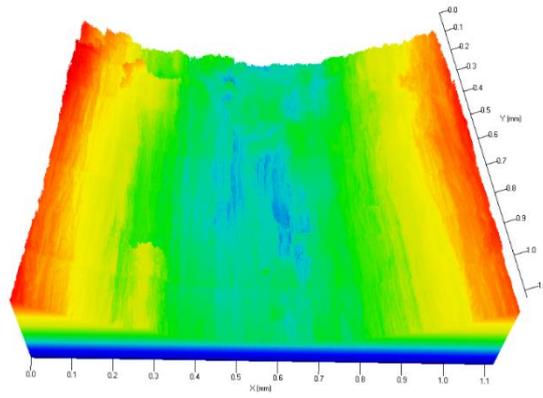
HeT

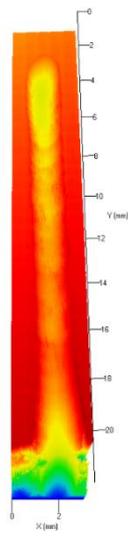
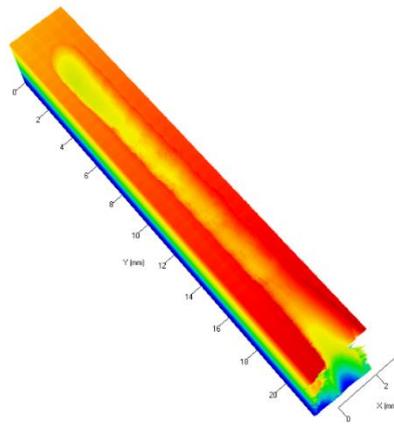
Teste 1



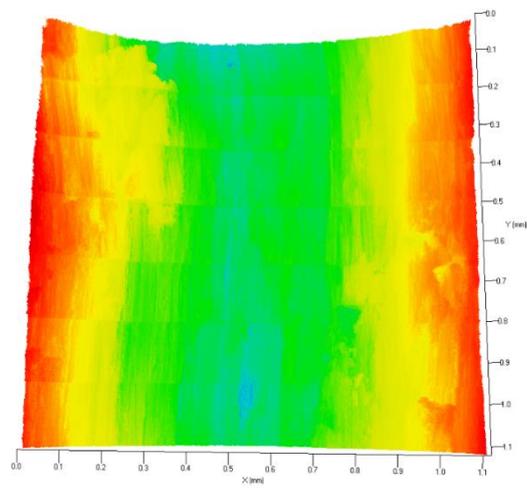
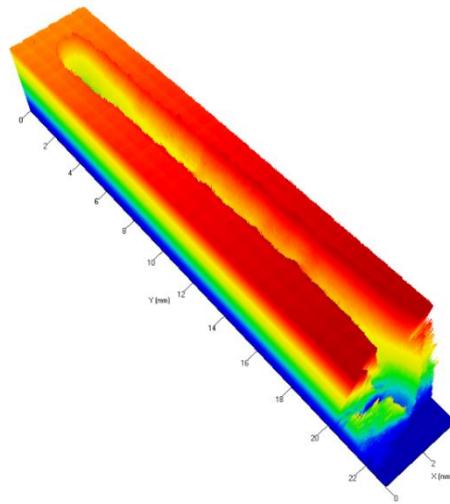
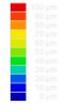
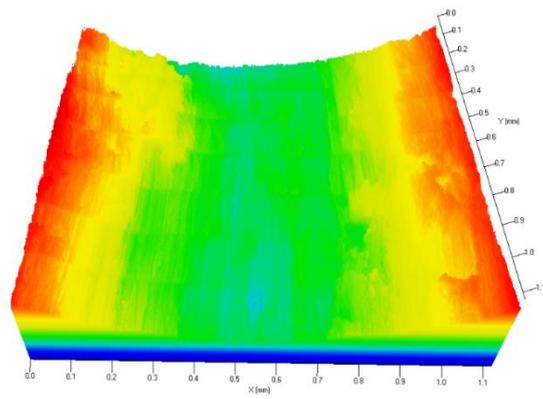


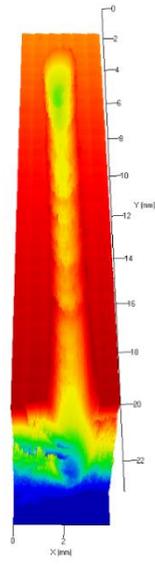
Teste 2





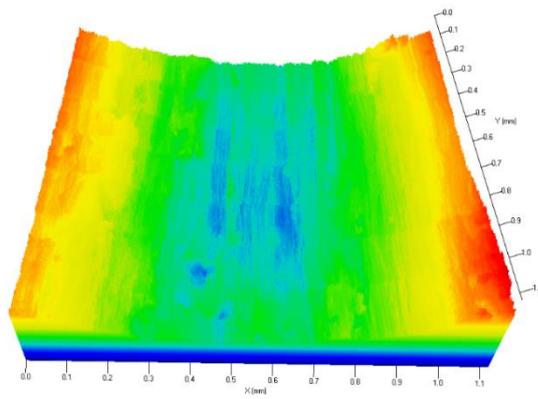
Trilha 3

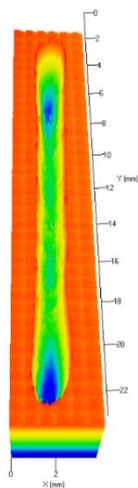
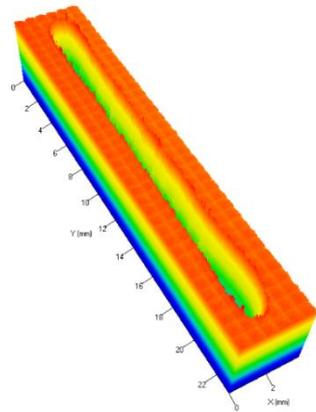
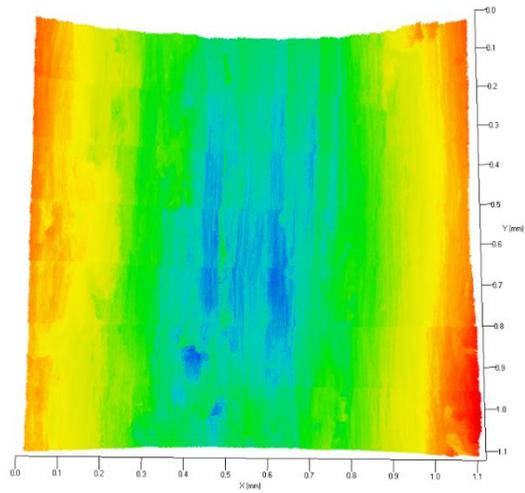




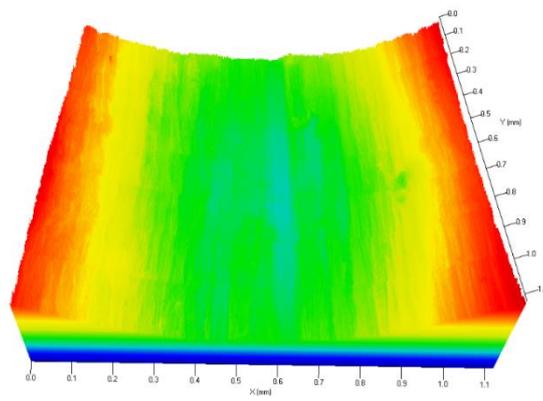
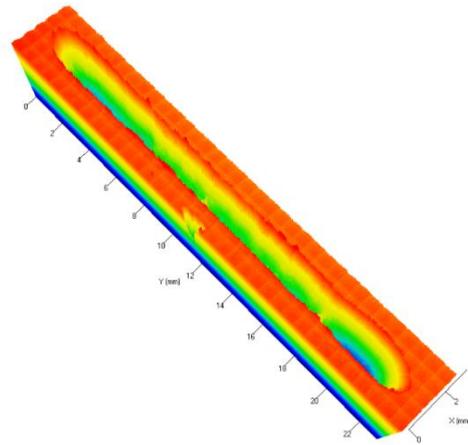
CO2

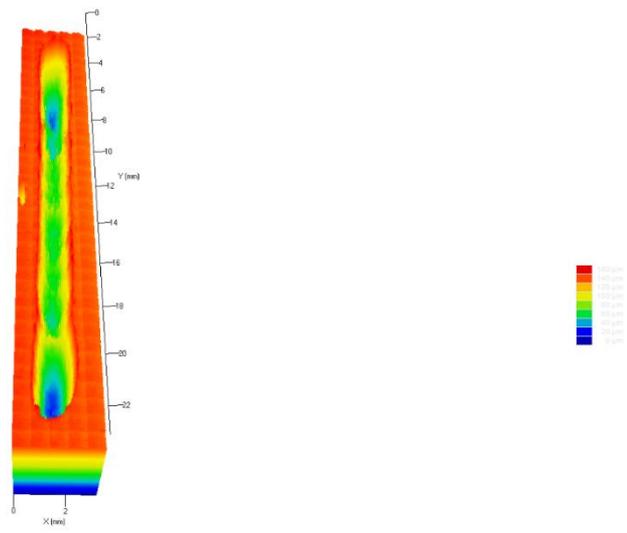
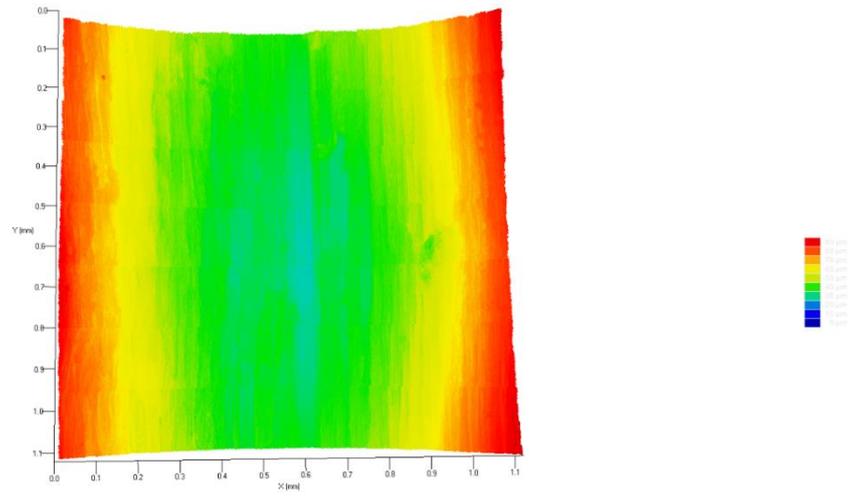
Trilha 1



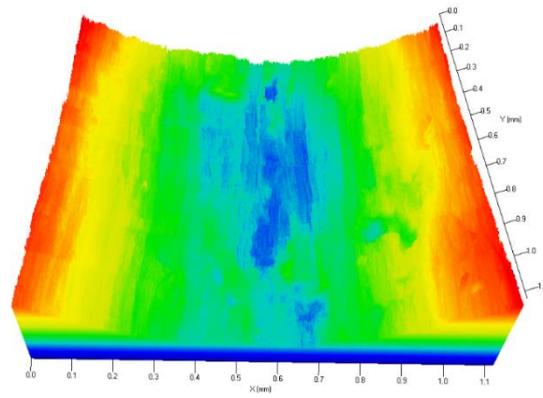
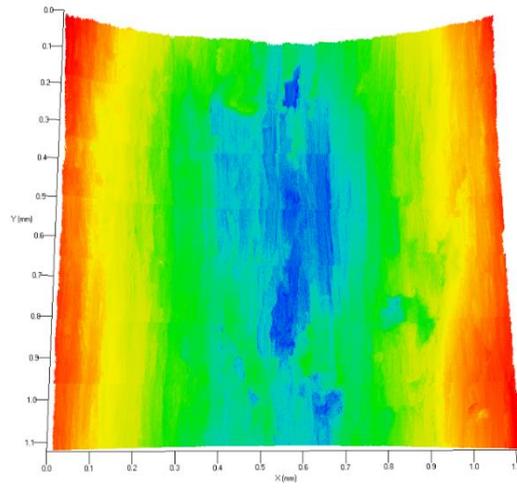


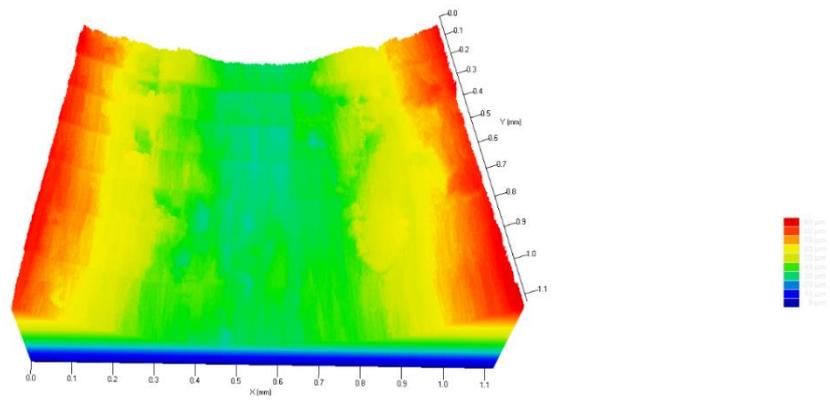
Trilha 2



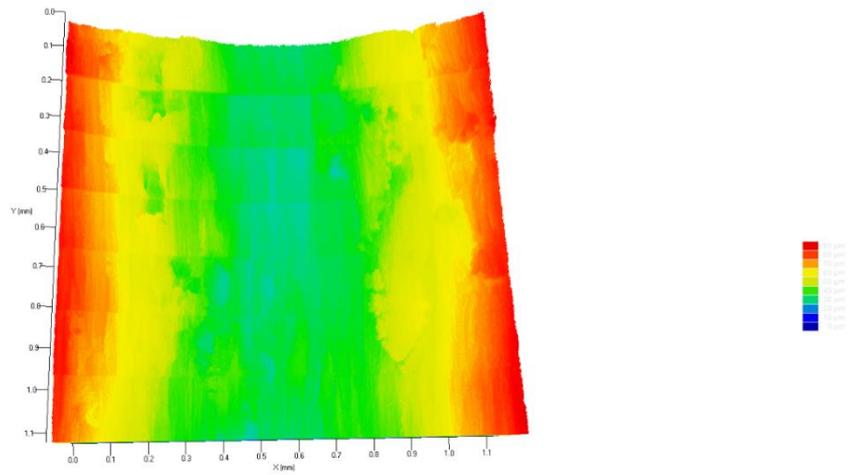


Trilha 3





Trilha 2



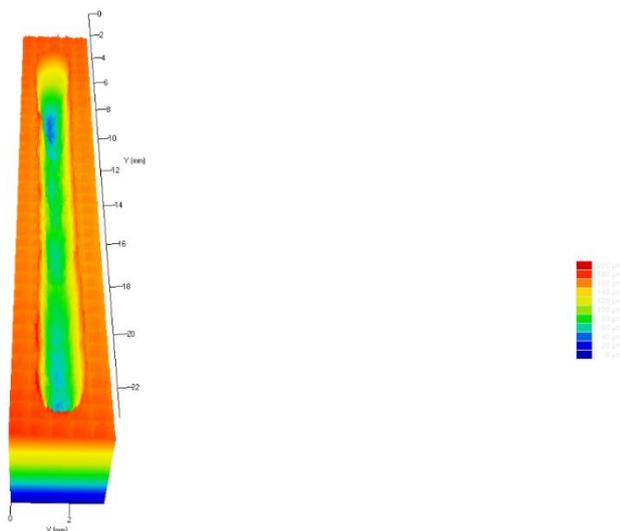


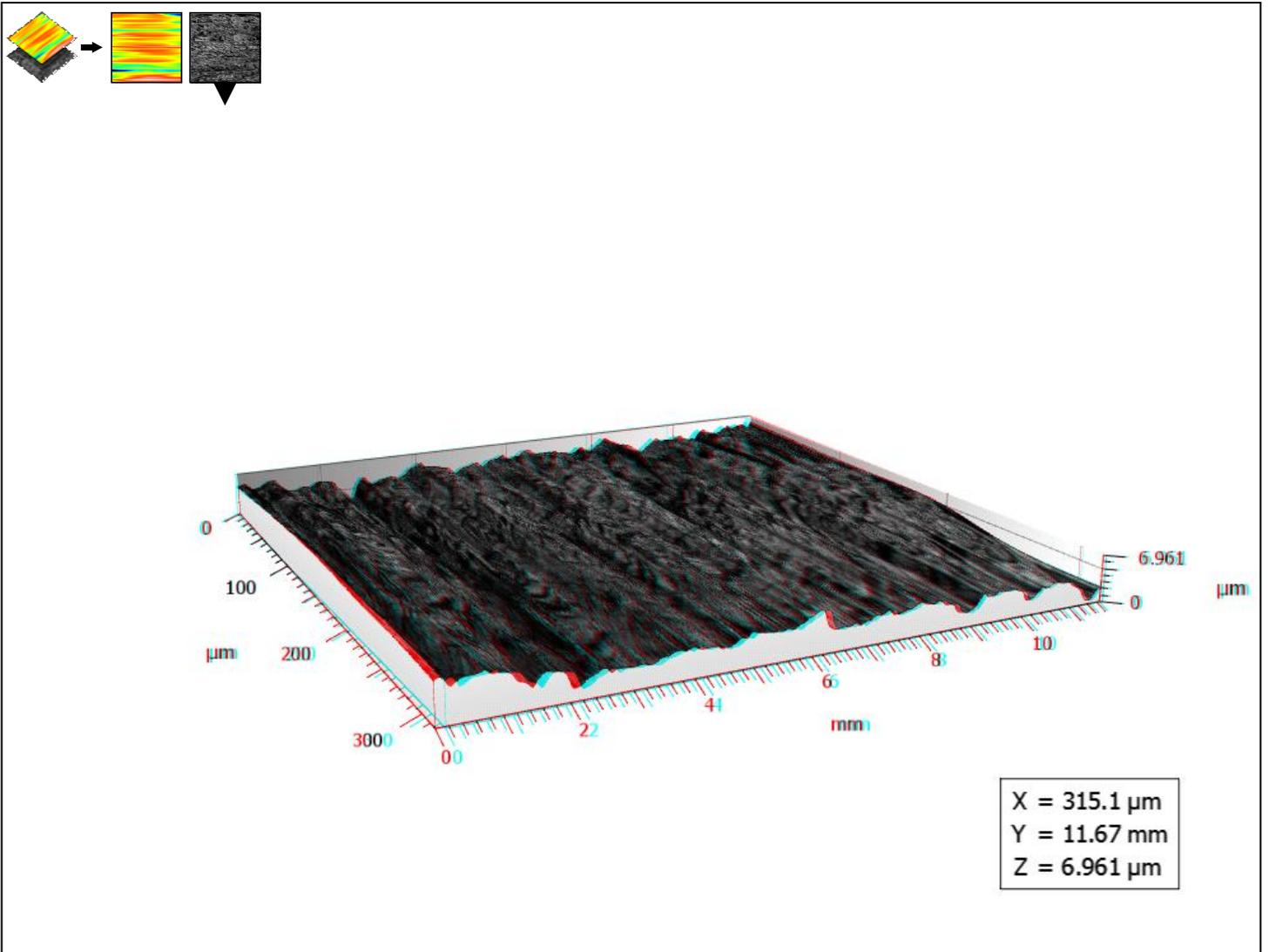
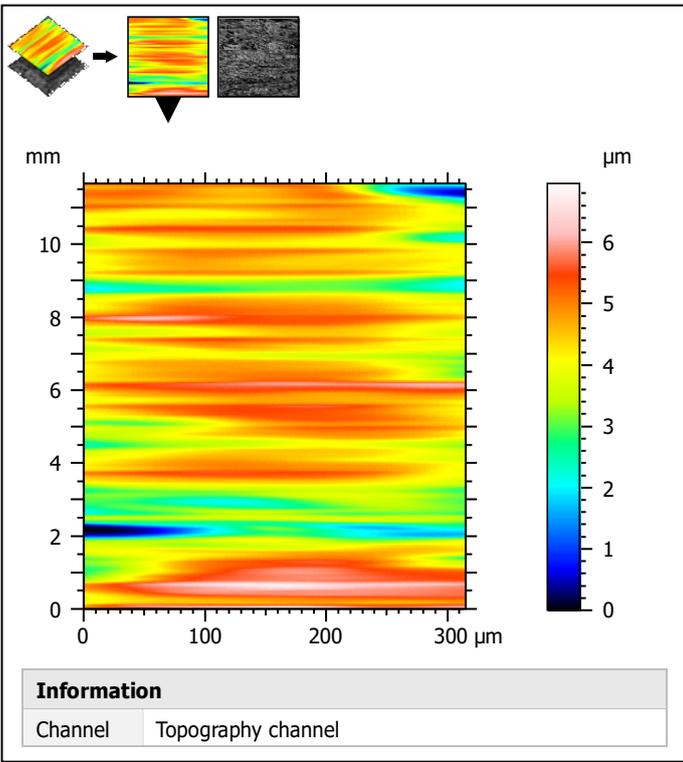
Tabela 1. Dados dos ensaios em confocal.

Amostra	He	He _T	CO ₂	CO _{2T}
Ensaio	Vv	Vv	Vv	Vv
1	8,27	5,50	3,66	6,22
2	6,10	8,12	5,77	4,79
3	8,28	7,46	6,24	4,11
Media	7,55	7,02	5,22	5,04
Desvio	1,03	1,11	1,12	0,88
F [N]	20,60	20,60	20,60	20,60
s [mm]	10,00	10,00	10,00	10,00
t [h]	0,50	0,50	0,50	0,50
Freq [Hz]	2,00	2,00	2,00	2,00
v [mm/s]	40,00	40,00	40,00	40,00
Taxa Des [mm ³ /N.m*10 ⁴]	50,90	47,35	35,22	33,98
Desvio	6,91	7,49	7,55	5,94

DADOS MOUTAINS MAPS

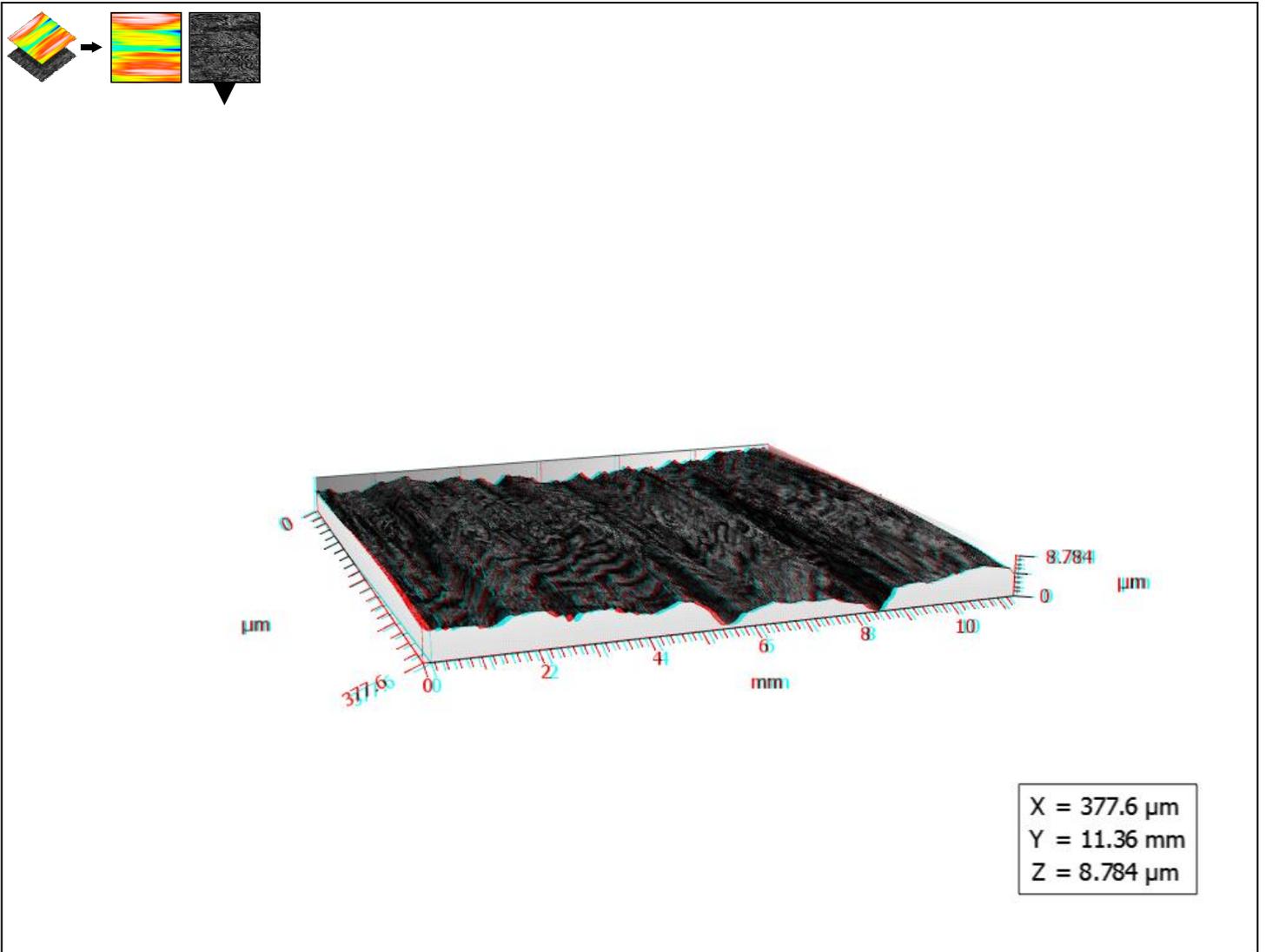
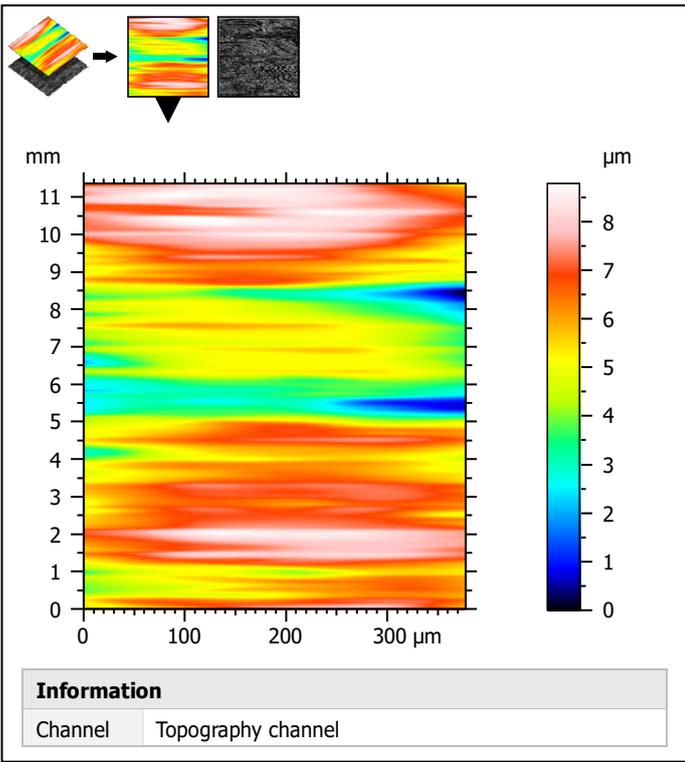
HE

Trilha 1



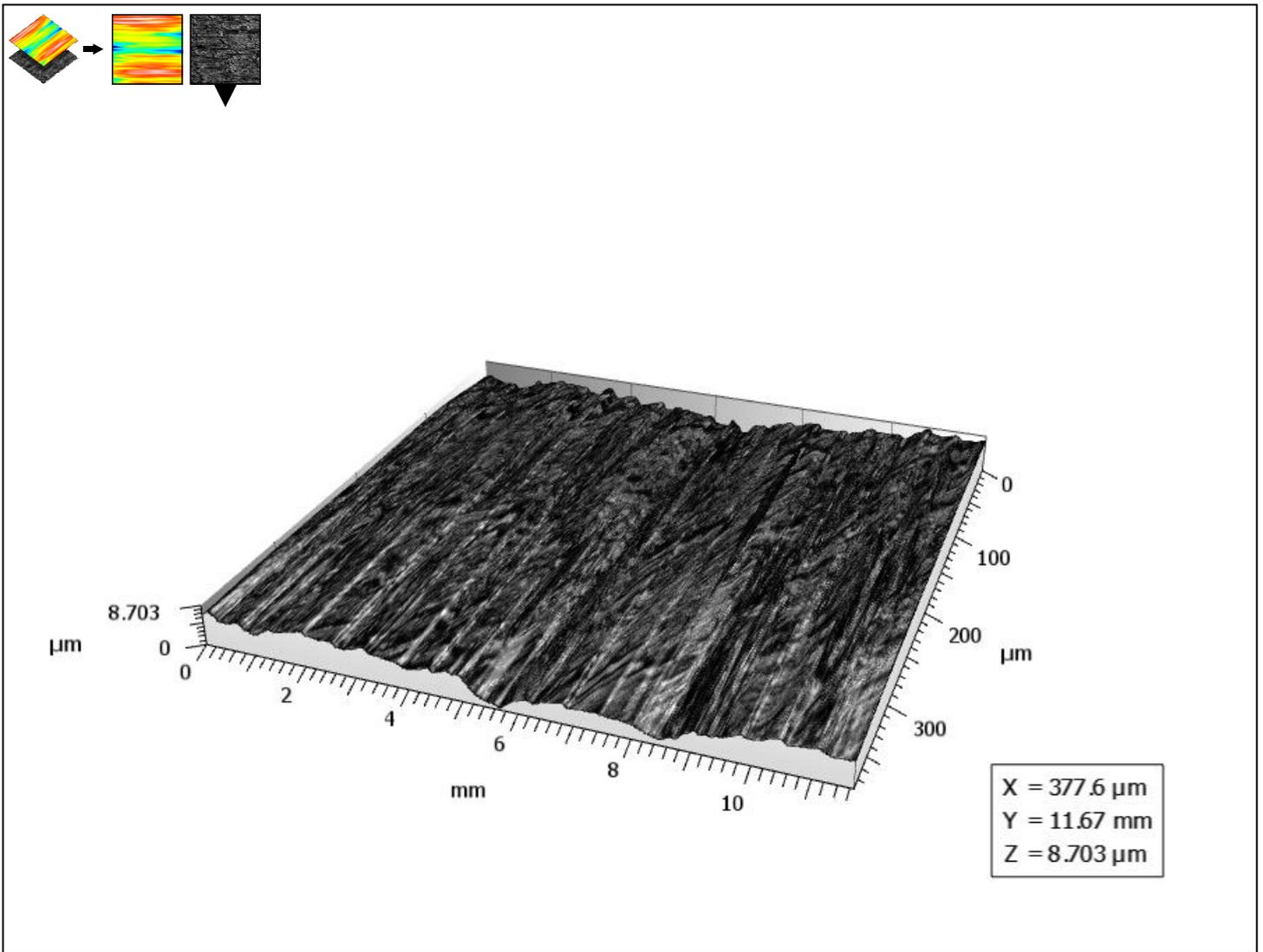
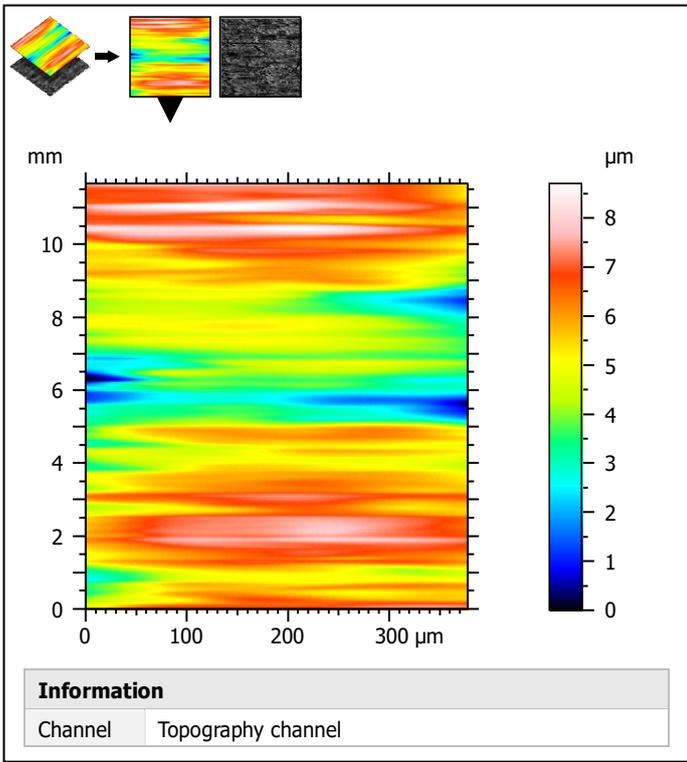
ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	0.9668	μm	
Ssk	-0.7462		
Sku	4.288		
Sp	2.655	μm	
Sv	4.306	μm	
Sz	6.961	μm	
Sa	0.7471	μm	
Functional parameters			
Smr	2.349	%	
Smc	1.094	μm	
Sdc	2.336	μm	
Spatial parameters			
Sal	482.0	μm	
Str	*****		
Std	91.22	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01154		
Sdr	0.006661	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.03873	μm ³ /μm ²	
Vm #1	0.03873	μm ³ /μm ²	
Vv	1.133	μm ³ /μm ²	
Vmp	0.03873	μm ³ /μm ²	
Vmc	0.8683	μm ³ /μm ²	
Vvc	0.9951	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.1379	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	1.967	μm	
Spk	0.7678	μm	
Svk	1.362	μm	
Smrk1	9.429	%	
Smrk2	81.93	%	
Spq	0.7584		
Svq	1.251		
Smq	64.13		
Sak1	0.0362	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.1230	μm ³ /μm ²	
Spkx	1.534	μm	
Svkx	3.459	μm	
Warnings			

Trilha 2



ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	1.581	μm	
Ssk	-0.4777		
Sku	2.780		
Sp	3.011	μm	
Sv	5.773	μm	
Sz	8.784	μm	
Sa	1.302	μm	
Functional parameters			
Smr	9.576	%	
Smc	1.988	μm	
Sdc	4.174	μm	
Spatial parameters			
Sal	1018	μm	
Str	*****		
Std	87.98	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01188		
Sdr	0.007058	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.0346	μm ³ /μm ²	
Vv	2.023	μm ³ /μm ²	
Vmp	0.0346	μm ³ /μm ²	
Vmc	1.511	μm ³ /μm ²	
Vvc	1.815	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.2083	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	4.333	μm	
Spk	0.4354	μm	
Svk	1.669	μm	
Smrk1	4.809	%	
Smrk2	87.87	%	
Spq	0.3834		
Svq	1.799		
Smq	12.83		
Sak1	0.01047	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.1013	μm ³ /μm ²	
Spkx	0.6878	μm	
Svkx	3.764	μm	
Warnings			

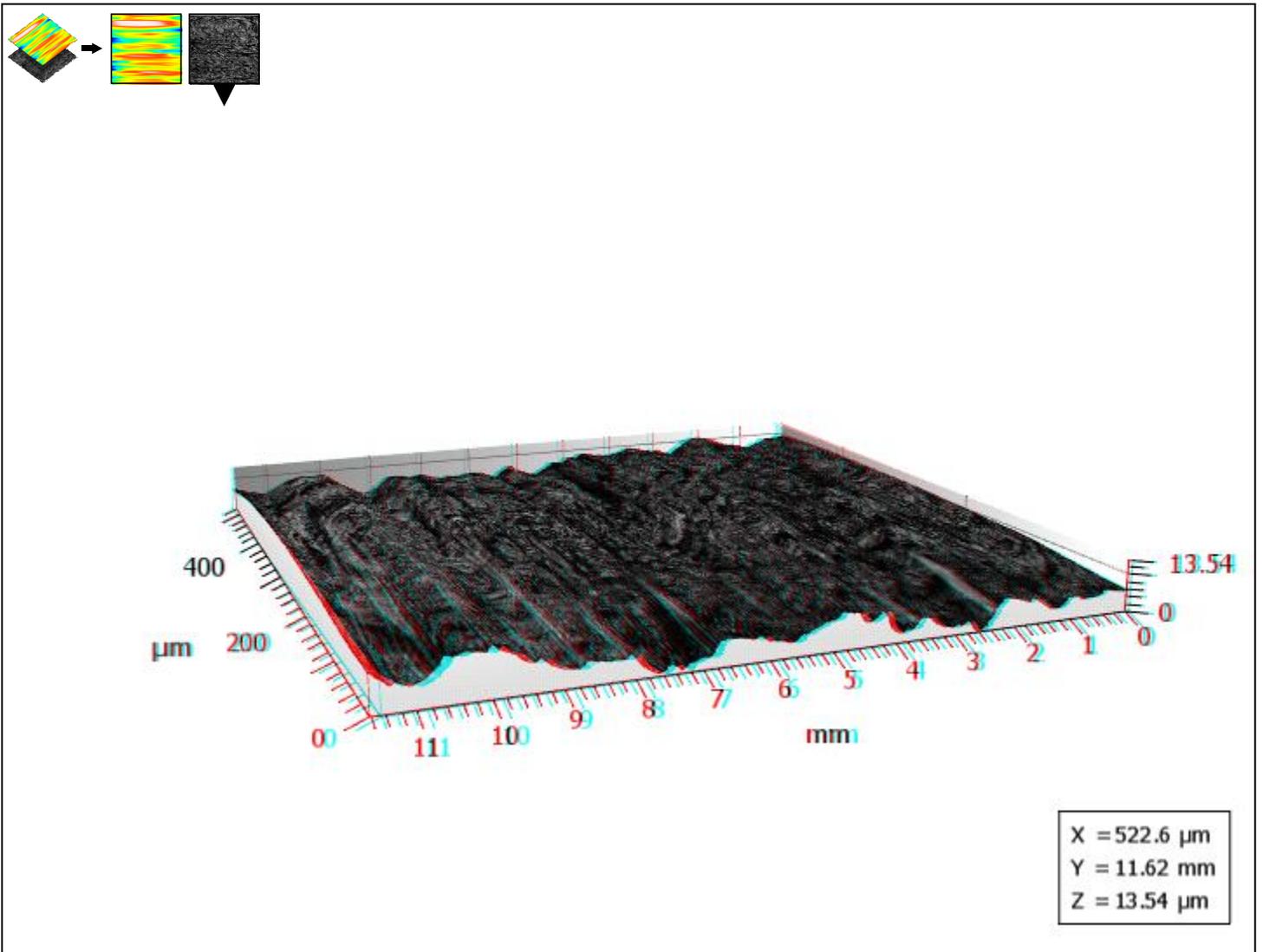
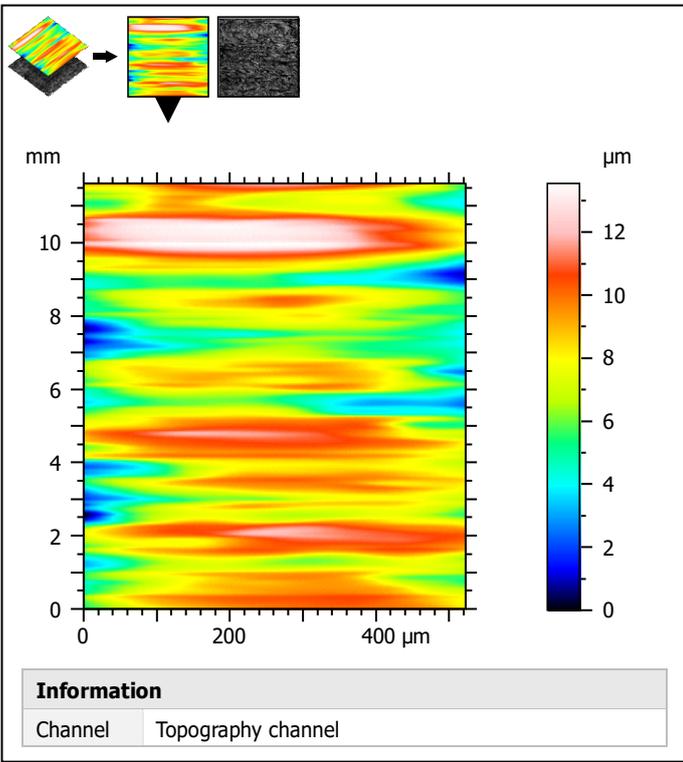
Trilha 3



ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	1.499	μm	
Ssk	-0.4036		
Sku	2.700		
Sp	3.388	μm	
Sv	5.315	μm	
Sz	8.703	μm	
Sa	1.225	μm	
Functional parameters			
Smr	2.690	%	
Smc	1.858	μm	
Sdc	3.905	μm	
Spatial parameters			
Sal	1401	μm	
Str	*****		
Std	88.26	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01229		
Sdr	0.007556	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.03948	μm ³ /μm ²	
Vv	1.897	μm ³ /μm ²	
Vmp	0.03948	μm ³ /μm ²	
Vmc	1.467	μm ³ /μm ²	
Vvc	1.713	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.1845	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	4.018	μm	
Spk	0.7516	μm	
Svk	1.644	μm	
Smrk1	5.190	%	
Smrk2	88.32	%	
Spq	0.8839		
Svq	1.704		
Smq	24.17		
Sak1	0.0195	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.09603	μm ³ /μm ²	
Spkx	1.258	μm	
Svkx	3.428	μm	
Warnings			

HeT

Trilha 1



ISO 25178 - Primary surface

S-filter (As): None

F: [Workflow] Leveled (LS-plane)

Height parameters

Sq	2.293	µm	
Ssk	-0.06264		
Sku	2.837		
Sp	5.646	µm	
Sv	7.895	µm	
Sz	13.54	µm	
Sa	1.837	µm	

Functional parameters

Smr	3.221	%	
Smc	2.804	µm	
Sdc	5.771	µm	

Spatial parameters

Sal	414.8	µm	
Str	*****		
Std	90.00	°	
Ssw	0.000	µm	

Hybrid parameters

Sdq	0.0214		
Sdr	0.0229	%	

Functional parameters (volume)

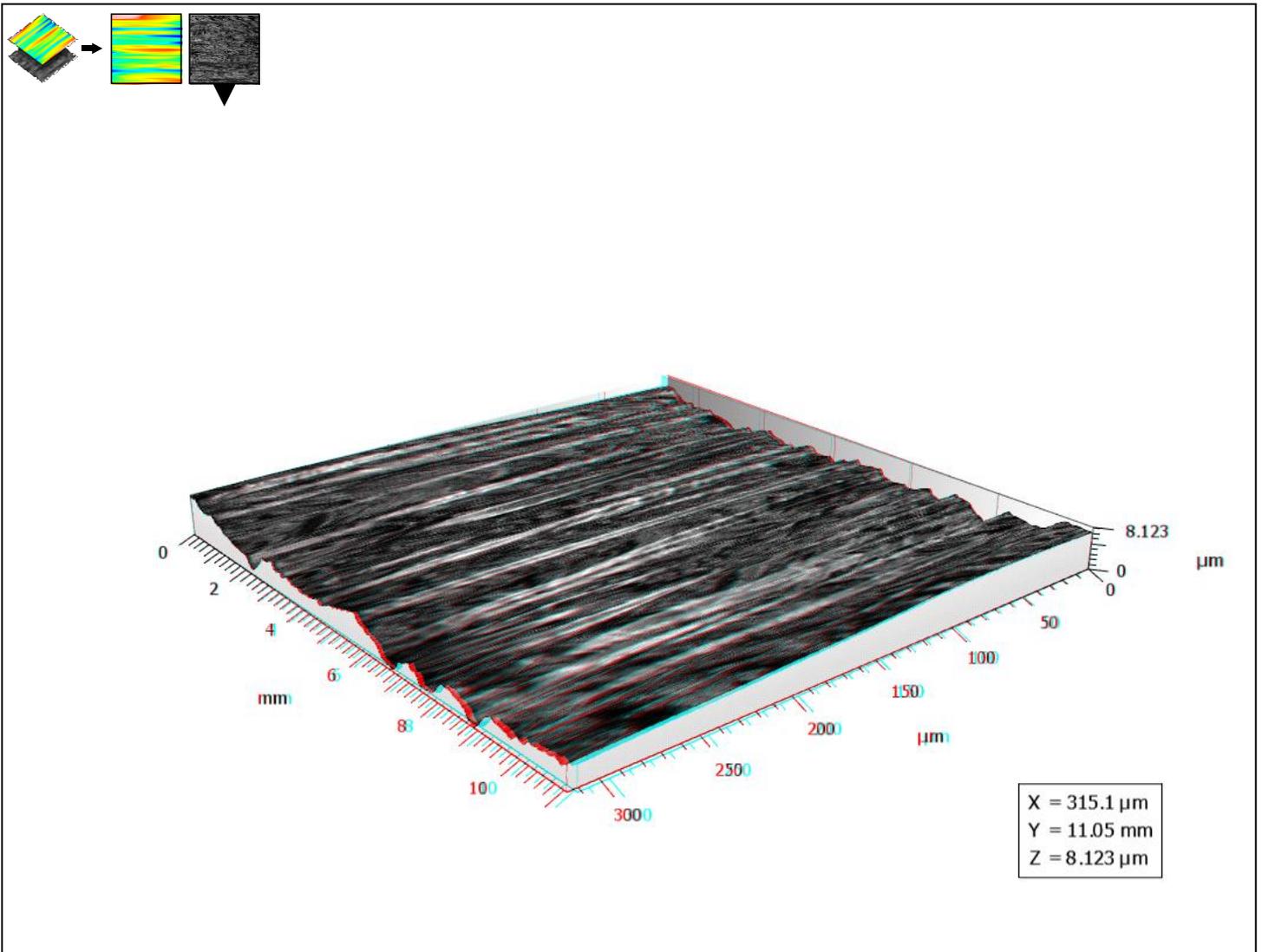
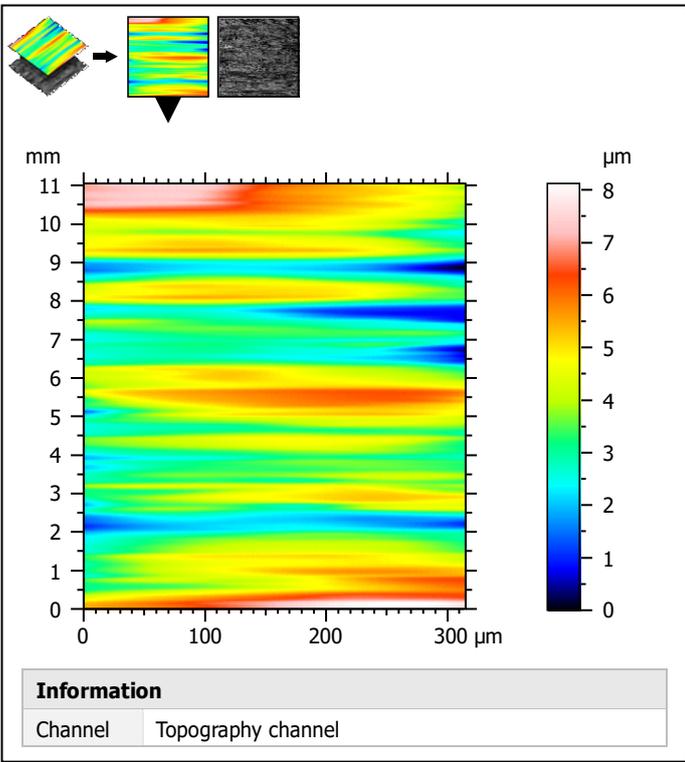
Vm	0.1182	µm ³ /µm ²	
Vv	2.923	µm ³ /µm ²	
Vmp	0.1182	µm ³ /µm ²	
Vmc	2.084	µm ³ /µm ²	
Vvc	2.662	µm ³ /µm ²	
Vvv	0.2607	µm ³ /µm ²	

Functional parameters (stratified surfaces)

Sk	6.016	µm	
Spk	2.312	µm	
Svk	2.232	µm	
Smrk1	8.379	%	
Smrk2	90.07	%	
Spq	0.4630		
Svq	2.320		
Smq	1.484		
Sak1	0.09686	µm ³ /µm ²	
Sak2	0.1108	µm ³ /µm ²	
Spkx	2.608	µm	
Svkx	4.918	µm	

Warnings

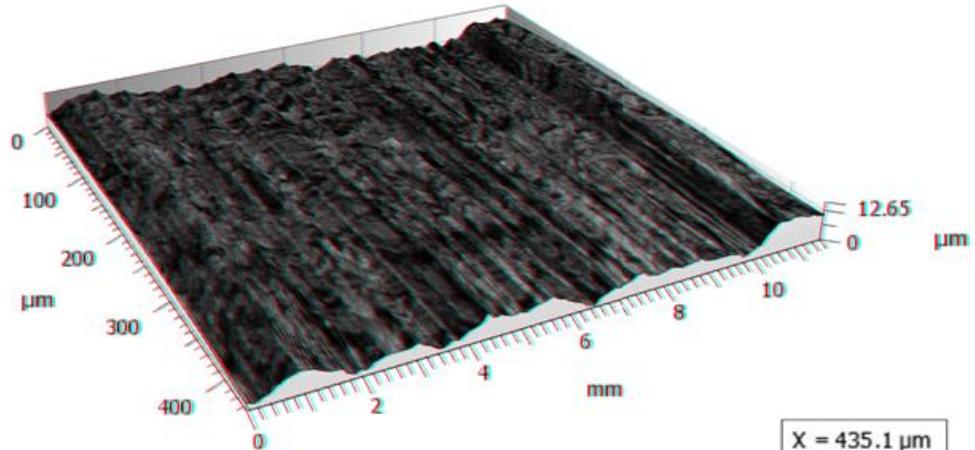
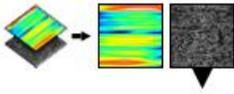
Trilha 2



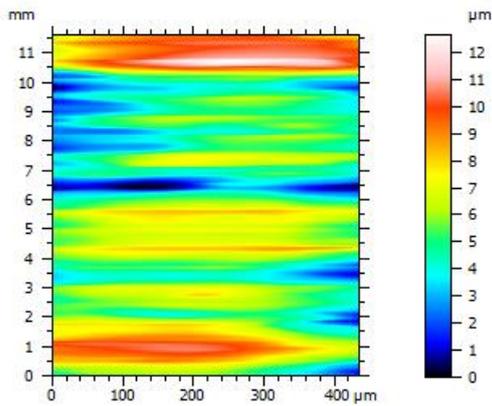
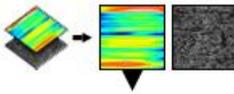
ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	1.341	μm	
Ssk	0.2967		
Sku	3.108		
Sp	4.103	μm	
Sv	4.021	μm	
Sz	8.123	μm	
Sa	1.074	μm	
Functional parameters			
Smr	2.665	%	
Smc	1.684	μm	
Sdc	3.328	μm	
Spatial parameters			
Sal	421.9	μm	
Str	*****		
Std	93.23	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01187		
Sdr	0.007041	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.0852	μm ³ /μm ²	
Vv	1.769	μm ³ /μm ²	
Vmp	0.0852	μm ³ /μm ²	
Vmc	1.157	μm ³ /μm ²	
Vvc	1.636	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.1327	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	3.512	μm	
Spk	1.704	μm	
Svk	1.065	μm	
Smrk1	10.01	%	
Smrk2	92.52	%	
Spq	*****		
Svq	*****		
Smq	*****		
Sak1	0.08526	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.03983	μm ³ /μm ²	
Spkx	2.419	μm	
Svkx	2.192	μm	
Warnings			
Smr, Svr, Smq: There should be two components (coarse valley			

CO2

Trilha 1



X = 435.1 µm
 Y = 11.62 mm
 Z = 12.65 µm



Informações	
Canal	Canal topográfico

Exportação do Software diferente dos demais devido a perda de Licença

11] Tabela de parâmetros: CO2TT_1 - ... - Nivelado (plano LS)
 2023/02/05 22:06:58

Name	Value	Unit	Context	Frame Number	Studiabile name
Sq	2,400736423	µm	uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)	11	CO2TT_1 > Construído de

Ssk -0,100794759 <no unit> 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

Sku 2,548127124 <no unit> 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

Sp 6,296427 μm 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Sv 8,249857 μm 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Sz 14,546284 μm 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Sa 1,990668922 μm 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Smr 0,7090614213 % c = 1 μm abaixo do pico mais alto 11 C02TT_1 >
 Smc 3,113806066 μm p = 10% 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Sdc 6,081322376 μm p = 10%, q = 90% 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

Sal 434,7523154 μm s = 0.2 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Str ***** <no unit> s = 0.2 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Std 95,25467311 ° Ângulo de referência = 0° 11
 C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais >
 Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)

Ssw 0 μm 11 C02TT_1 > Construído de uma
 série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída >
 Nivelado (plano LS)

Sdq 0,02118468864 <no unit> 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

Sdr 0,02241804189 % 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Vm 0,07457882064 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 10% 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Vv 3,188384811 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 10% 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Vmp 0,07457882064 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 10% 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

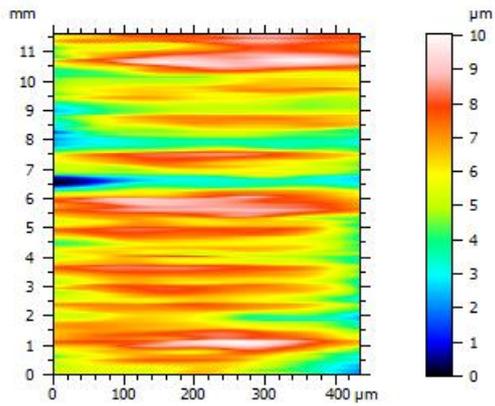
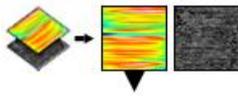
Vmc 2,287462364 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 10%, q = 80% 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

Vvc 2,948522636 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 10%, q = 80% 11 C02TT_1 >
 Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) >
 Área extraída > Nivelado (plano LS)

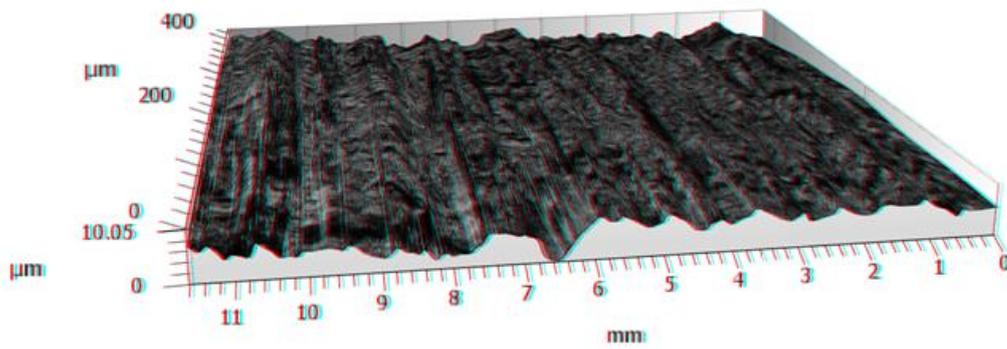
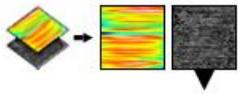
Vvv 0,2398621745 $\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$ p = 80% 11 C02TT_1 > Construído de
 uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída
 > Nivelado (plano LS)

Sk	6,530262134	μm	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Spk	1,489327867	μm	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Svk	2,525979404	μm	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Smrk1	9,70003287	%	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Smrk2	93,67263025	%	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Spq	*****	<no unit>	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Svq	*****	<no unit>	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Smq	*****	<no unit>	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Sak1	0,07223264634	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Sak2	0,07991402838	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Spkx	3,158144137	μm	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)
Svkx	4,857877729	μm	11	C02TT_1 > Construído de uma série de imagens multifocais > Nivelado (plano LS) > Área extraída > Nivelado (plano LS)

Trilha 2



Informações	
Canal	Canal topográfico



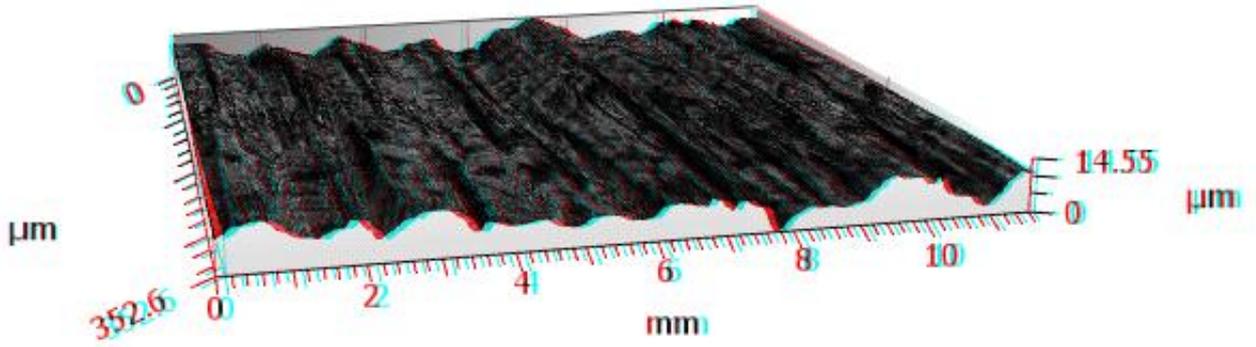
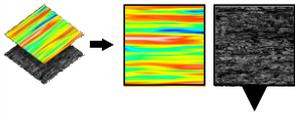
X = 435.1 μm
Y = 11.62 mm
Z = 10.05 μm

Name	Value	Unit	Context
Sq	2,227154	μm	
Ssk	0,332596	<no unit>	
Sku	2,9163	<no unit>	
Sp	6,724029	μm	
Sv	5,922326	μm	
Sz	12,64636	μm	

Sa	1,763168	μm	
Smr	0,676589	%	c = 1 μm abaixo do pico mais alto
Smc	3,35308	μm	p = 10%
Sdc	6,040049	μm	p = 10%, q = 90%
Sdq	0,016301	<no unit>	
Sdr	0,013284	%	
Vm	0,096058	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 10%
Vv	3,449138	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 10%
Vmp	0,096058	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 10%
Vmc	1,946676	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 10%, q = 80%
Vvc	3,233814	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 10%, q = 80%
Vvv	0,215324	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	p = 80%
Sk	5,345862	μm	
Spk	2,798	μm	
Svk	1,771467	μm	
Smrk1	14,39449	%	
Smrk2	91,29468	%	
Spq	*****	<no unit>	
Svq	*****	<no unit>	
Smq	*****	<no unit>	
Sak1	0,201379	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	
Sak2	0,077106	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$	
Spkx	4,232969	μm	
Svkx	3,067524	μm	

CO2TT

Trilha 1



X = 352.6 μm
 Y = 11.62 mm
 Z = 14.55 μm

ISO 25178 - Primary surface

S-filter (As): None

F: [Workflow] Leveled (LS-plane)

Height parameters

Sq	2.401	μm	
Ssk	-0.1008		
Sku	2.548		
Sp	6.296	μm	
Sv	8.250	μm	
Sz	14.55	μm	
Sa	1.991	μm	

Functional parameters

Smr	0.7091	%	
Smc	3.114	μm	
Sdc	6.081	μm	

Spatial parameters

Sal	434.8	μm	
Str	*****		
Std	95.25	°	
Ssw	0.000	μm	

Hybrid parameters

Sdq	0.02118		
Sdr	0.02242	%	

Functional parameters (volume)

Vm	0.07458	μm ³ /μm ²	
----	---------	----------------------------------	--

Information

Channel Topography channel

ISO 25178 - Primary surface

S-filter (λ_s): None

F: [Workflow] Leveled (LS-plane)

Functional parameters (volume)

Vmp	0.07458	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$
Vmc	2.287	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$
Vvc	2.949	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$
Vvv	0.2399	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$

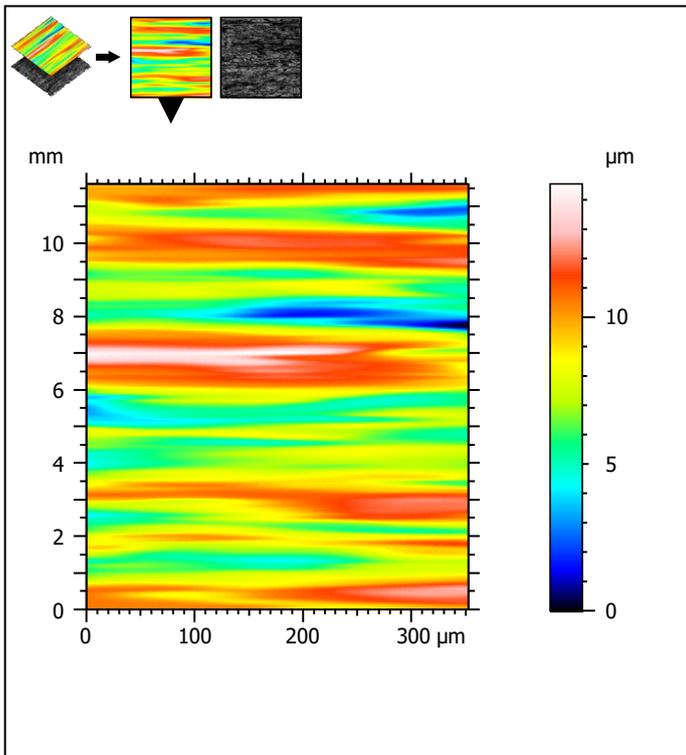
Functional parameters (stratified surfaces)

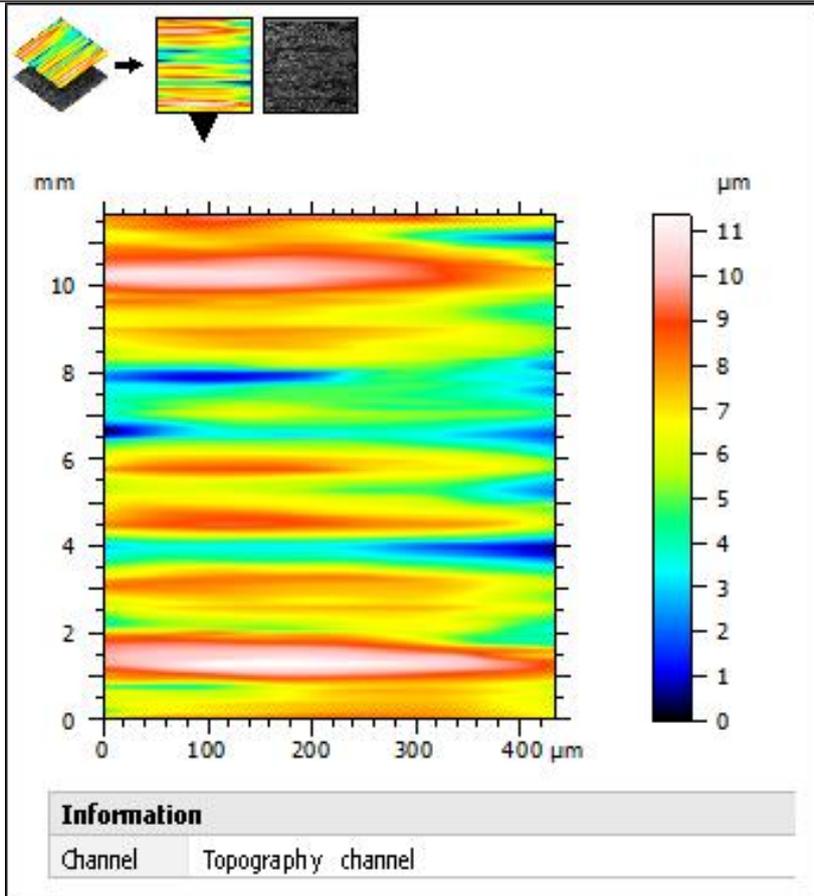
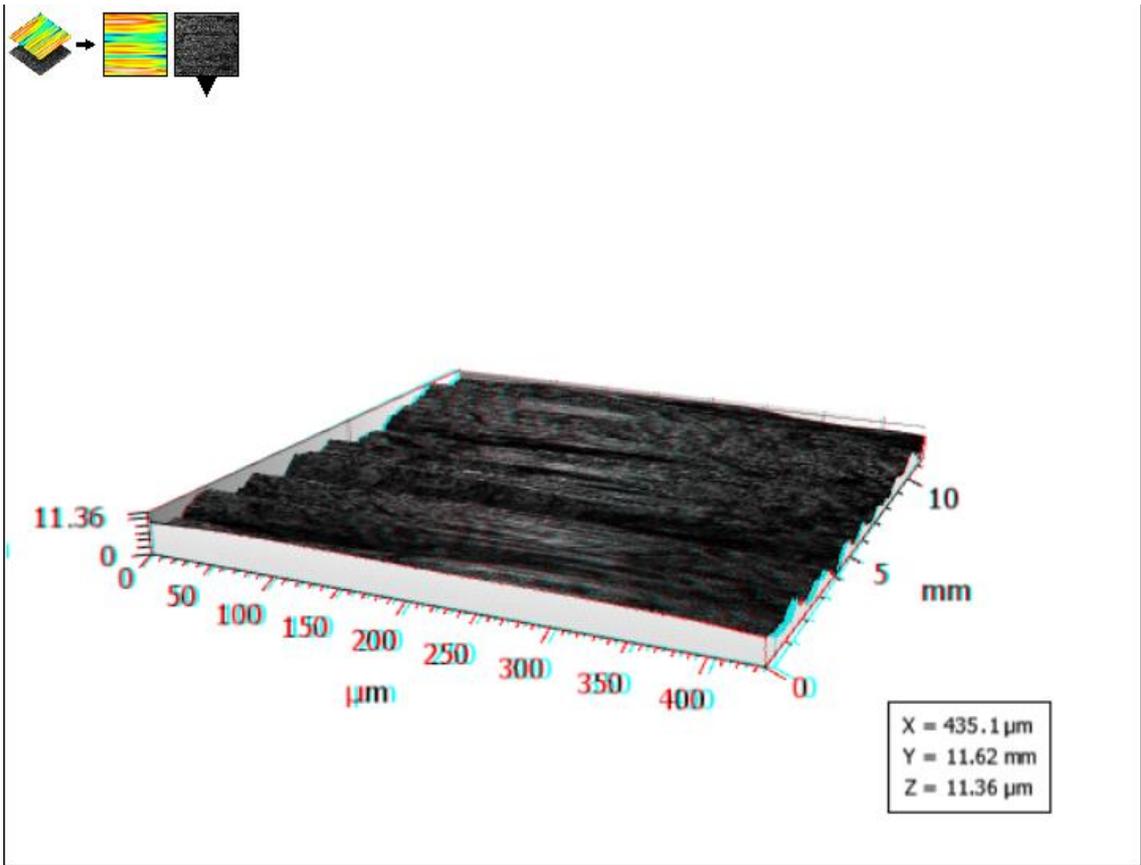
Sk	6.530	μm
Spk	1.489	μm
Svk	2.526	μm
Smrk1	9.700	%
Smrk2	93.67	%
Spq	*****	
Svq	*****	
Smq	*****	
Sak1	0.07223	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$
Sak2	0.07991	$\mu\text{m}^3/\mu\text{m}^2$
Spkx	3.158	μm
Svkx	4.858	μm

Warnings

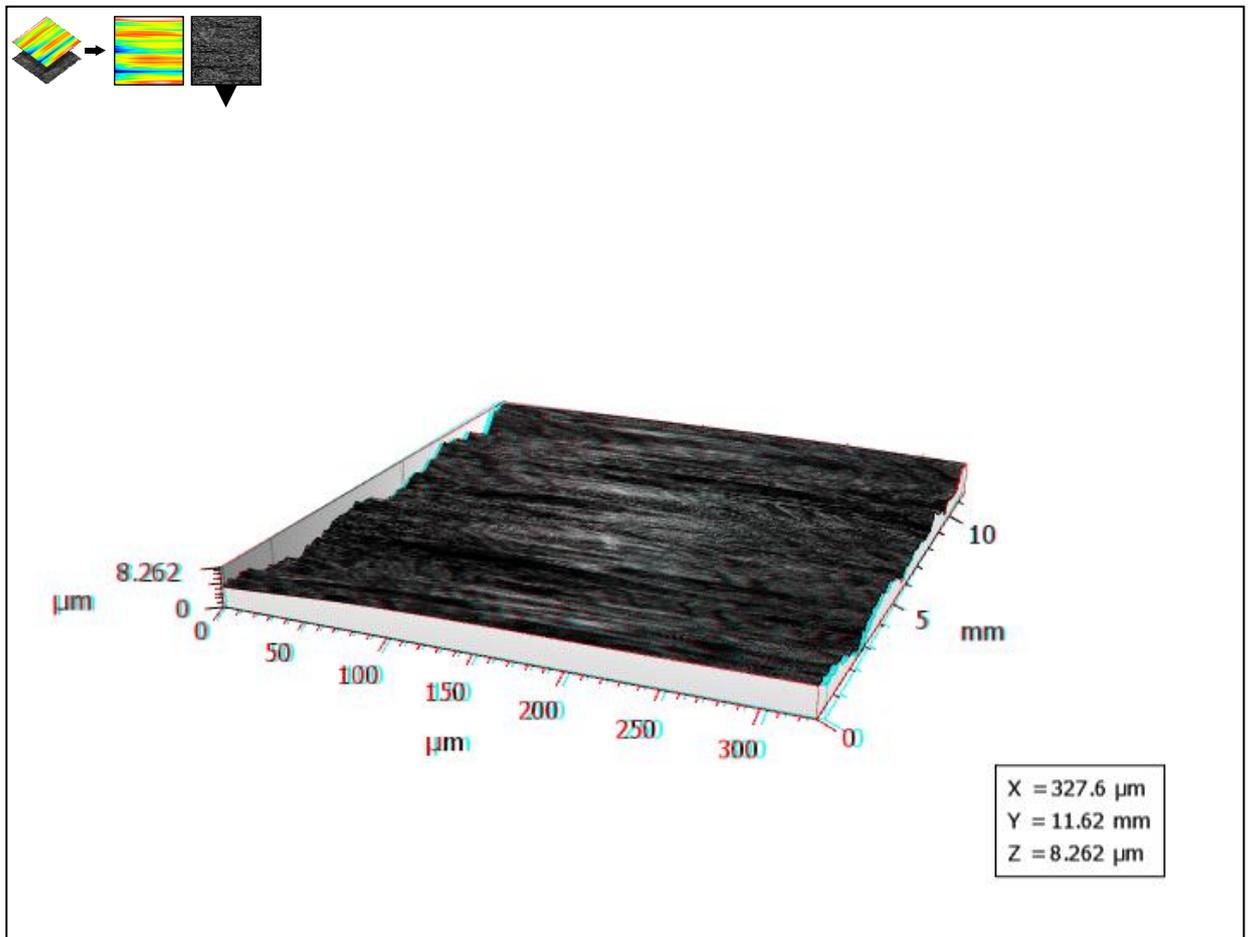
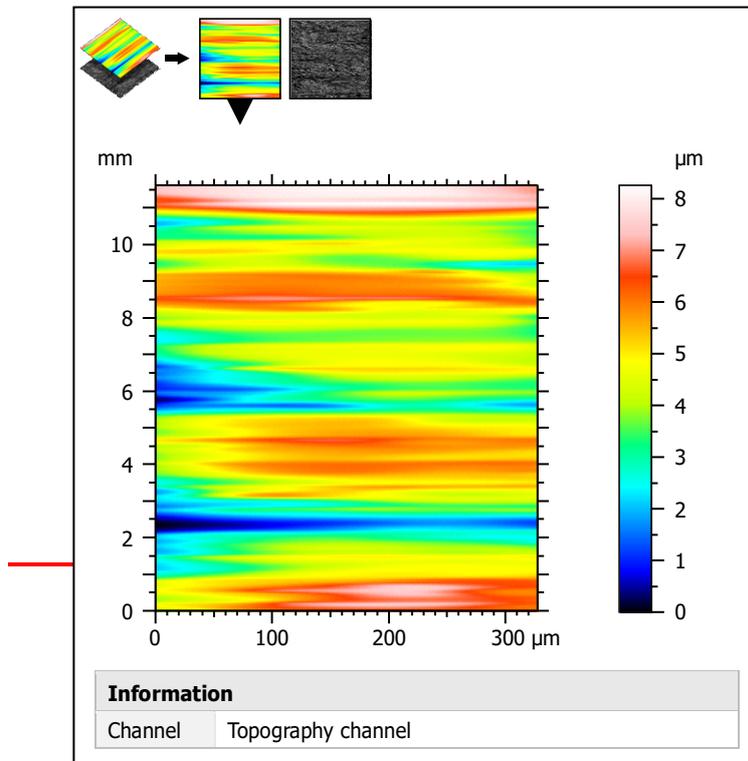
Spq, Svq, Smq: There should be two components (coarse valley texture and a finer plateau texture)

Trilha 2





<i>S-filter (As): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	2.019	μm	
Ssk	-0.2183		
Sku	2.781		
Sp	4.887	μm	
Sv	6.472	μm	
Sz	11.36	μm	
Sa	1.619	μm	
Functional parameters			
Smr	2.100	%	
Smc	2.543	μm	
Sdc	5.265	μm	
Spatial parameters			
Sal	459.6	μm	
Str	*****		
Std	92.27	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01514		
Sdr	0.01146	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.08806	μm ³ /μm ²	
Vv	2.631	μm ³ /μm ²	
Vmp	0.08806	μm ³ /μm ²	
Vmc	1.921	μm ³ /μm ²	
Vvc	2.393	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.2375	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	4.564	μm	
Spk	1.827	μm	
Svk	2.210	μm	
Smrk1	10.59	%	
Smrk2	83.94	%	
Spq	1.044		
Svq	2.172		
Smq	7.371		
Sak1	0.09675	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.1775	μm ³ /μm ²	
Spkx	2.429	μm	
Svkx	4.367	μm	
Warnings			
Str: The autocorrelation lobe touches the edges. Try leveling the studiable or removing its form.			



ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Functional parameters (volume)			
Vmp	0.08112	μm ³ /μm ²	
Vmc	1.272	μm ³ /μm ²	
Vvc	1.766	μm ³ /μm ²	
Vvv	0.1969	μm ³ /μm ²	
Functional parameters (stratified surfaces)			
Sk	3.379	μm	
Spk	1.772	μm	
Svk	1.664	μm	
Smrk1	11.63	%	
Smrk2	86.98	%	
Spq	0.2976		
Svq	1.505		
Smq	1.350		
Sak1	0.1030	μm ³ /μm ²	
Sak2	0.1083	μm ³ /μm ²	
Spkx	2.035	μm	
Svkx	2.848	μm	
Warnings			

ISO 25178 - Primary surface			
<i>S-filter (λs): None</i>			
<i>F: [Workflow] Leveled (LS-plane)</i>			
Height parameters			
Sq	1.501	μm	
Ssk	-0.06468		
Sku	2.983		
Sp	3.714	μm	
Sv	4.548	μm	
Sz	8.262	μm	
Sa	1.171	μm	
Functional parameters			
Smr	4.830	%	
Smc	1.882	μm	
Sdc	3.872	μm	
Spatial parameters			
Sal	554.3	μm	
Str	*****		
Std	94.71	°	
Ssw	0.000	μm	
Hybrid parameters			
Sdq	0.01226		
Sdr	0.007509	%	
Functional parameters (volume)			
Vm	0.08112	μm ³ /μm ²	
Vv	1.963	μm ³ /μm ²	