

GUILHERME HENRIQUE ALVES ANDRADE

**EFEITO DA MICROESTRUTURA DO AÇO-
MANGANÊS AUSTENÍTICO NO DESEMPENHO
TRIBOLÓGICO EM DESGASTE POR
DESLIZAMENTO**



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

2024

GUILHERME HENRIQUE ALVES ANDRADE

**EFEITO DA MICROESTRUTURA DO AÇO-MANGANÊS
AUSTENÍTICO NO DESEMPENHO TRIBOLÓGICO EM DESGASTE
POR DESLIZAMENTO**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia, como parte dos requisitos para a obtenção do título de **MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA**.

Área de Concentração: Materiais e Processos de Fabricação

Orientador: Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco

UBERLÂNDIA – MG

2024

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
Sistema de Bibliotecas da UFU, MG, Brasil.

A553e Andrade, Guilherme Henrique Alves, 1998-
2024 Efeito da microestrutura do aço-manganês austenítico no desempenho
tribológico em desgaste por deslizamento [recurso eletrônico] /
Guilherme Henrique Alves Andrade. - 2024.

Orientador: Sinésio Domingues Franco.
Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal de Uberlândia,
Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica.
Modo de acesso: Internet.
Disponível em: <http://doi.org/10.14393/ufu.di.2025.5109>
Inclui bibliografia.
Inclui ilustrações.

1. Engenharia Mecânica. I. Franco, Sinésio Domingues, 1962-, (Orient.). II. Universidade Federal de Uberlândia. Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. III. Título.

CDU: 621.01

André Carlos Francisco
Bibliotecário-Documentalista - CRB-6/3408



UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA

Coordenação do Programa de Pós-Graduação em Engenharia
Mecânica

Av. João Naves de Ávila, nº 2121, Bloco 1M, Sala 212 - Bairro Santa Mônica, Uberlândia-MG, CEP 38400-902
Telefone: (34) 3239-4282 - www.posmecanica.ufu.com.br - secposmec@mecanica.ufu.br



ATA DE DEFESA - PÓS-GRADUAÇÃO

Programa de Pós-Graduação em:	Engenharia Mecânica			
Defesa de:	Dissertação de Mestrado Acadêmico, nº 650, PPGEM			
Data:	30/07/2024	Hora de início:	09:00	Hora de encerramento:
Matrícula do Discente:	12212EMC004			
Nome do Discente:	Guilherme Henrique Alves Andrade			
Título do Trabalho:	Efeito Da Microestrutura Do Aço-Manganês Austenítico No Desempenho Tribológico Em Desgaste Por Deslizamento			
Área de concentração:	Materiais e Processos de Fabricação			
Linha de pesquisa:	Tribologia e Materiais			
Projeto de Pesquisa de vinculação:	Avaliação do Desempenho de Aços Usados na Fabricação de Amparo-Balanço			

Reuniu-se por videoconferência, a Banca Examinadora, designada pelo Colegiado do Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica assim composta: Prof. Dr. Washington Martins da Silva Jr. - UFU; Prof. Dr. Flávio José da Silva - UFPE; Prof. Dr. Sinésio D. Franco - UFU, orientador do candidato.

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

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

Aprovado.

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

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

Nada mais havendo a tratar foram encerrados os trabalhos. Foi lavrada a presente

ata que após lida e achada conforme foi assinada pela Banca Examinadora.



Documento assinado eletronicamente por **Sinesio Domingues Franco, Professor(a) do Magistério Superior**, em 30/07/2024, às 12:08, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Washington Martins da Silva Junior, Professor(a) do Magistério Superior**, em 30/07/2024, às 12:08, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **FLAVIO JOSE DA SILVA, Usuário Externo**, em 30/07/2024, às 15:26, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



Documento assinado eletronicamente por **Sebastião Luis Domingos de Castilho, Usuário Externo**, em 31/07/2024, às 08:22, conforme horário oficial de Brasília, com fundamento no art. 6º, § 1º, do [Decreto nº 8.539, de 8 de outubro de 2015](#).



A autenticidade deste documento pode ser conferida no site https://www.sei.ufu.br/sei/controlador_externo.php?acao=documento_conferir&id_orgao_acesso_externo=0, informando o código verificador **5533439** e o código CRC **665D1591**.

AGRADECIMENTOS

A Deus, por cada porta aberta e também pelas que foram fechadas durante a execução deste trabalho. Foi difícil compreender os “nãos” que recebi, mas foi uma prova do cuidado d’Ele, fazendo de mim um homem melhor a cada dia.

À minha querida esposa, Anna Karollyne Moreira Santos Andrade, pelo carinho, amor, orações, companheirismo e incentivo. Essa mulher maravilhosa, que é um presente de Deus, tem me ajudado a suportar os momentos de dificuldade e também me ensinado a desfrutar das vitórias, tornando a vida mais leve, como deve ser.

Aos meus pais, Ronaldo Júnior Andrade e Ossiene Alves Andrade, por todo amor, suporte, orações, ensinamentos e cuidado. Eles me ensinaram a ter persistência, paciência, sabedoria e planejamento, princípios esses que foram essenciais para o desenvolvimento desse trabalho. À minha irmã, Giovana B. A. Andrade, por todo apoio e cuidado, e pelas vezes que me fez deixar de lado os problemas pessoais para discutir assuntos veterinários. Aos meus sogros, Sandra Moreira e Marcelo Ribeiro, por todo o apoio, suporte, cuidado e, principalmente, pelas orações.

Ao meu orientador, Prof. Dr.-Ing. Sinésio Domingues Franco por todo o conhecimento repassado, pela exigência e pelo exemplo de profissionalismo, retidão e honestidade. Meu muito obrigado por abrir as portas do Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste (LTAD) para que eu pudesse me desenvolver como pesquisador, contribuindo para a evolução tecnológica do país.

Aos engenheiros M.Sc. Juliano O. de Moraes e Dr. Luciano da R. Magalhães, pelo trabalho desenvolvido antes mesmo da minha participação na equipe do projeto que deu origem a esta dissertação. Agradeço pelas valiosas discussões que enriqueceram meu conhecimento e pela orientação nas tomadas de decisão. Aos engenheiros Dr. Guilherme A. Martiniano e José Guilherme F. Peres, pelo suporte e orientação nas análises de EBSD. Aos engenheiros M.Sc. Rodrigo Freitas da Silva Alvarenga e Dra. Edja Landeyara Freitas Moura, pelos conselhos e pelo conhecimento compartilhado ao longo do processo.

À química Carolina Xavier, imprescindível para a realização deste trabalho, pois foi responsável pela aquisição de todas as imagens de MEV e EBSD aqui contidas. Ao técnico mecânico Márcio Cristino de Sousa e aos alunos de iniciação científica, João Pedro C. José, Luan G. C. P. Araújo e Bruno Richard pelo auxílio na execução dos ensaios, confecção e preparação das amostras avaliadas.

A todos os demais colegas do LTAD, sem os quais a execução deste trabalho não seria possível.

À Greenbrier Maxion, em nome da Rosângela da C. R. Castagno e do Sebastião Castilho pelo financiamento da pesquisa e pelo envio dos materiais aqui avaliados.

À CAPES pela concessão da bolsa de estudos. À FAPEMIG e ao CNPq por todo o apoio prestado às frentes de pesquisa desenvolvidas na Faculdade de Engenharia Mecânica, essenciais para a minha formação.

À Universidade Federal de Uberlândia e ao Programa de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia Mecânica pela oportunidade de realizar esta formação.

Aos demais amigos, colegas, parentes e irmãos em Cristo por todo o apoio e suporte prestado durante a trajetória do desenvolvimento deste trabalho.

ANDRADE, G. H. A. **Efeito da microestrutura do aço-manganês austenítico no desempenho tribológico em desgaste por deslizamento.** 2024. 99 f. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia-MG.

RESUMO

O aço-manganês austenítico é amplamente utilizado na indústria em equipamentos suscetíveis a desgaste abrasivo ou por impacto. Esse material é escolhido para essas situações devido às suas alterações microestruturais que surgem quando ele é submetido à deformação, garantindo um aumento na sua resistência mecânica e um endurecimento superficial considerável. Três aços-manganês austeníticos foram avaliados neste trabalho, sendo um não solubilizado (HF-NS), um laminado e solubilizado (HF-IMP) e outro também solubilizado, porém obtido por fundição (HF-NAC), todos com aproximadamente a mesma composição química. Esses aços foram testados em ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino sobre plano com movimento alternado (*reciprocating*), sendo aplicadas as forças normais de 90 N, 150 N, 180 N e 380 N. Cada ensaio teve duração de 12 h, sendo realizados cinco ensaios para cada condição. De acordo com os teores de ferro e manganês desses materiais, espera-se que não haja transformação martensítica. Espera-se que os únicos mecanismos de aumento de resistência mecânica atuantes sejam as maclas de deformação, deslizamento de planos cristalinos e encruamento por movimentação de discordâncias. Foram avaliadas peças que trabalharam em campo fabricadas em aço-Hadfield, tendo seus mecanismos de desgaste caracterizados, os quais foram replicados nos ensaios de laboratório. O HF-NS foi o material que apresentou os menores valores, tanto para o coeficiente de atrito, quanto para o volume desgastado. Além disso, foi detectada pela técnica de EBSD a presença de transformação martensítica no HF-NS, justificada pelo empobrecimento de carbono no interior dos grãos austeníticos, reduzindo assim a estabilização da austenita em temperatura ambiente. Esse fato sugere que a ausência do tratamento de solubilização para o aço-manganês austenítico é benéfica para a aplicação estudada, pois, além do bom desempenho tribológico, a sua produção tem custo e tempo reduzidos.

Palavras-Chave: aços-manganês austeníticos, desgaste por deslizamento, transformação martensítica, tratamento de solubilização, desempenho tribológico.

ANDRADE, G. H. A. **Effect of the microstructure of austenitic manganese steel on tribological performance in sliding wear.** 2024. 99 p. M. Sc. Dissertation, Federal University of Uberlândia, Uberlândia-MG.

ABSTRACT

Austenitic manganese steel is widely used in the industry in equipment prone to abrasive or impact wear. This material is chosen for these situations due to its microstructural changes that occur when subjected to deformation, ensuring an increase in its mechanical strength and considerable surface hardening. Three austenitic manganese steels were evaluated in this study, one as-cast and non-solution treated (HF-NS), one solution treated and rolled (HF-IMP), and another solution treated and also cast (HF-NAC), having nearly the same chemical composition. These steels were tested in reciprocating sliding wear tests using pin-on-disc configuration with normal forces of 90 N, 150 N, 180 N, and 380 N. Each test lasted 12 hours, with five tests conducted for each condition. Based on the iron and manganese contents of these materials, it is expected that there will be no martensitic transformation. The only expected mechanisms contributing to increased mechanical strength are deformation twins, slip of crystal planes, and strain hardening due to dislocation movement. Components that worked in the field made of Hadfield steel were evaluated, with their wear mechanisms characterized and replicated in laboratory tests. HF-NS exhibited the lowest values for both friction coefficient and wear. Furthermore, martensitic transformation was detected in HF-NS using EBSD technique, attributed to carbon depletion within the austenitic grains, thereby reducing austenite stability at room temperature. This suggests that the absence of solution treatment for austenitic manganese steel is beneficial for the studied application, as it not only provides good tribological performance but also reduces production cost and time.

Keywords: manganese austenitic steels, sliding wear, martensitic transformation, solubilization heat treatment, tribological performance.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Linha Acm para aços-manganês austeníticos com 13 % de Mn (adaptado de ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990).....	7
Figura 2.2 - Microestruturas do aço-manganês austenítico: (a) material que experimentou um resfriamento lento, acumulando carbonetos nos contornos de grão e (b) material que passou pelo tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990).....	8
Figura 2.3 - Diagramas de fases do sistema Fe-Mn: a) diagrama de equilíbrio (adaptado de ASM INTERNATIONAL, 2016) e b) diagrama contendo fases fora do equilíbrio (adaptado de DE COOMAN, CHIN e KIM, 2011). A porcentagem de Mn é dada em peso.	9
Figura 2.4 - a) formação de uma macla a partir da rotação da rede cristalina. b) efeito da macla como barreira a movimentação de discordâncias, similar ao de um contorno de grão (DE COOMAN; CHIN; KIM, 2011).....	12
Figura 2.5 - Representação esquemática das temperaturas Ms e Md em função da quantidade de manganês e carbono (adaptado de ZUM GAHR, 1987).....	13
Figura 2.6 - correlação entre mecanismo de endurecimento com temperatura de deformação e energia de falha de empilhamento (adaptada de RÉMY e PINEAU, 1977).	13
Figura 2.7 - Transformações de fase presentes no aço ao manganês com relação aos teores de carbono e manganês (adaptado de SCHUMANN, 1975 apud ANDRADE, 2020).	14
Figura 2.8 - Caracterização microestrutural da liga 29Mn-0,15C: a) Imagem de elétrons secundários, b) Contraste de banda e c) identificação de fases por EBSD (ANDRADE, 2020).	16
Figura 2.9 - Efeito da força normal e da velocidade de deslizamento no desgaste (adaptado de ZUM GAHR, 1987).	18
Figura 2.10 - Variação do coeficiente de atrito com a força normal aplicada (WHITEHEAD, 1950 apud HUTCHINGS, 1992).....	19
Figura 2.11 - Efeito da força normal no desgaste por deslizamento do aço Hadfield em relação a (a) perda de massa e (b) coeficiente de atrito (adaptado de TRESSIA e SINATORA, 2023).	20
Figura 2.12 - Imagens obtidas por microscopia óptica da seção transversal dos aços Hadfield: (a) superfície não tratada (US), e as amostras tratadas por HSP por (b) 60 minutos (DS) e (c) 240 minutos (NS) (FENG et al., 2013).....	22
Figura 2.13 - Valores obtidos para o coeficiente de atrito no ensaio realizado a 25 °C (esq.). À direita, os valores de perda de massa medidos para os ensaios realizados em todas as condições (adaptado de FENG et al., 2013).....	22

Figura 2.14 - Amostra de aço médio manganês nas condições: (a) sem Ti, com grãos maiores e precipitados nos contornos de grão e (b) com Ti, precipitados distribuídos na matriz austenítica, grãos menores, obtido pelo tratamento de envelhecimento a 500 °C por 1 h (CAI et al., 2023).....	23
Figura 2.15 - Topografia da marca de desgaste obtida para o ensaio conduzido com força normal de 300 N. (a) Topografia 3D do desgaste e perfis 2D da seção transversal para as amostras (b) livres de Ti e (c) com Ti (adaptado de CAI et al., 2023).	24
Figura 2.16 - Linhas de deslizamento de planos visualizadas nas faces: (a) 110, (b) 001 e (c) 110 do aço Hadfield monocristalino sob força de atrito na orientação 001 (LYCHAGIN et al., 2020).	25
Figura 3.1 – Detalhes do equipamento e montagem do ensaio de deslizamento alternado do tipo pino sobre plano. a) vista geral do equipamento CETR, b) vista do porta-amostras e c) detalhe da configuração.....	29
Figura 3.2 - Detalhes do corpo de prova: a) superfície e b) esquematização das marcas de lixamento.....	30
Figura 3.3 - Pino de ferro fundido nodular. Em detalhe, à direita, esquematização da geometria da ponta gerada pelo processo de torneamento.	30
Figura 3.4 - Metodologia utilizada para cálculo da velocidade média de deslizamento em movimento alternado no ensaio pino sobre plano.	31
Figura 3.5 - Exemplo de trilha de desgaste digitalizada após ensaio de deslizamento. a) vista em perspectiva, b) vista superior após processamento e c) ferramenta de cálculo de volume.	33
Figura 3.6 - Exemplo dos dados de coeficiente de atrito adquiridos durante o ensaio do HF-NS, para uma carga de 90 N, indicando o intervalo dos valores utilizados para cálculo do coeficiente de atrito médio.....	34
Figura 3.7 - Esquematização do procedimento de corte para análise das amostras de aço Hadfield.....	35
Figura 3.8 - Etapas da metodologia de ensaios em escala laboratorial e as técnicas de análise da marca de desgaste empregadas.....	36
Figura 4.1 - Microestruturas dos aços-manganês austeníticos estudados (imagens obtidas com a mesma ampliação em microscópio óptico): a) HF-NS, b) HF-IMP e c) HF-NAC. Em d) a microestrutura do HF-NAC com menor ampliação para melhor visualização dos grãos. Ataque químico com Nital 2 %.	38
Figura 4.2 - Análise via EDS dos pontos presentes na microestrutura do HF-NAC, indicando a presença de óxido de silício.	39
Figura 4.3 - Perfis de dureza medidos ao longo de toda a espessura da chapa de HF-IMP.	41

Figura 4.4 - Perfis de dureza medidos ao longo de toda a espessura da chapa de HF-NAC.	41
Figura 4.5 - Identificação de camada descarbonetada ou parcialmente solubilizada no HF-NS.	42
Figura 4.6 - Microestrutura do material do contracorpo (ferro fundido nodular).	42
Figura 4.7 - Microestrutura da seção transversal à trilha de desgaste após o uso em campo (material HF-NS): a) e b) região imediatamente abaixo da superfície de contato e c) e d) região no interior da chapa.	44
Figura 4.8 - Ampliação da região imediatamente abaixo da trilha de desgaste, mostrando a presença de marcas de linhas de deslizamento cruzado (<i>cross slip</i>) e/ou macias de deformação.	45
Figura 4.9 - Perfis de microdureza (HV0,1), medidos na seção transversal da marca de desgaste do HF-NS utilizado em campo.	45
Figura 4.10 - MEV da seção transversal do HF-NS do primeiro par tribológico, logo abaixo da trilha de desgaste, a) vista geral e b) ampliação de “a”.	46
Figura 4.11 - MEV da região de um contorno de grão (material: HF-NS): a) detalhe das regiões com diferentes níveis de deformação e b) carboneto no contorno de grão e perlita formada junto a esse carboneto.	47
Figura 4.12 - EBSD da amostra de HF-NS do primeiro par tribológico na seção transversal imediatamente abaixo da trilha de desgaste. a) Mapa da superfície analisada e b) quantificação das fases observadas e seus percentuais.	48
Figura 4.13 – Detalhes da superfície de desgaste observados em MEV na região da trilha de desgaste do HF-NS utilizado em campo.	49
Figura 4.14 – Borda da superfície de desgaste da chapa <i>post mortem</i> de HF-NS. A) foto da região e b) aspecto da trilha de desgaste via MEV.	49
Figura 4.15 - Detalhes da superfície de desgaste observadas por MEV.	50
Figura 4.16 - Perfil de microdureza HV0,1, ao longo da espessura do material desgastado, com profundidade de 2 mm a partir da superfície de contato para o aço HF-IMP após uso em campo.	51
Figura 4.17 - Microestrutura da seção transversal do HF-IMP desgastado por uso em campo. a) centro da chapa, b) próximo à superfície de contato e c) ampliação de b).	52
Figura 4.18 - Imagem de MEV de uma região com corrosão do material solubilizado desgastado. a) vista geral, b) e c) detalhes de regiões com formação de crateras de corrosão, indicadas pelas setas verdes. Em d), e) e f): detalhe de uma região com relevo semelhante ao de uma partícula de material deformado aderida.	53

Figura 4.19 - Imagem de MEV de duas regiões sem corrosão do HF-IMP testado em campo. a) e c) vista geral das regiões e b) e d) detalhes em ampliação respectivamente, mostrando a superfície deformada plasticamente.	54
Figura 4.20 - Volume desgastado medido após os ensaios de desgaste dos aços HF-NS, HF-IMP e HF-NAC.....	55
Figura 4.21 - Volume desgastado em função da força normal aplicada.....	56
Figura 4.22 - Valores do coeficiente de atrito obtido nos ensaios de desgaste tipo pino sobre plano com movimento alternado.	57
Figura 4.23 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-NS com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	59
Figura 4.25 - Análise de EDS da amostra de HF-NS experimentada a 90 N. Em detalhe são apresentados os espectros de raios-X de uma região mais lisa (A) e outra mais deformada (B) da superfície desgastada.	60
Figura 4.26 – Região de transição entre mecanismos de desgaste na amostra de HF-NS experimentada a 90 N. a) imagem obtida via MEV; b) mapa de composição química e os principais elementos em destaque: c) oxigênio; d) ferro e e) manganês.	61
Figura 4.27 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-NS. Condição sob força normal de 180 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 380 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa de oxigênio.	62
Figura 4.28 - Região central da marca de desgaste dos aços HF-NS nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	63
Figura 4.29 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-IMP com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	64
Figura 4.30 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-IMP. Condição sob força normal de 90 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 180 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 380 N: g) imagem MEV, h) mapa de elementos via EDS e i) mapa de oxigênio.	65
Figura 4.31 - Regiões lisas localizadas ao centro das marcas de desgaste dos aços HF-IMP geradas nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	66
Figura 4.32 - Bordas das marcas de desgaste geradas nos ensaios com os aços HF-IMP conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	67
Figura 4.33 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-NAC com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	68

Figura 4.34 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-NAC. Condição sob força normal de 90 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 180 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa. Condição sob força normal de 380 N: g) imagem MEV, h) mapa de elementos via EDS e i) mapa de oxigênio.	69
Figura 4.35 - Regiões lisas localizadas ao centro das marcas de desgaste dos aços HF-NAC geradas nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.	70
Figura 4.36 - Comparação entre as regiões centrais das superfícies desgastadas das amostras dos materiais estudados.	71
Figura 4.37 - Mapa de fases do HF-NS cortado na seção longitudinal à marca de desgaste, obtido via técnica de EBSD, após ensaio com força normal de 90 N (esquerda) e 380 N (direita).	73
Figura 4.38 - Mapa de fases da amostra de HF-NS ensaiada com força normal de 380 N. À direita, imagem com maior ampliação.	74
Figura 4.39 – Mapa de <i>Kernel Average Misorientation</i> da amostra de HF-NS ensaiada com força normal de 380 N. À direita, imagem com maior ampliação e, abaixo, histograma de misorientação.....	74
Figura 4.40 - À esquerda, imagem obtida por MEV da microestrutura do HF-NS em região central da amostra. À direita, mapa de carbono obtido por EDS na mesma região da imagem obtida por MEV.	75
Figura 4.41 - Mapas de polo inverso obtidos para as amostras de HF-NS ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N. As setas pretas indicam a presença de maclas geradas por deformação.....	76
Figura 4.42 - Mapa de fases obtido via EBSD para as amostras de HF-IMP ensaiadas com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).	77
Figura 4.43 - Mapa de fases (esq.) e mapa de polo inverso (dir.) da amostra de HF-IMP ensaiada com força normal de 380 N.	78
Figura 4.44 - Mapa de KAM obtido para as amostras de HF-IMP ensaiada com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).	79
Figura 4.45 - Mapas de polo inverso (IPFZ) obtidos para as amostras de HF-IMP ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.	80
Figura 4.46 - Mapa de fases obtido via EBSD para as amostras de HF-NAC, ensaiadas com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).	81
Figura 4.47 - Microestruturas do HF-NAC obtidas abaixo da superfície de desgaste nas condições de ensaio com força normal de: a) 90 N; b) 150 N; c) 180 N e d) 380 N.	82

Figura 4.48 - Mapas de polo inverso obtidos para as amostras de HF-NAC ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.....	83
Figura 4.49 - Mapa de KAM obtido para as amostras de HF-NAC, ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.....	84

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1 - Composição química dos aços-manganês austeníticos (adaptado de ASTM A128, 2019)	6
Tabela 4.1 - Composição química dos aços Hadfield estudados.	37
Tabela 4.2 - Valores de dureza dos aços-manganês austeníticos.	40
Tabela 4.3 - Composição química do material do contracorpo (% em peso).	43
Tabela 4.4 - Composição química do corpo usado no par tribológico 2 (% em peso). Material: HF-IMP.....	51

LISTA DE SÍMBOLOS E SIGLAS

α' - Martensita α'

γ - Austenita

ϵ - Martensita ϵ

Acm – Linha representativa do limite de solubilidade do carbono na austenita

ANOVA - Análise de variância

ASM - American Society for Metals

ASTM - *American Society for Testing and Materials*

CCC - Cúbica de corpo centrado

CFC - Cúbica de face centrada

COF - Coeficiente de atrito

DRX - Difração de raios-X

EBSD - *Electron Backscatter Diffraction*

EDS - *Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*

GDS - *Glow discharge spectrometry*

H - Dureza

HC - Hexagonal compacta

HF-IMP - Aço-manganês austenítico com grãos menores

HF-NAC - Aço-manganês austenítico com grãos maiores

HF-NS - Aço-manganês austenítico não-solubilizado

HSP - *High-speed pounding*

IPFZ - Mapa de polos inverso

K - Coeficiente de desgaste

KAM - *Kernel Average Misorientation*

L - Distância percorrida em deslizamento

MEV - Microscopia eletrônica de varredura

MO - Microscopia ótica

PQ - *Pattern Quality*

Q - Volume desgastado

TCC - Tetragonal de corpo centrado

TWIP - *Twinning induced plasticity*

W - Força normal aplicada

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	1
1.1. Objetivo Principal	3
1.2. Objetivos Específicos.....	3
1.3. Estrutura da Dissertação	3
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1. Aços-manganês Austeníticos	5
2.2. Mecanismos de Aumento de Resistência Mecânica	10
2.3. Desgaste por Deslizamento.....	17
2.3.1. Efeito da força normal no desgaste por deslizamento.....	17
2.3.2. Efeito da microestrutura no desgaste por deslizamento	21
3. METODOLOGIA	27
3.1. Caracterização dos Materiais	27
3.2. Definição dos Parâmetros de Ensaio	28
3.3. Avaliação do Desgaste Após o Ensaio	32
4. RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	37
4.1. Caracterização dos Materiais	37
4.2. Avaliação das Amostras <i>Post Mortem</i>	43
4.2.1. Par tribológico 1 – Material em condição não-solubilizada (HF-NS).....	43
4.2.2. Par tribológico 2 – Material em condição solubilizada (HF-IMP).....	50
4.3. Ensaios de Desgaste em Laboratório	55
4.3.1. Mecanismos de desgaste	58
4.3.1.1. Amostras do aço HF-NS.....	58
4.3.1.2. Amostras do aço HF-IMP	63
4.3.1.3. Amostras do aço HF-NAC	68
4.3.1.4. Comparação entre mecanismos de desgaste.....	71
4.3.2. Avaliação microestrutural após ensaios de desgaste	72

5. CONCLUSÕES.....	86
6. SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS.....	88
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	89

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

Os aços-manganês austeníticos, também denominados aços Hadfield, caracterizam-se pelo elevado teor de carbono e manganês, tipicamente com valores de cerca de 1 % e 12 % em peso, respectivamente (ASTM A128-19, 2019). Uma de suas propriedades mais conhecidas é o endurecimento por deformação plástica que, em alguns casos, leva à formação de martensita na região deformada. Por esse motivo, esses aços encontram uma gama de aplicações, entre elas, a fabricação de placas de mandíbulas de britadores e componentes similares da indústria mineradora (MACHADO et al., 2017; MACHADO; PEREIRA; SINATORA, 2021), peças de linhas ferroviárias, como jacarés, chaves e cruzamentos (CHIAVERINI, 2015) e em alguns componentes utilizados na estrutura de vagões.

Alguns dos componentes estruturais de vagões ferroviários que são costumeiramente fabricados em aços-manganês austeníticos são sujeitos ao contato em movimento relativo. Durante a movimentação dos vagões, especialmente em curvas, surgem forças significativas associadas a deslizamentos a seco (altos coeficientes de atrito) que, como consequência, geram perda de material. Devido às várias curvas que o vagão é submetido durante a sua vida útil, o movimento experimentado pelos componentes em questão pode ser caracterizado como alternado (*reciprocating*). Nesse caso, o aço Hadfield é escolhido no objetivo de se reduzir perdas de material, já que o endurecimento propiciado pela transformação martensítica pode aumentar a resistência ao desgaste, conforme acontece em britadores de mandíbula.

Lindroos et al. (2015) estudaram o comportamento de um aço austenítico de alto manganês com adição de cromo sob condições de desgaste abrasivo e desgaste por impacto. Eles concluíram que essa liga é mais resistente nos casos em que há impacto do que nos casos onde se tem carregamento quase estático. Um ponto importante a destacar é que, para que o

material tenha um melhor desempenho no que diz respeito ao máximo endurecimento superficial por deformação plástica, é necessário que esse aço experimente uma quantidade considerável de eventos de impacto. Isso ocorre porque a deformação plástica gerada exclusivamente pela abrasão pode não ser suficiente para proporcionar o endurecimento máximo desejado. No trabalho em questão, foi observado que, acima de 30 % de deformação plástica, a superfície se torna cada vez mais frágil. Em deformações plásticas totais (aproximadamente 50 % na superfície) as taxas de desgaste aumentaram e uma quantidade progressiva de trincas intergranulares foi notada.

Não obstante, o aço Hadfield não se comporta bem em condições de desgaste moderado, visto que é necessária uma pressão de contato considerável para que o endurecimento efetivamente aconteça. Em sua tese, Tressia (2021) investigou o efeito de teores de alguns elementos químicos e da força normal no desgaste por deslizamento dos aços ao manganês, sendo possível encontrar um endurecimento mais eficaz devido às transformações martensíticas geradas nos ensaios conduzidos com as pressões normais de contato próximas a 25 MPa.

A estrutura fundida ou laminada dos aços-manganês contém carbonetos e outros produtos de transformação que conferem baixa ductilidade ao aço, apesar de sua maior dureza. As propriedades mecânicas normais desses aços são obtidas com um tratamento de austenitização a uma temperatura suficientemente alta (entre 1000 e 1065 °C) para assegurar a completa dissolução dos carbonetos, seguida de resfriamento rápido em água. Após o resfriamento em água, o aço torna-se mais resistente mecanicamente e mais dúctil, apesar dos valores de dureza serem inferiores às da estrutura não solubilizada. Segundo Chiaverini (2015), entretanto, o valor de dureza tem pouco significado, tanto no que se refere à resistência ao desgaste e à usinabilidade do aço, porque ele aumenta consideravelmente devido aos mecanismos de aumento de resistência.

Porém, não são todos os aços-manganês austeníticos que apresentam transformação martensítica. Foi desenvolvido por Schumann (1975) uma relação entre o percentual de manganês e carbono e as transformações microestruturais que eles podem experimentar. No caso dos materiais avaliados nesta dissertação, foram encontradas composições químicas que apontam apenas para a presença dos mecanismos de maclas geradas por deformação e deslizamento de planos cristalográficos. No caso dos componentes de vagões ferroviários de interesse para esse estudo, considerando que o contato mecânico se dá através de duas superfícies planas e sem abrasivo na interface, é de se esperar deformações plásticas pouco

extensas abaixo da superfície do material. Em consequência disso, a efetividade dos mecanismos de endurecimento devido à deformação plástica deve ser avaliada.

1.1. Objetivo Principal

Este trabalho tem como objetivo avaliar o efeito da microestrutura e da pressão de contato no desempenho tribológico de aços-manganês austeníticos em ensaios de desgaste por deslizamento com movimento alternado (*reciprocating*). O presente trabalho tem relevância não apenas acadêmica, mas também industrial, pois avalia o uso e efetividade desses materiais aplicados em componentes estruturais de vagões ferroviários.

1.2. Objetivos Específicos

- a. Identificar e caracterizar os mecanismos de desgaste presentes em amostras testadas em campo;
- b. Caracterizar química, física e microestruturalmente os aços-manganês austeníticos e o ferro fundido estudados;
- c. Avaliar e ranquear o desempenho dos pares tribológicos nas condições testados nos ensaios de bancada;
- d. Caracterizar os mecanismos de desgaste gerados nos ensaios de bancada;
- e. Identificar as possíveis mudanças microestruturais geradas na subsuperfície do desgaste utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD).

1.3. Estrutura da Dissertação

Esta dissertação está estruturada em seis capítulos.

No segundo capítulo é apresentada uma revisão bibliográfica que serviu de base teórica para a discussão dos resultados obtidos nesse trabalho. Nesse capítulo são abordados os

fundamentos acerca da utilização dos aços-manganês austeníticos, seus mecanismos de aumento de resistência mecânica e seu desempenho tribológico no desgaste por deslizamento.

No terceiro capítulo é descrita a metodologia utilizada para avaliação dos três aços-manganês estudados. Nessa etapa é descrita a caracterização dos materiais antes e após o desgaste, a técnica usada para a confecção dos corpos e contracorpos e os parâmetros de ensaio escolhidos com base nos mecanismos de desgaste encontrados nas amostras *post mortem*.

O quarto capítulo apresenta os mecanismos de desgaste identificados nas amostras usadas em campo, os quais foram imprescindíveis para as definições relativas ao ensaio escolhido neste trabalho. Também, é avaliado o desempenho tribológico dos materiais estudados e o efeito do desgaste nas alterações microestruturais.

No quinto capítulo são elencadas as conclusões obtidas a partir das discussões apresentadas no capítulo anterior.

O sexto capítulo apresenta as sugestões de trabalhos futuros, visando a utilização de outras técnicas para a avaliação das mudanças microestruturais geradas pela deformação.

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1. Aços-manganês Austeníticos

Os aços-manganês austeníticos, conhecidos como aços Hadfield em homenagem às contribuições de Sir Robert Abbot Hadfield no século XIX, apresentam originalmente uma composição química típica de 1,2 % de carbono e 12 % de manganês. (WEEKS, 1888; ASTM A128, 2019). Desde sua criação, esse material tem sido utilizado em diversas aplicações que demandam alta resistência ao desgaste, especialmente em ambientes sujeitos a abrasão ou impacto. Por esse motivo, são empregados em uma gama de componentes para equipamentos de manuseio de materiais, como britadores, caçambas de dragas e escavadeiras, bombas para operação com pedras e rochas, além de peças para linhas ferroviárias, como jacarés, trilhos de junção e cruzamentos (CHIAVERINI, 2015).

Devido à sua estrutura austenítica presente à temperatura ambiente, eles não são magnéticos e garantem boa ductilidade e tenacidade. Sua característica distintiva, a capacidade de endurecimento quando submetido à deformação plástica, faz com que ele seja, ainda hoje, o principal do grupo de aços de natureza austenítica resistentes ao desgaste.

A norma ASTM A128 (2019) especifica a composição química dos aços Hadfield, conforme detalhado na Tabela 2.1. Ao longo do tempo, o aço Hadfield passou por modificações que envolveram ajustes nas concentrações de carbono e manganês, além da incorporação de elementos de liga como nióbio, molibdênio, silício, fósforo, cromo, titânio, boro, nitrogênio, entre outros (CAI et al., 2023; SINGLA et al., 2024; TRESSIA, 2021).

Tabela 2.1 - Composição química dos aços-manganês austeníticos (adaptado de ASTM A128, 2019).

Classe	Composição (% em peso)						
	Carbono	Manganês	Cromo	Molibdênio	Níquel	Silício	Fósforo
A	1,05 - 1,35	11,0 mín.	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-1	0,9 - 1,05	11,5 - 14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-2	1,05 - 1,2	11,5 - 14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-3	1,12 - 1,28	11,5 - 14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
B-4	1,2 - 1,35	11,5 - 14,0	-	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
C	1,05 - 1,35	11,5 - 14,0	1,5 - 2,5	-	-	1,00 máx.	0,07 máx.
D	0,7 - 1,3	11,5 - 14,0	-	-	3,0 - 4,0	1,00 máx.	0,07 máx.
E-1	0,7 - 1,3	11,5 - 14,0	-	0,9 - 1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.
E-2	1,05 - 1,45	11,5 - 14,0	-	1,8 - 2,1	-	1,00 máx.	0,07 máx.
F (J91340)	1,05 - 1,35	6,0 - 8,0	-	0,9 - 1,2	-	1,00 máx.	0,07 máx.

A microestrutura dos aços-manganês depende diretamente da composição química e da rota de solidificação ou dos tratamentos térmicos aos quais são submetidos. A estrutura fundida ou laminada dos aços-manganês contém carbonetos e outros produtos de transformação que contribuem para a sua fragilidade. Seu limite de resistência à tração varia entre 410 e 480 MPa, frequentemente apresentando alongamento e estrição inferiores a 1 % (CHIAVERINI, 2015).

As propriedades mecânicas normais desses aços são obtidas com um tratamento de austenitização a uma temperatura suficientemente alta para assegurar completa dissolução dos carbonetos, seguido de resfriamento rápido em água. Segundo a American Welding Society (2007), as temperaturas usualmente empregadas para a austenitização estão entre 982 e 1065 °C. No entanto, para aços com alto teor de carbono, uma temperatura ainda mais elevada é necessária. Na Figura 2.1 é apresentada a relação do teor de carbono com a temperatura de austenitização completa. O tempo de permanência à temperatura não é considerado crítico.

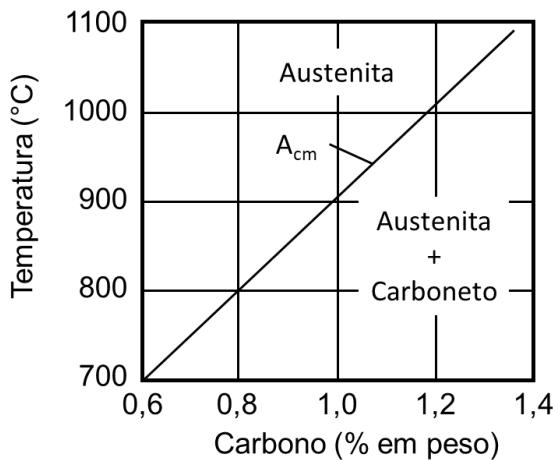


Figura 2.1 - Linha Acm para aços-manganês austeníticos com 13 % de Mn (adaptado de ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990).

A temperatura inadequada durante a austenitização pode resultar na presença de carbonetos não dissolvidos, afetando significativamente as propriedades mecânicas. Um resfriamento muito lento leva à precipitação de carbonetos, sendo a causa principal de propriedades mecânicas indesejadas. Em seções de grande espessura, a baixa condutividade térmica desse tipo de aço pode comprometer a eficácia da têmpera, favorecendo a formação de carbonetos nos contornos de grão (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990). A Figura 2.2a ilustra a microestrutura de uma seção espessa que foi resfriada lentamente, mostrando uma camada de carbonetos nos contornos de cada grão.

Esses aços, obtidos pelo tratamento térmico realizado de maneira incorreta, são suscetíveis a um fenômeno de fragilização intergranular, que pode ser altamente prejudicial. Isso frequentemente leva à rejeição ou perda de peças devido a falhas durante o serviço (MARATRAY, 1995). A intensidade da fragilização está associada à extensão da cobertura dos contornos de grão e à diminuição da coesão da matriz de austenita devido à presença da segunda fase (KUYUCAK; ZAVADIL; GERTSMAN, 2004).

Após o resfriamento rápido em água para evitar a formação de precipitados de carbonetos, o aço adquire maior resistência e ductilidade. Uma microestrutura característica de um aço Hadfield que passou por esse processo é apresentada na Figura 2.2b. De acordo com Chiaverini (2015), o material pode apresentar um alongamento que varia de 30 % a 60 %, durezas

de 180 HB a 220 HB, limite de escoamento de 290 MPa a 410 MPa e limite de resistência à tração de 560 MPa a 980 MPa. No entanto, o valor de dureza tem pouca relevância, pois seu valor aumenta significativamente devido ao encruamento e outras transformações microestruturais, na medida em que o aço é submetido às condições de serviço.

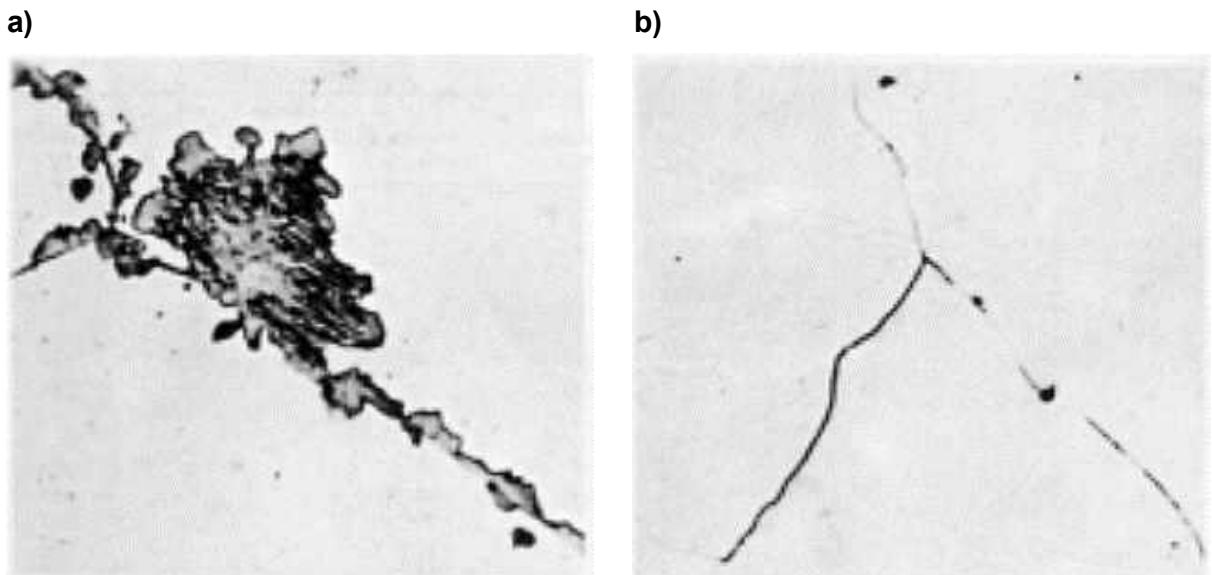


Figura 2.2 - Microestruturas do aço-manganês austenítico: (a) material que experimentou um resfriamento lento, acumulando carbonetos nos contornos de grão e (b) material que passou pelo tratamento de solubilização seguido de resfriamento rápido (ASM HANDBOOK COMMITTEE, 1990).

O diagrama de fases do sistema Fe-Mn permite uma boa compreensão das principais fases formadas durante o resfriamento dos aços Hadfield. A Figura 2.3a mostra esse diagrama no equilíbrio termodinâmico. Entretanto, devido às fases que surgem por transformações adifusionais, é importante também a compreensão do diagrama fora do equilíbrio, Figura 2.3b.

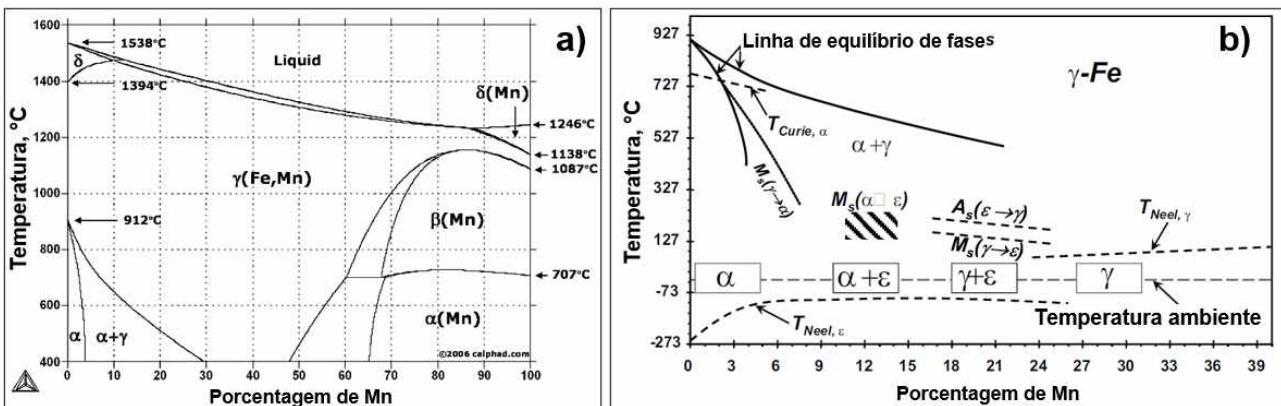


Figura 2.3 - Diagramas de fases do sistema Fe-Mn: a) diagrama de equilíbrio (adaptado de ASM INTERNATIONAL, 2016) e b) diagrama contendo fases fora do equilíbrio (adaptado de DE COOMAN, CHIN e KIM, 2011). A porcentagem de Mn é dada em peso.

Para situações fora de equilíbrio, em aços com até cerca de 5 % de Mn tem-se uma estrutura ferrítica (α), com átomos de Mn dissolvidos na rede cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) do ferro. No intervalo aproximado de 5 % a 29 % de Mn existe a predominância de um sistema multifásico, onde, para valores baixos de manganês, tem-se a predominância de martensita cúbica α' e, para teores mais elevados, a predominância da martensita hexagonal ε . A formação de microestruturas totalmente austeníticas (γ), com estrutura cúbica de face centrada (CFC), são observadas apenas acima de 27 % de Mn. O diagrama de fases fora do equilíbrio mostra ainda, através de M_s , as temperaturas em que ocorre o início da transformação martensítica para os diferentes teores de Mn (SCHROEDER, 2015).

Em alguns casos, a adição combinada de carbono também influencia diretamente a formação da microestrutura e é utilizada como alternativa para obtenção de estruturas austeníticas, mesmo para baixos teores de Mn. Tofaute e Linden (1936) estudaram o sistema ternário Fe-Mn-C e encontraram uma equação (Eq. 2.1) para obtenção de austenita, sendo $\%Mn$ e $\%C$ as quantidades de cada elemento, respectivamente, expressos em massa.

$$\%Mn + \%C \cdot 13 \geq 17 \quad (2.1)$$

Por outro lado, quanto maior o teor de carbono, mais favorecida é a precipitação de carbonetos do tipo M_3C em velocidades lentas de resfriamento (próximas ao equilíbrio termodinâmico). Nessa precipitação podem ocorrer dois tipos de carbonetos:

- Carbonetos finos: formados nos contornos de grão devido à menor energia livre destas regiões. São mais delineados e trazem menos danos às propriedades mecânicas (KUYUCAK; ZAVADIL; GERTSMAN, 2004);
- Carbonetos grosseiros: formados a partir do crescimento dos carbonetos finos. Geralmente estão cercados de lamelas de cementita dentro de uma região de austenita e carbonetos mistos (KUYUCAK; ZAVADIL; GERTSMAN, 2004).

Mohamed, Fawkhy e Elnahas (2020) analisaram os efeitos do endurecimento por precipitação nas propriedades do aço Hadfield com adição de cromo. Para isso, foram testados dois tratamentos térmicos baseados na temperatura de endurecimento por precipitação, tanto antes, quanto depois da solubilização. No primeiro tratamento térmico, as amostras foram pré-aquecidas a 600 °C e, posteriormente, submetidas ao tratamento de solubilização a 1100 °C, seguido de resfriamento rápido em água. Já o segundo se caracterizou por submeter as amostras ao endurecimento por precipitação em diferentes temperaturas, sendo elas: 600 °C, 650 °C, 700 °C e 750 °C. Foram realizados ensaios de compressão, ensaios de impacto Charpy e medições de macro e microdureza. Os resultados permitiram concluir que o endurecimento por precipitação tem um forte efeito sobre a precipitação de carbonetos no aço em questão. Também foi observada a presença de cementita e carbonetos nos contornos dos grãos da austenita, o que levou à perda da tenacidade ao impacto do aço Hadfield. Assim, para as amostras que foram solubilizadas, foi observada a melhor resistência ao impacto do material.

2.2. Mecanismos de Aumento de Resistência Mecânica

O endurecimento dos aços ao manganês em serviço é uma característica importante e que leva um material relativamente macio (austenítico), a situações de alta dureza, dificultando

inclusive a sua usinagem. O princípio desse endurecimento tem sido estudado há várias décadas e inicialmente foi proposto como uma evolução microestrutural. Troiano e McGuire (1943) concluíram que existia uma transformação de fase induzida pela deformação, capaz de promover a formação de martensita. Isso foi comprovado inicialmente pelo surgimento de magnetismo nos materiais estudados e, posteriormente, com observação de martensitas α' e ε .

Mais adiante, com a análise de difração de raios-X, foram observadas situações nas quais, apesar do endurecimento, não havia presença de transformação martensítica (DOEPKEN, 1952). Hoje se sabe que a predominância de cada efeito depende das variáveis atuantes no sistema, principalmente da temperatura de deformação e da composição química do aço (BOUAZIZ et al., 2011).

Algumas hipóteses sobre a maneira como se dá o endurecimento nesses materiais têm sido aceitas, a saber:

- a. A primeira é baseada no encruamento e está diretamente ligada à movimentação de discordâncias e como elas ocorrem nesse material. Nesse caso, para algumas composições químicas e em temperaturas elevadas, a movimentação e a interação entre as discordâncias, o deslizamento cruzado, influenciam a sua densidade e distribuição, fazendo com que as próprias discordâncias sejam barreiras para as demais;
- b. Para situações de baixas temperaturas, onde a energia de falha de empilhamento é mais baixa, o mecanismo de maclação (*twinning*) passa a ser energeticamente mais vantajoso que a movimentação de discordâncias. A macla é a região do cristal onde a orientação da estrutura cristalina é a imagem espelho do restante do cristal (Figura 2.4a). Esse fenômeno endurece o material, bloqueando a movimentação de discordâncias de forma similar a um contorno de grão (Figura 2.4b). Aços com elevado teor de Mn (normalmente superior a 20 % em massa) apresentam alta taxa de maclação e, devido a isto, recebem o nome de aços com plasticidade induzida por maclação (*TWIP – twinning induced plasticity steels*) (BOUAZIZ et al., 2011).

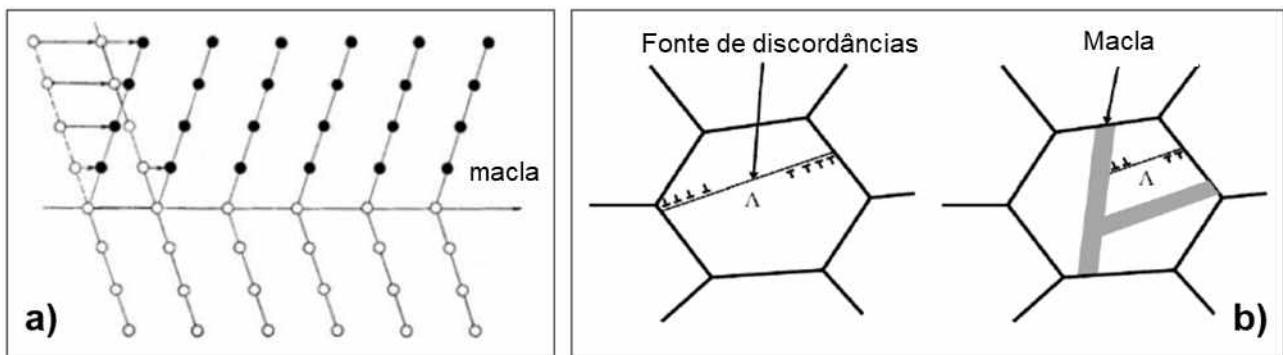


Figura 2.4 - a) formação de uma macla a partir da rotação da rede cristalina. b) efeito da macla como barreira a movimentação de discordâncias, similar ao de um contorno de grão (DE COOMAN; CHIN; KIM, 2011).

- c. Em uma terceira situação, para temperaturas de deformação ainda mais baixas, ou seja, energias de falha de empilhamento reduzidas, o fenômeno de transformação martensítica passa a predominar sobre o fenômeno de maclação. Nesse caso, a austenita CFC pode se transformar em martensita ϵ (HC) ou, posteriormente à formação de martensita ϵ (HC), ser convertida em martensita α' (CCC) (HAMADA et al., 2008). Atualmente, é amplamente aceito que a transformação martensítica ocorre devido à introdução de falhas de empilhamento em camadas alternadas dos planos {111} da estrutura cristalina CFC (BOUAZIZ et al., 2011; HAMADA et al., 2008). A formação de martensita resulta no bloqueio da movimentação de discordâncias, promovendo, assim, um aumento na resistência mecânica do material. Zum Gahr (1987) estabeleceu uma relação entre o teor de Mn e C e a temperatura de resfriamento na transformação martensítica (Figura 2.5). Durante o resfriamento, a formação de martensita inicia-se na temperatura M_s , a qual é reduzida com o aumento do teor de manganês e/ou carbono. No entanto, essa transformação também pode ocorrer em uma temperatura M_d mais elevada devido à deformação plástica. Considerando uma diferença constante entre as temperaturas M_d e M_s , a temperatura M_d diminui à medida que a temperatura M_s é reduzida.

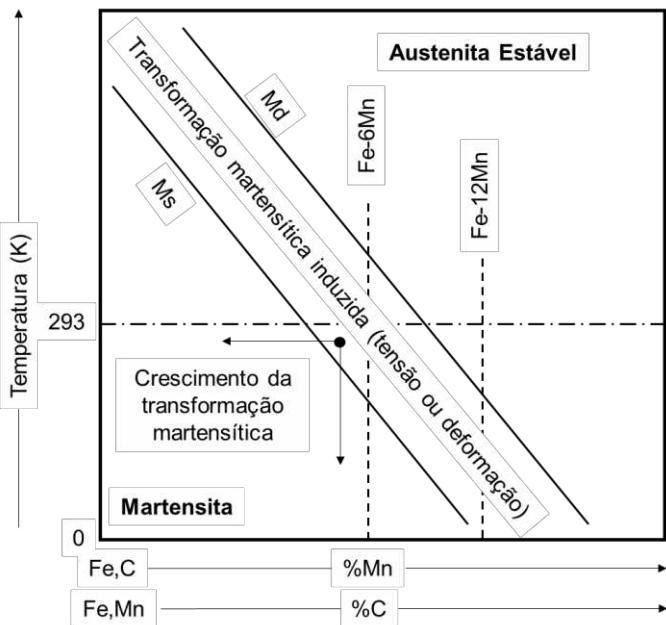


Figura 2.5 - Representação esquemática das temperaturas Ms e Md em função da quantidade de manganês e carbono (adaptado de ZUM GAHR, 1987).

A Figura 2.6 apresenta um resumo da relação entre temperatura de deformação e energia de falha de empilhamento com os diferentes mecanismos de aumento de resistência mecânica dos aços-manganês.

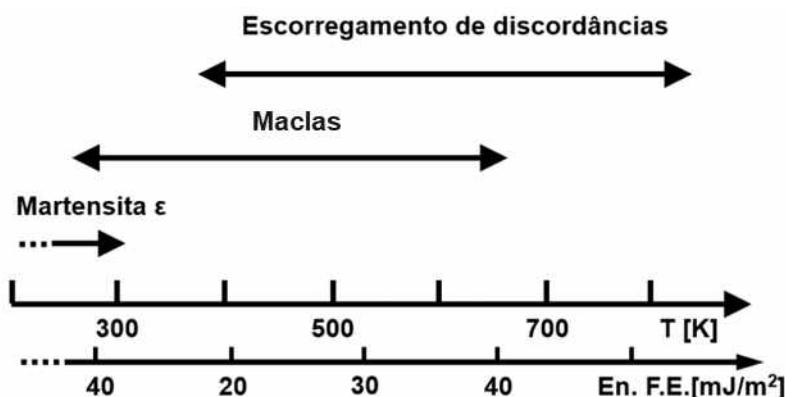


Figura 2.6 - correlação entre mecanismo de endurecimento com temperatura de deformação e energia de falha de empilhamento (adaptada de RÉMY e PINNAU, 1977).

Ainda, alguns elementos de liga, como Si e Al, alteram a energia de falha de empilhamento dos aços. Como consequência disso, vários mecanismos de endurecimento podem surgir nas solicitações mecânicas e direcionarem o comportamento mecânico e tribológico de cada liga (GRÄSSEL; FROMMEYER, 1998).

Na década de 70 do século passado, Schumann (1975) conseguiu estabelecer uma outra importante correlação entre %Mn e %C. Em relação às condições de resfriamento em estados fora do equilíbrio, foi gerado um mapa (Figura 2.7) onde é possível estabelecer de forma simples a ocorrência da transformação martensítica nos dois produtos metaestáveis: martensita α' (estrutura cristalina CCC ou TCC) e martensita ϵ (estrutura cristalina HC).

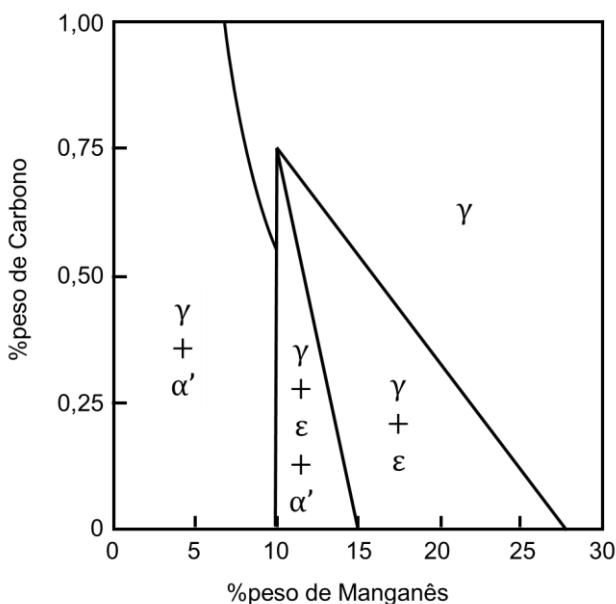


Figura 2.7 - Transformações de fase presentes no aço ao manganês com relação aos teores de carbono e manganês (adaptado de SCHUMANN, 1975 apud ANDRADE, 2020).

No caso da formação de precipitados incoerentes nos aços-manganês austeníticos devido a um tratamento de solubilização incorretamente realizado, pode-se observar a transformação martensítica mesmo em ligas onde normalmente essa transformação não ocorreria devido aos teores de carbono e manganês, conforme o modelo de Schumann (1975). Esses precipitados, enriquecidos com carbono, criam regiões quimicamente heterogêneas dentro do grão austenítico,

comprometendo as propriedades mecânicas e, em alguns casos, desestabilizando a austenita ao ponto de promover a formação de martensita (MESQUITA et al., 2013).

Algo semelhante foi identificado por Harzallah (2010) ao investigar a transformação martensítica em regiões descarbonetadas do aço Hadfield. Ao submeter o material ao tratamento térmico, foi notada uma superfície mais endurecida na região descarbonetada. Foi averiguado que, como o carbono é um forte estabilizador da austenita, a redução no seu conteúdo favoreceu a transformação martensítica durante a têmpera, pois o conteúdo de carbono teve um teor na ordem de 0,8 % até 1 mm abaixo da superfície bruta de fundição. O valor nominal de 1,2 % de carbono foi encontrado apenas entre 2,5 e 3,0 mm abaixo dessa superfície. Os demais elementos de liga permaneceram com seu conteúdo nominal neste intervalo.

Em um trabalho mais recente, Andrade (2020) projetou uma liga com teores 29Mn-0,15C. A expectativa era que este aço, conforme previsto pelo modelo de Schumann (1975), apresentasse características de aço TWIP (*twinning induced plasticity*), mantendo austenita estável e formação de maclas à temperatura ambiente. Foram determinadas as temperaturas de início da transformação martensítica dos tipos ε e α' utilizando os modelos de Yang et al. (2012) e Mahieu et al. (2002), respectivamente. Os resultados indicaram uma temperatura de -41 °C para formação de martensita ε . No entanto, observou-se a presença dessa fase (martensita ε) na liga. Imagens de EBSD deste material são mostradas na Figura 2.8. A autora explica que esse resultado é consequência de uma transformação atémica, dependente do tempo. Em condições de resfriamento contínuo ou após deformações, é possível a formação de martensita atémica induzida por deformação.

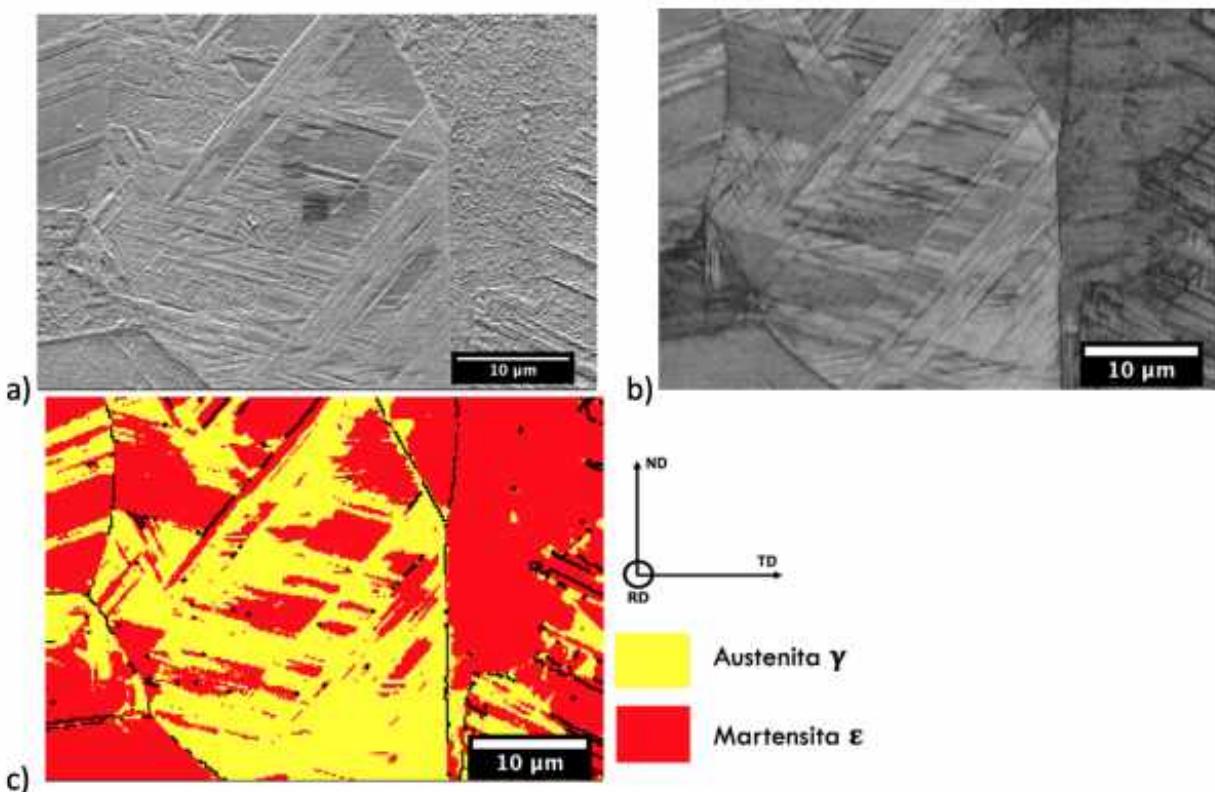


Figura 2.8 - Caracterização microestrutural da liga 29Mn-0,15C: a) Imagem de elétrons secundários, b) Contraste de banda e c) identificação de fases por EBSD (ANDRADE, 2020).

Sahu et al. (2007) demonstraram em seu estudo com aço Fe-26Mn-0,14C (percentual em massa) que taxas de resfriamento mais lentas proporcionam um tempo maior para a nucleação de martensita isotérmica. Em contrapartida, taxas de resfriamento mais rápidas suprimem essa nucleação e aumentam a probabilidade de formação de martensita atérmica. Por outro lado, Dafé et al. (2013), em sua pesquisa utilizando diferentes taxas de resfriamento (forno, ar e água) em amostras de aço Fe-17Mn-0,006C (percentual em massa), observaram que o volume de martensita foi maior em taxas de resfriamento mais lentas, indicando a formação predominante de martensita isotérmica. Para a martensita α' , maiores taxas de resfriamento resultaram em uma maior fração volumétrica dessa fase, sugerindo a formação de martensita atérmica.

2.3. Desgaste por Deslizamento

O desgaste por deslizamento é caracterizado pela perda de material em decorrência do movimento relativo entre duas superfícies que estão em contato. Em consequência disso, há a dissipação da energia por atrito, gerado pela resistência de um corpo ao deslizar sobre outro.

Bowden e Tabor elaboraram um modelo para o atrito decorrente do deslizamento, afirmando que a força de atrito é resultado de duas fontes: a adesão entre asperezas em contato e a deformação da superfície mais macia pela mais dura (HUTCHINGS, 1992). No caso entre contatos metálicos, a adesão significativa entre as superfícies geralmente não é observada devido à presença de óxidos e filmes adsorvidos, que enfraquecem as forças adesivas. Além disso, as deformações elásticas ao redor das asperezas durante o carregamento podem impedir a formação de junções adesivas firmes, a menos que o metal seja particularmente dúctil.

Um parâmetro de interesse intrínseco ao estudo do desgaste por deslizamento é o coeficiente de atrito (COF), definido como sendo a relação entre a força de atrito (tangencial à interface de contato e com direção oposta ao movimento) e a força normal.

A seguir, são apresentados alguns parâmetros de interesse que influenciam o desempenho dos aços-manganês austeníticos quando submetidos ao desgaste por deslizamento.

2.3.1. Efeito da força normal no desgaste por deslizamento

Archard e Hirst (1956) caracterizaram o desgaste por deslizamento como sendo do tipo severo ou moderado ao avaliar o efeito da velocidade e da força normal de contato no comportamento frente ao desgaste. Os resultados foram resumidos graficamente e são apresentados na Figura 2.9. O desgaste classificado como severo é atribuído ao contato metal-metal, o qual gera eventos de adesão, deformação plástica, formação de junções e transferência de material entre corpo e contracorpo. Esse modo de desgaste tem valores de uma a três ordens de grandeza maiores do que os valores obtidos no desgaste moderado.

Segundo Zum Gahr (1987), o desgaste moderado ocorre quando há contato deslizante entre superfícies cobertas por camadas de óxido. Mudanças graduais ou abruptas entre desgaste moderado e severo resultam de alterações na estrutura dos óxidos ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$, Fe_3O_4 e FeO) nas

superfícies em deslizamento, ou da quebra da película protetora de óxido. Quando iniciado com cargas baixas a uma velocidade de deslizamento específica, o desgaste moderado pode se transformar em desgaste severo pela ruptura da camada de óxido. Acima dessa transição, a intensidade do desgaste aumenta linearmente (em uma escala logarítmica) com o aumento da carga até ocorrer uma segunda transição, caracterizada por uma queda acentuada na intensidade do desgaste. Isso ocorre devido à formação de uma nova camada protetora de óxidos que se desenvolve em temperaturas elevadas de contato.

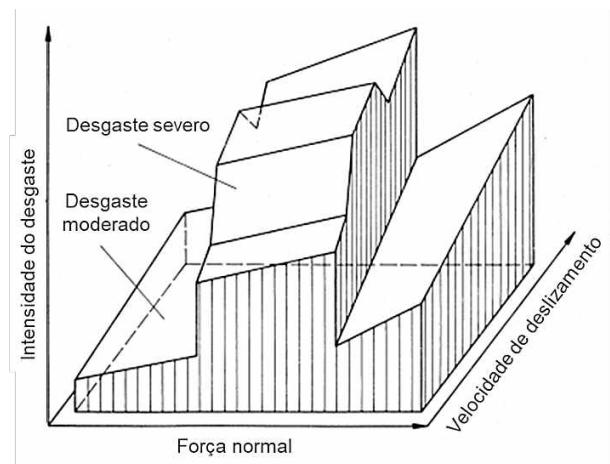


Figura 2.9 - Efeito da força normal e da velocidade de deslizamento no desgaste (adaptado de ZUM GAHR, 1987).

De maneira semelhante, a presença de camadas ou filmes de óxidos também influencia no coeficiente de atrito, reduzindo o seu valor. Hutchings (1992) apresenta graficamente (Figura 2.10) a relação entre o coeficiente de atrito e a força normal aplicada para um contato de cobre contra cobre em ensaio de deslizamento não lubrificado. A partir de certo valor de força normal, o filme de óxido é rompido gradativamente, elevando assim os valores de coeficiente de atrito, promovendo um contato do tipo metal-metal.

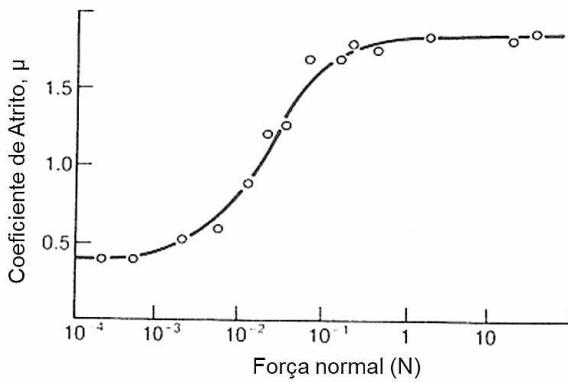


Figura 2.10 - Variação do coeficiente de atrito com a força normal aplicada (WHITEHEAD, 1950 apud HUTCHINGS, 1992).

Welsh (1965) desenvolveu um trabalho semelhante ao de Archard e Hirst (1956) ao estudar o efeito da força normal sobre a taxa de desgaste. No entanto, nesse trabalho foram realizadas medições de dureza superficial para cada regime, identificando as transições de mecanismos de desgaste. Na segunda presença de desgaste moderado, o qual acontece após o desgaste severo, foi notado que a dureza teve a tendência de cair ao invés de aumentar. Porém, o endurecimento expressivo só aconteceu após o aparecimento de uma nova transição. Nessa última transição, a superfície teve valores de dureza maiores e a taxa de desgaste sofreu uma redução. A partir desse fato, nota-se a presença dos mecanismos de aumento de resistência mecânica, evidenciado pelo endurecimento promovido pela maior força normal aplicada. Além disso, a região endurecida serviu como um melhor suporte para a camada de óxido.

Mais recentemente, Tressia e Sinatra (2023) investigaram o efeito da força normal aplicada no aço Hadfield em ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino sobre disco. O objetivo do estudo foi avaliar as diferentes condições de desgaste nas quais os aparelhos de mudança de via de linhas ferroviárias eram submetidos. Os valores obtidos de perda de massa e COF são apresentados na Figura 2.11. Os autores sugerem que, de acordo com o modelo identificado por Welsh (1965), o comportamento do desgaste obtido se encontra após a região de desgaste severo, visto que existe, em regime oxidativo, um aumento na perda de material, uma queda seguida de manutenção nos valores e, em seguida, um novo crescimento.

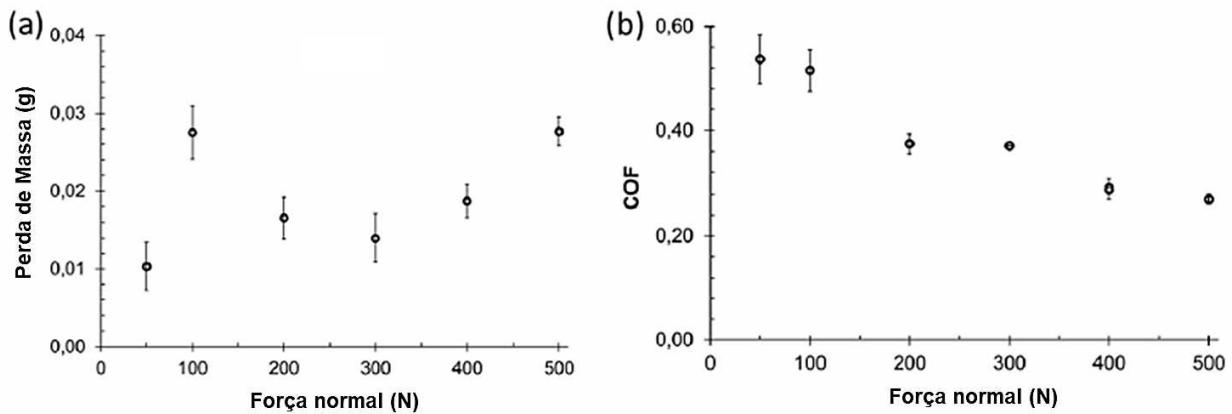


Figura 2.11 - Efeito da força normal no desgaste por deslizamento do aço Hadfield em relação a (a) perda de massa e (b) coeficiente de atrito (adaptado de TRESSIA e SINATORA, 2023).

Observa-se, pela Figura 2.11b que os valores de COF reduziram com o aumento da força normal. Esse comportamento é justificado pela fração de área oxidada, a qual aumentou com o aumento da pressão de contato aparente. As análises de MEV da superfície do desgaste mostraram que, para as maiores forças normais, foram identificadas a presença de deformação plástica, adesão, abrasão e fratura da camada de óxidos. Mesmo com a fratura e remoção da camada de óxidos evidenciada pelo aumento na perda de massa, foram geradas novas camadas oxidadas, prevenindo o contato metal-metal e reduzindo o COF.

Os resultados de perda de massa, conforme a Figura 2.11a, indicam a importância de ser estudado o aço Hadfield nas diversas condições de severidade, visto que não foi possível estabelecer uma correlação direta entre a força normal e perda de massa. Esse fato contradiz a Equação 2.2, elaborada por Archard (1953), a qual afirma que a quantidade de volume desgastado é diretamente proporcional à força normal aplicada. Outra falha dessa equação é que ela não pode ser aplicada em condições onde existem variações de dureza nas superfícies, o que particularmente acontece nos aços Hadfield devido à presença dos mecanismos de endurecimento.

$$Q = K \frac{W \cdot L}{H} \quad (2.2)$$

De acordo com a Equação de Archard (Eq. 2.2), o volume desgastado (Q) é diretamente proporcional à força normal aplicada (W) e à distância percorrida em deslizamento (L) e inversamente proporcional à dureza do material menos duro (H). O coeficiente de desgaste (K) representa a probabilidade de que o encontro entre duas asperezas proporcione a perda de material.

2.3.2. Efeito da microestrutura no desgaste por deslizamento

Na literatura usual de Tribologia é inferido que a dureza do material é um parâmetro crucial para a seleção em operações de desgaste suave ou moderado (HUTCHINGS, 1992; ZUM GAHR, 1987). Contudo, em desgastes envolvendo fadiga de contato, a tenacidade se torna essencial para mitigar as perdas catastróficas de material ao reduzir a propagação de trincas. Tenacidade e dureza são vistas como antagônicas nos diversos métodos de ganho de propriedades mecânicas. No entanto, o refinamento dos grãos é uma técnica que consegue trazer benefícios para ambos os parâmetros (VENTURELLI, 2018).

Feng et al. (2013) estudaram o efeito do tamanho do grão austenítico no ensaio de desgaste do tipo pino sobre disco usando aço para rolamento GCr15 como contracorpo. A redução no tamanho do grão foi obtida por deformação plástica severa, utilizando da técnica *high-speed pounding* (HSP). Nessa metodologia, foram adotadas a frequência de 16 Hz e pressão máxima de 1,5 GPa, garantindo uma superfície nanocristalina após 240 minutos de deformação. As microestruturas obtidas são apresentadas na Figura 2.12.

Os ensaios foram realizados em temperaturas de 25 °C, 300 °C e 500 °C em ar com pressão de contato de 8 MPa. Cada ensaio teve duração de 3,5 h com uma distância total de deslizamento de 4748 m. Os resultados do volume perdido e do coeficiente de atrito (COF), obtidos especificamente no teste realizado a 25 °C, estão representados na Figura 2.13. Durante a caracterização, a amostra deformada (DS) e a amostra com grãos nanocristalinos (NS) exibiram valores de dureza semelhantes; no entanto, a amostra com grãos refinados mostrou uma redução no volume perdido em todas as condições. Isso sugere que a microestrutura nanocristalina foi mais eficaz na redução da perda de volume em condições de baixa pressão de contato.

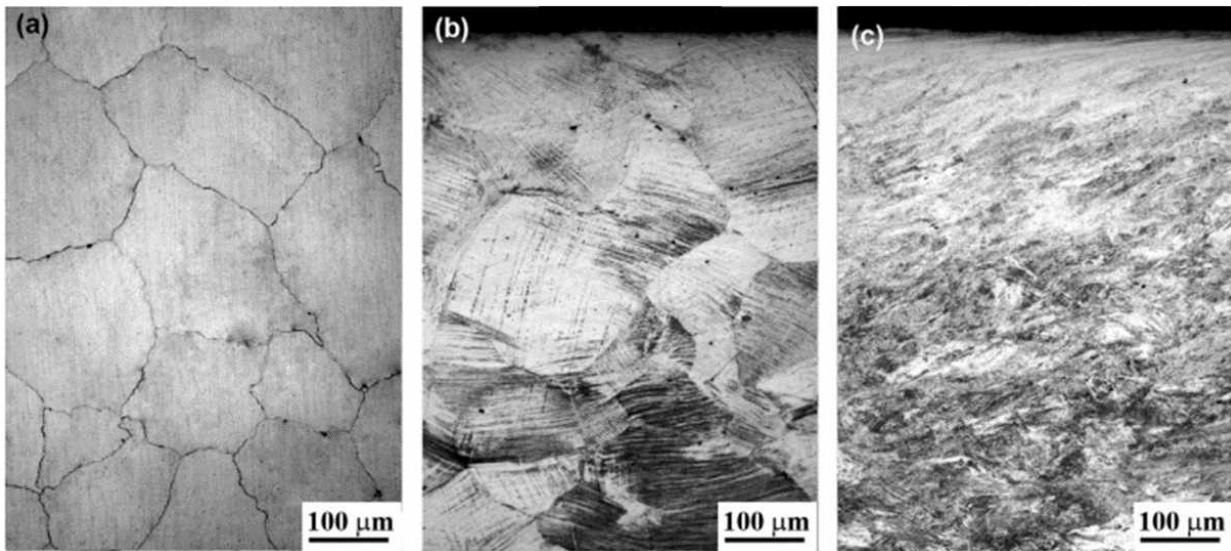


Figura 2.12 - Imagens obtidas por microscopia óptica da seção transversal dos aços Hadfield: (a) superfície não tratada (US), e as amostras tratadas por HSP por (b) 60 minutos (DS) e (c) 240 minutos (NS) (FENG et al., 2013).

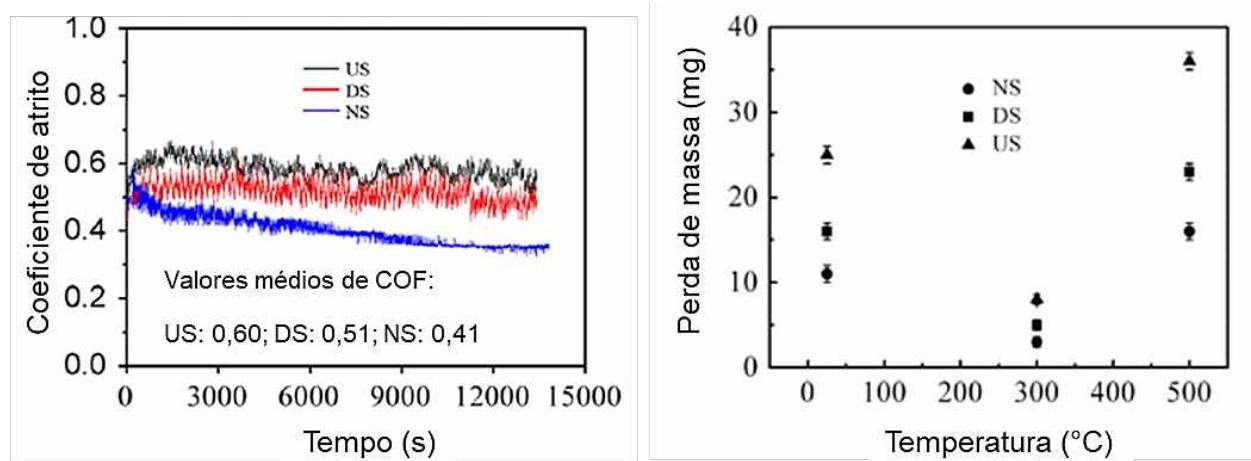


Figura 2.13 - Valores obtidos para o coeficiente de atrito no ensaio realizado a 25 °C (esq.). À direita, os valores de perda de massa medidos para os ensaios realizados em todas as condições (adaptado de FENG et al., 2013).

Além disso, foi observado que apenas o material NS apresentou óxidos em sua superfície durante o ensaio a 25 °C, o que não ocorreu nos outros materiais testados. Esse fenômeno

sugere uma melhoria na atividade superficial devido ao refinamento do grão, uma vez que a formação de óxidos impediu o contato direto metal-metal. Além de reduzir os valores do coeficiente de atrito (COF), essa camada de óxidos atuou como um agente eficaz para a redução da perda de material.

Motivados em aprimorar o desempenho em desgaste dos aços Hadfield de médio manganês, Cai et al. (2023) avaliaram o uso do titânio na formação de precipitados e seu efeito no refinamento dos grãos. Para isso, eles compararam amostras com e sem titânio e utilizaram o tratamento térmico de envelhecimento com patamares de temperatura de 500 °C a 600 °C durante 1 h após o tratamento de solubilização. Com isso, nas amostras livres de titânio, os autores tiveram a formação de precipitados de cementita com elementos de liga do tipo (Fe, V, Mo, Cr) C localizados nos contornos de grão. Já com a adição de titânio, os precipitados de Ti (C, N) ficaram homogeneamente dispersos na matriz austenítica, servindo como pontos para a nucleação heterogênea, gerando grãos menores. A Figura 2.14 apresenta as microestruturas obtidas para a amostra sem Ti (Figura 2.14a) e a amostra com Ti que passou pelo tratamento de envelhecimento a 500 °C (Figura 2.14b).

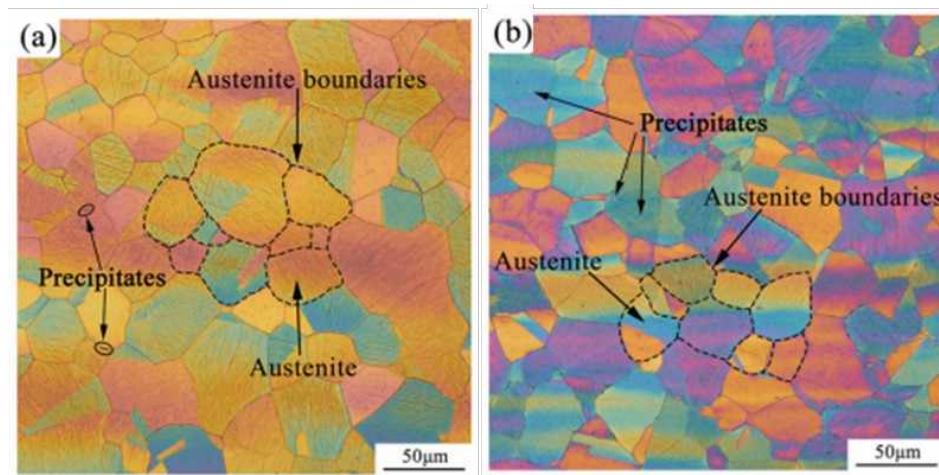


Figura 2.14 - Amostra de aço médio manganês nas condições: (a) sem Ti, com grãos maiores e precipitados nos contornos de grão e (b) com Ti, precipitados distribuídos na matriz austenítica, grãos menores, obtido pelo tratamento de envelhecimento a 500 °C por 1 h (CAI et al., 2023).

Esses materiais foram submetidos a ensaios de desgaste por deslizamento com movimento alternado (recíprocante) do tipo esfera sobre plano. Os melhores resultados foram obtidos pela amostra de Ti envelhecida a 500 °C (microestrutura presente na Figura 2.14b), que apresentou os menores coeficientes de atrito (COF), a menor perda de volume, medida por interferometria a laser, e a maior energia de impacto nos ensaios Charpy. As seções transversais das marcas de desgaste estão ilustradas na Figura 2.15.

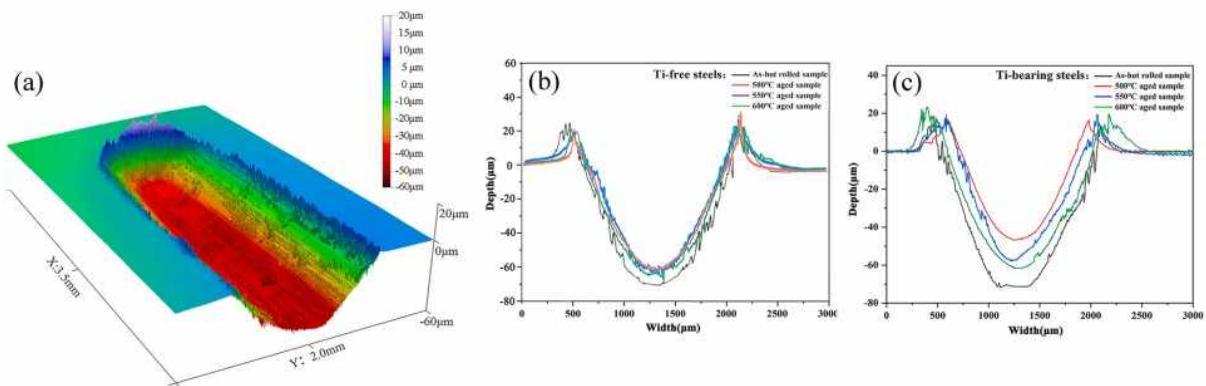


Figura 2.15 - Topografia da marca de desgaste obtida para o ensaio conduzido com força normal de 300 N. (a) Topografia 3D do desgaste e perfis 2D da seção transversal para as amostras (b) livres de Ti e (c) com Ti (adaptado de CAI et al., 2023).

Ainda, foi observado que o bom comportamento da amostra em questão se deveu à transformação martensítica, além do encruamento por movimentação de discordâncias, maclação e endurecimento pela presença dos precipitados. Esse comportamento foi diferente do observado nas amostras com grãos maiores, que experimentaram apenas maclação e encruamento por movimentação de discordâncias. Esse fato ocorreu em virtude do efeito sinérgico dos precipitados homogeneamente distribuídos e do refino do grão, proporcionando um aumento de dureza em 340 HV1 no ensaio realizado com força normal de 300 N.

Adicionalmente, esse endurecimento promoveu um desgaste puramente abrasivo que, nesse caso, foi o mais benéfico. Nos outros casos, nas amostras sem Ti foi visualizada a presença de adesão e, nas amostra com Ti envelhecidas em maiores temperaturas, foram constatadas

delaminação, fadiga superficial e microtrincas (mecanismos de desgaste visualizados em condições mais críticas).

Outro fator microestrutural importante que gera influência no desgaste e no coeficiente de atrito é a textura cristalográfica. As características de encruamento do aço Hadfield dependem amplamente da orientação cristalográfica em monocrstais e da textura em policristais devido à anisotropia dos sistemas de deslizamento e maclação, bem como do tipo de tensão no plano de deslizamento durante a maclação (tração ou compressão). Lychagin e colaboradores (2018, 2020, 2022) desenvolveram um trabalho extenso sobre o desempenho do aço Hadfield monocristalino do ensaio de desgaste do tipo bloco sobre disco. Em especial no trabalho de 2020, eles descobriram que o material quando submetido à força de atrito aplicada na direção $[\bar{1}10]$ resistiu mais ao desgaste do que quando essa força foi aplicada na direção $[001]$. Esse fato se deve aos diferentes níveis de tensão cisalhante induzidos pela carga normal aplicada. Na Figura 2.16 é apresentada a microestrutura final visualizada nas três faces do bloco quando submetido à força de atrito na direção $[001]$.

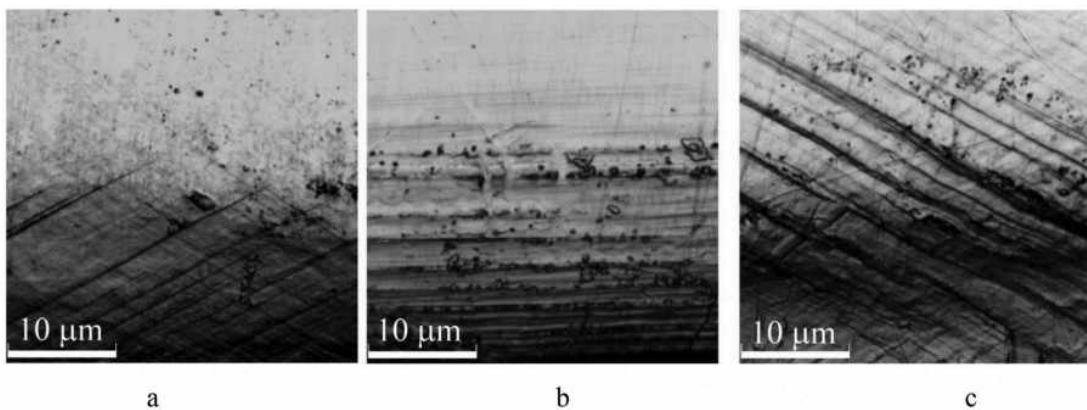


Figura 2.16 - Linhas de deslizamento de planos visualizadas nas faces: (a) $[\bar{1}10]$, (b) $[001]$ e (c) $[1\bar{1}0]$ do aço Hadfield monocristalino sob força de atrito na orientação $[001]$ (LYCHAGIN et al., 2020).

Diante do exposto, esta revisão bibliográfica servirá como base para compreender o efeito da microestrutura do aço-manganês no seu desempenho em ensaios de desgaste por deslizamento com movimento alternado. Embora uma boa parte dos trabalhos acadêmicos

abordem os mecanismos de endurecimento dos aços-manganês austeníticos induzidos por deformação, sobretudo em condições de desgaste abrasivo, observa-se uma lacuna na investigação desses materiais em situações de desgaste por deslizamento, especialmente sob movimento alternado. Essa lacuna reforça a relevância e a contribuição deste trabalho, que busca ampliar o entendimento nesse campo.

CAPÍTULO III

METODOLOGIA

3.1. Caracterização dos Materiais

Três aços-manganês austeníticos comumente empregados em componentes estruturais de vagões ferroviários foram avaliados. Os materiais foram fornecidos na forma de chapas com espessura de 19,05 mm (3/4") cujas principais características são:

- a. O primeiro desses materiais, denominado HF-NS, não passou pelo tratamento de solubilização;
- b. O segundo, denominado HF-IMP, foi laminado e passou pelo tratamento térmico de solubilização;
- c. O terceiro, denominado HF-NAC, também passou pelo processo de solubilização, sendo obtido por fundição direta do componente na sua geometria final.

Nessas chapas foram realizadas análises químicas usando espectroscopia de emissão ótica por descarga luminescente (GDS – *glow discharge spectrometry*). O equipamento utilizado foi da marca LECO, modelo GDS 500, com resolução de 0,001 % em peso.

Ainda, esses materiais tiveram suas microestruturas avaliadas via microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). Para isso, a preparação metalográfica das amostras foi realizada segundo os requisitos da *American Society for Testing and Materials* (ASTM E3-11, 2017). Foram retiradas amostras a meia espessura das chapas e lixadas com lixas d'água de granulometria 120 até 1200 *mesh*. O polimento foi realizado com pastas de diamante de 6, 3 e 1 µm e a microestrutura foi revelada usando o reagente Nital 2 % (2 mL de ácido nítrico e 98 mL álcool etílico), de acordo com as orientações da norma ASTM E407-07 (2007).

As microestruturas foram avaliadas em um microscópio ótico da marca Olympus, modelo BX51M e em um microscópio eletrônico de varredura de alta resolução do fabricante Zeiss, do tipo FEG, modelo SUPRA 40, equipado com detectores EDS Xflash 630M e EBSD e-FLASHFS 400A, ambos da fabricante Bruker.

As durezas foram medidas utilizando um durômetro Stiefelmayer-Reicherter, modelo KL-4. Foram realizadas indentações Vickers com carga de 5 kgf (49,03 N) e tempo de aplicação de 30 s, conforme as determinações da norma ASTM E92-23 (2023).

3.2. Definição dos Parâmetros de Ensaio

Foram cedidos por uma empresa do setor ferroviário alguns componentes fabricados em aço-manganês austenítico (comumente chamados de aço Hadfield) para avaliação do desgaste. Esses componentes passaram por testes de campo, instalados em um vagão que percorreu aproximadamente 1 300 000 km durante sua operação. Foram estudados dois pares tribológicos constituídos por uma peça fabricada em aço-manganês austenítico, que operou em contato com outra peça fabricada em ferro fundido nodular. Foi identificado que, além do contato, havia o movimento relativo alternado com baixa frequência (gerado durante as curvas do trajeto do vagão), o que caracteriza o desgaste por deslizamento como sendo do tipo *reciprocating*.

A análise do desgaste dos componentes fabricados em aço Hadfield foi realizada com o uso de MEV e difração de raios-X (DRX) na região do desgaste e análises de difração de elétrons retroespelhados (EBSD – *Electron Backscatter Diffraction*) na subsuperfície, para verificar o efeito da deformação na microestrutura. As amostras foram retiradas em regiões estratégicas com o auxílio das técnicas de usinagem por eletroerosão a fio e corte por disco abrasivo.

Foram também realizadas avaliações microestruturais e medições por perfis de dureza na seção transversal da região desgastada. Os perfis de microdureza foram medidos com o uso de um durômetro da fabricante Struers, modelo Duramin-40, com carga de 0,1 kgf (0,98 N) e tempo de aplicação de 30 s, conforme determinações da norma ASTM E384-22 (2022).

Por meio da caracterização das trilhas de desgaste geradas pela operação em campo das amostras *post mortem*, foi possível determinar os parâmetros tribológicos mais adequados, de modo a replicar os mecanismos de desgaste visualizados, a fim de que sejam reproduzidos resultados mais compatíveis com o comportamento avaliado.

Dentre as técnicas presentes no Laboratório de Tecnologia em Atrito e Desgaste da Universidade Federal de Uberlândia (LTAD/UFU) foi escolhido o ensaio de desgaste por deslizamento alternado (*reciprocating*) do tipo pino sobre plano. Para isso, foi utilizado um tribômetro universal CETR, modelo UMT-2, na configuração de deslizamento alternado (Figura 3.1a). Detalhes da montagem do par tribológico no equipamento podem ser observados na Figura 3.1b e na Figura 3.1c.

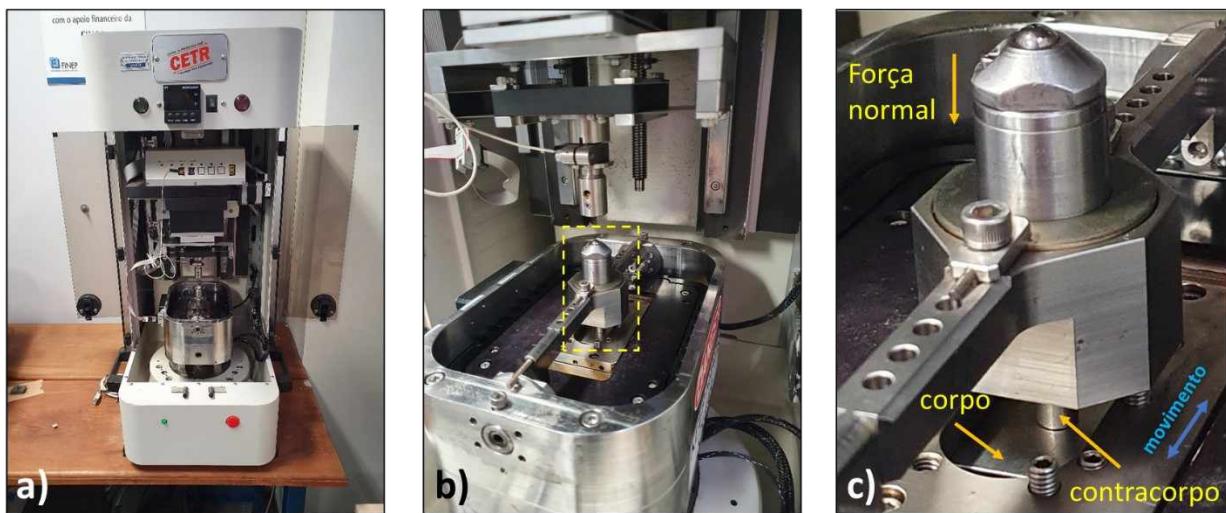


Figura 3.1 – Detalhes do equipamento e montagem do ensaio de deslizamento alternado do tipo pino sobre plano. a) vista geral do equipamento CETR, b) vista do porta-amostras e c) detalhe da configuração.

Foram confeccionados corpos de prova dos aço-manganês com dimensões de $29 \times 45 \times 9 \text{ mm}^3$. Essas dimensões foram obtidas através do corte da chapa a meia espessura pela técnica de eletroerosão a fio e as faces laterais geradas via corte por disco abrasivo. A face escolhida para o ensaio foi a gerada no processo do corte a fio.

A superfície usada para o ensaio foi preparada com auxílio de uma lixadeira rotativa, tendo seu acabamento produzido pela lixa com granulometria 600 *mesh*. Durante o processo, o corpo de prova foi posicionado a meio raio da lixa e rotacionado algumas vezes em 180° , de modo a obter marcas de lixamento cruzadas. Para melhor visualização, a superfície gerada pelo processo é apresentada na Figura 3.2a e as marcas do lixamento apresentadas de maneira esquemática na Figura 3.2b.

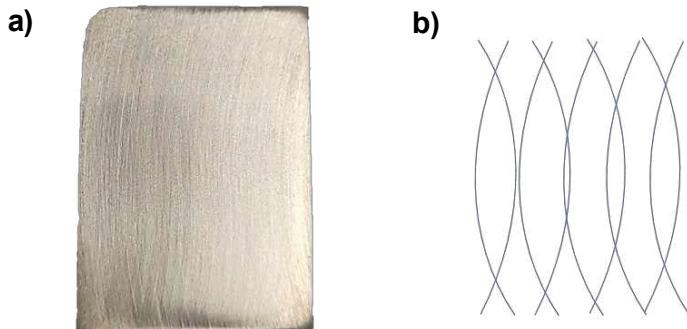


Figura 3.2 - Detalhes do corpo de prova: a) superfície e b) esquematização das marcas de lixamento.

Semelhantemente, foram retirados do contracorpo original, por eletroerosão a fio, pinos com diâmetro de 6,35 mm (1/4 polegada). Eles foram fabricados em ferro fundido nodular, o qual também teve a composição química, microestrutura e dureza caracterizadas. As pontas de cada pino foram torneadas com -1° de ângulo de posição (MACHADO et al., 2015), de modo a garantir um ângulo de ponta do pino de 178° (Figura 3.3). Esse procedimento se fez necessário para facilitar o amaciamento nos primeiros ciclos de ensaio. A medição do ângulo gerado foi feita com o auxílio de um interferômetro modelo TALYSURF CLI 2000 do fabricante Taylor Hobson no modo de medição sem contato por sensor laser, com resolução vertical de 1 μm e alcance vertical de 10 mm (faixa média).

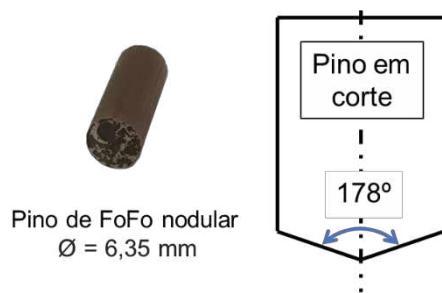


Figura 3.3 - Pino de ferro fundido nodular. Em detalhe, à direita, esquematização da geometria da ponta gerada pelo processo de torneamento.

Para a definição dos parâmetros de ensaio, foram analisados os dados de operação dos dois pares tribológicos. A frequência da movimentação relativa foi determinada com base nos dados operacionais do vagão, considerando seu comprimento, o tamanho da trilha de desgaste

gerada e a velocidade média de operação. Assumiu-se que o contracorpo, posicionado no centro do corpo, desloca-se até a posição mais externa da trilha de desgaste (correspondente à máxima curvatura do truque) no mesmo intervalo de tempo necessário para o vagão entrar completamente em uma curva.

De acordo com a Agência Nacional de Transportes Terrestres (ANTT) a velocidade máxima dos trens no Brasil é em torno de 27 km/h, mas que em sua média esses valores são da ordem de 10 km/h (GAZETA DO POVO, 2018). Assim, considerando uma velocidade média de 10 km/h para o deslocamento do comboio em curvas e um comprimento médio de vagão de 16,5 m, foi possível estimar o tempo necessário. Utilizando o comprimento da trilha de desgaste (67,5 mm) e o tempo calculado previamente, determinou-se a velocidade média de deslizamento do contracorpo em relação à chapa de desgaste. É razoável assumir que, na maior parte do tempo, o comboio percorre trechos em linha reta ou curvas de grande raio. Com base nessa premissa, foi calculada uma frequência de 0,5 Hz para a movimentação relativa entre corpo e contracorpo. A Figura 3.4 mostra detalhes da metodologia e um esboço do cálculo realizado.

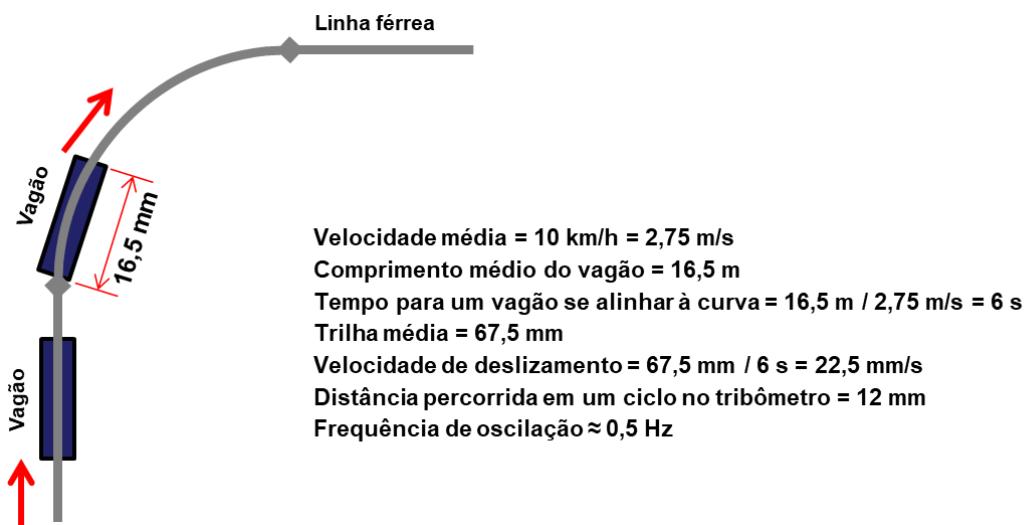


Figura 3.4 - Metodologia utilizada para cálculo da velocidade média de deslizamento em movimento alternado no ensaio pino sobre plano.

A carga média medida em campo experimentada pelo primeiro par tribológico foi de 69,0 kN (7041 kgf) e a máxima de 84,0 kN (8566 kgf). Baseado nessas forças e no diâmetro selecionado para o contracorpo, foram calculadas as pressões de contato médias e máxima, que são, respectivamente, 2,42 MPa e 2,95 MPa. Assim, o valor de 2,8 MPa foi utilizado para definição

da força normal. Como o tribômetro utilizado tem pinça padrão com diâmetro de 6,35 mm (1/4"), para esse caso a força normal foi de 90 N.

No caso do segundo par tribológico foi feito o cálculo da carga do vagão quando carregado na sua capacidade máxima e avaliada a área aparente de contato. Assim, a pressão de contato foi de 4,83 MPa. Transpondo essa pressão de contato para o equipamento de teste, obtém-se uma força de aproximadamente 153 N. Vale ressaltar que, o valor aqui assumido é baseado na área de contato aparente. Na prática, esse valor pode ser maior devido a imperfeições e diferenças de espessura no componente fabricado em aço Hadfield. Deste modo, assumiu-se também a realização de ensaios com pressões de contato maiores. Nesse caso foi usada uma carga de 180 N, resultando em uma pressão de 5,7 MPa.

Em ambos os componentes, para a definição da pressão de contato, foi considerada a carga estática. Entretanto, não são conhecidos dados sobre impactos ou possibilidades de contatos não uniformes, gerando cargas maiores que as previstas. Assim, também foi feita uma investigação extrapolando a pressão de contato para valores de 12 MPa. Para essa condição, a força normal utilizada no equipamento foi de 380 N.

Em resumo, foram estabelecidas quatro forças que abrangem as situações alvos deste estudo: 90 N, 150 N, 180 N e 380 N, sendo essa última feita a título de investigação de situações críticas. O tempo para cada ensaio foi de 12 h, sendo realizados cinco ensaios para cada condição.

Todos os ensaios foram conduzidos à temperatura ambiente de $22,1 \pm 1,2$ °C e a umidade controlada em $50,3 \pm 11,2$ %, com uma confiabilidade de 95 % (duas vezes o desvio padrão dos valores obtidos) para ambas. Esses valores foram adquiridos com o auxílio de um termohigrômetro da fabricante Extech Instruments com resolução de 0,1 °C para o modo de medição de temperatura e 0,1 % para as medições de umidade relativa.

3.3. Avaliação do Desgaste Após o Ensaio

Para avaliação do desgaste foi utilizado o método de digitalização da marca de desgaste com o uso da técnica de interferometria a laser. Após digitalizada, calculou-se o volume da trilha formada na superfície de ensaio, conforme apresentado pela Figura 3.5.

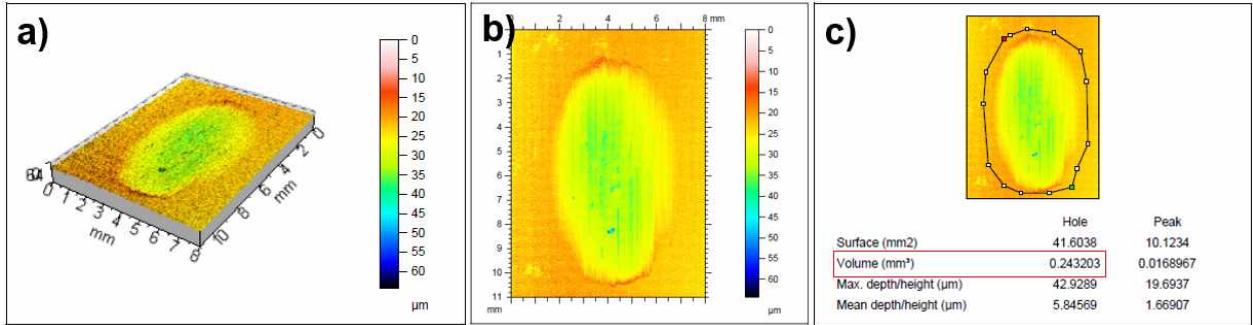


Figura 3.5 - Exemplo de trilha de desgaste digitalizada após ensaio de deslizamento. a) vista em perspectiva, b) vista superior após processamento e c) ferramenta de cálculo de volume.

Durante o ensaio, a força normal foi monitorada e a força tangencial medida, permitindo assim o cálculo do coeficiente de atrito (COF). Além disso, foi utilizado um filtro de 25 % (*cut-off*) e considerados apenas a média e o desvio padrão dos valores adquiridos nas últimas seis horas de ensaio. Essa metodologia desconsidera tanto os valores iniciais, onde existe naturalmente um amaciamento das superfícies de contato (regime transitório), quanto os valores medidos próximos e nos pontos de inversão do movimento, onde a velocidade de deslizamento é zero ou próxima de zero. O que se observa, os valores de coeficiente de atrito médio foram calculados apenas considerando os valores centrais da trilha, onde as velocidades de deslizamento são maiores.

A Figura 3.6 mostra de forma gráfica os valores considerados para a determinação do COF médio em uma aquisição típica de um ensaio executado no material HF-NS com 90 N de força normal aplicada.

Os dados obtidos, tanto para o COF, quanto para o volume desgastado, foram avaliados por Análise de Variância (ANOVA) de fator único com o objetivo de entender o efeito da força normal nesses resultados.

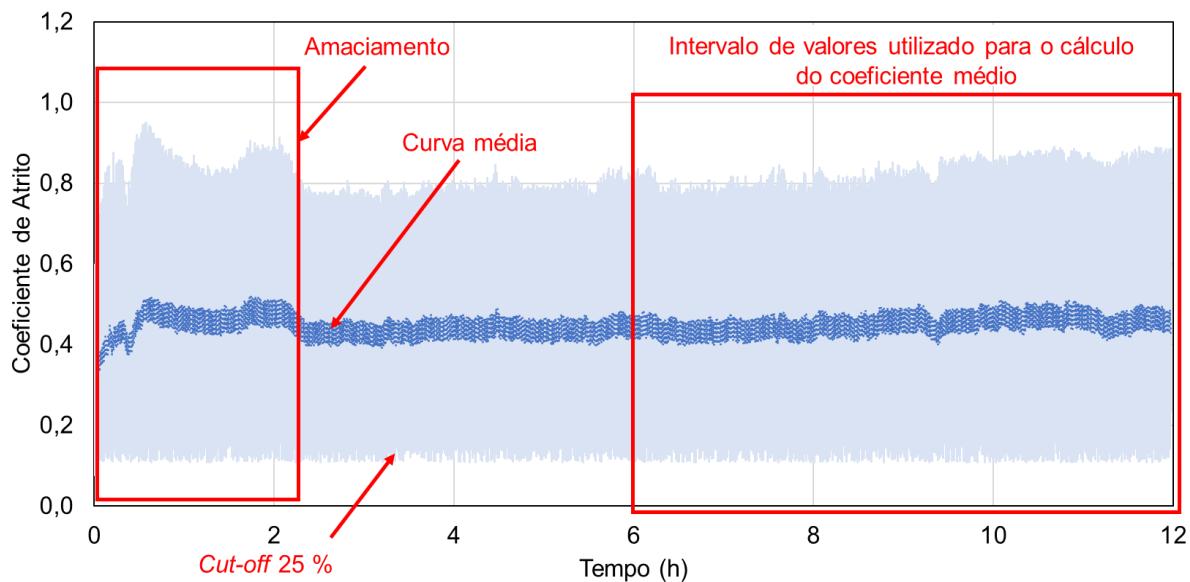


Figura 3.6 - Exemplo dos dados de coeficiente de atrito adquiridos durante o ensaio do HF-NS, para uma carga de 90 N, indicando o intervalo dos valores utilizados para cálculo do coeficiente de atrito médio.

A superfície desgastada foi analisada via MEV para os aços experimentados com forças normais de 90, 180 e 380 N. As imagens foram geradas por elétrons secundários, os quais facilitam o entendimento da topografia da superfície, na intenção de visualizar e avaliar os mecanismos de desgaste. Também, foram feitos mapas de composição química superficial pela técnica de EDS (*Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy*).

A estrutura austenítica dos aços Hadfield tem originalmente baixa resistência mecânica, entretanto, possuem uma alta capacidade de endurecerem por deformação plástica (CAI et al., 2023; LAGE CASTRO; PENAGOS; TRESSIA, 2023). Desse modo é esperado que, caso os mecanismos de aumento de resistência mecânica atuem nos aços-manganês austeníticos durante o ensaio devido à deformação gerada, poderá haver uma melhora gradual na resistência ao desgaste. Devido a isso, para uma melhor avaliação do comportamento após o desgaste, foram feitos cortes na seção longitudinal da região desgastada, conforme esquematizado pela Figura 3.7, com o auxílio da técnica de usinagem por eletroerosão a fio.

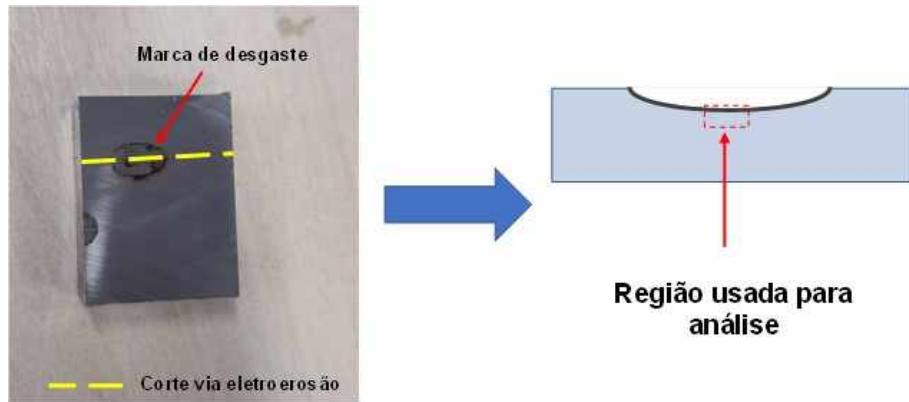


Figura 3.7 - Esquematização do procedimento de corte para análise das amostras de aço Hadfield.

A análise dos mecanismos de deformação e endurecimento foi realizada por meio de caracterização microestrutural utilizando a técnica de EBSD. Para isso, as amostras submetidas a forças normais de contato de 90 N e 380 N foram embutidas em baquelite para facilitar o manuseio. Em seguida, foram lixadas e polidas, com acabamento final realizado com sílica coloidal de diâmetro médio de 0,4 µm. Após a preparação, as amostras foram removidas do embutimento para garantia de que a análise fosse realizada na região mais próxima da superfície de desgaste (conforme exemplificado na Figura 3.7). Com o uso da técnica de EBSD foram obtidos o mapa de *Pattern Quality* (mapa PQ), o mapa de fases, o mapa de polo inverso (IPFZ) e o *Kernel Average Misorientation* (KAM).

Especialmente para as amostras de HF-NAC, foi escolhida uma amostra ensaiada em cada condição para que suas microestruturas resultantes fossem analisadas por MO. Para isso, seguiu-se o mesmo procedimento de corte, embutimento e lixamento apresentado no parágrafo anterior. No entanto o polimento foi finalizado por pasta diamantada com diâmetro médio de 1 µm. Em seguida, as amostras foram atacadas com Nital 3 %.

A Figura 3.8 apresenta um esquema das etapas da metodologia empregada nos ensaios de laboratório e nas análises subsequentes da marca de desgaste gerada.

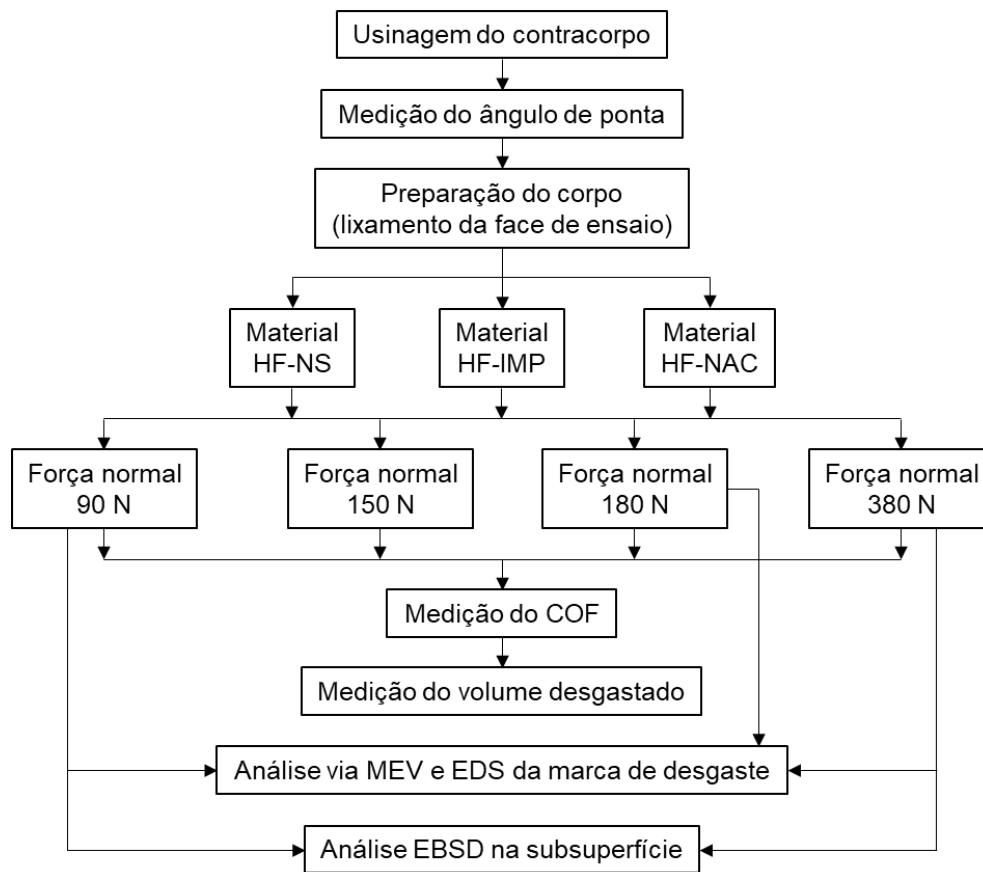


Figura 3.8 - Etapas da metodologia de ensaios em escala laboratorial e as técnicas de análise da marca de desgaste empregadas.

A seguir, são apresentados os resultados obtidos e as respectivas discussões.

CAPÍTULO IV

RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1. Caracterização dos Materiais

A Tabela 4.1 mostra o resultado da análise de composição química dos aços-manganês austeníticos estudados. Os resultados obtidos mostram que as composições químicas desses materiais atendem às especificações da norma ASTM 128-19 (ASTM, 2019). Ainda, é possível classificar os materiais HF-NS e HF-NAC como grau A e, devido ao percentual de carbono do aço HF-IMP ser mais baixo (entre 0,9 a 1,05 % em peso), ele pode ser classificado como grau B-1. As microestruturas desses aços-manganês austeníticos podem ser observadas na Tabela 4.1

Tabela 4.1 - Composição química dos aços Hadfield estudados.

Amostra	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	S	Al	Cu	Ti	W	V
HF-NS	1,21	13,49	0,028	0,013	0,000	0,863	0,047	0,001	0,000	0,038	0,005	0,014	0,019
HF-IMP	0,92	13,53	0,548	0,000	0,033	0,525	0,020	0,000	0,066	0,011	0,006	0,012	0,012
HF-NAC	1,228	13,56	1,555	0,046	0,00	0,692	0,051	0,004	0,028	0,115	0,010	0,023	0,024

Ao analisar a microestrutura do HF-NS (Figura 4.1a), é possível notar a presença de precipitados na região dos contornos dos grãos austeníticos, indicando que esse material não passou por um processo de solubilização e resfriamento rápido. No entanto, tanto para o HF-IMP,

quanto para o HF-NAC, fica nítida a ausência dos carbonetos precipitados, podendo concluir que esses materiais passaram pelo tratamento térmico de solubilização.

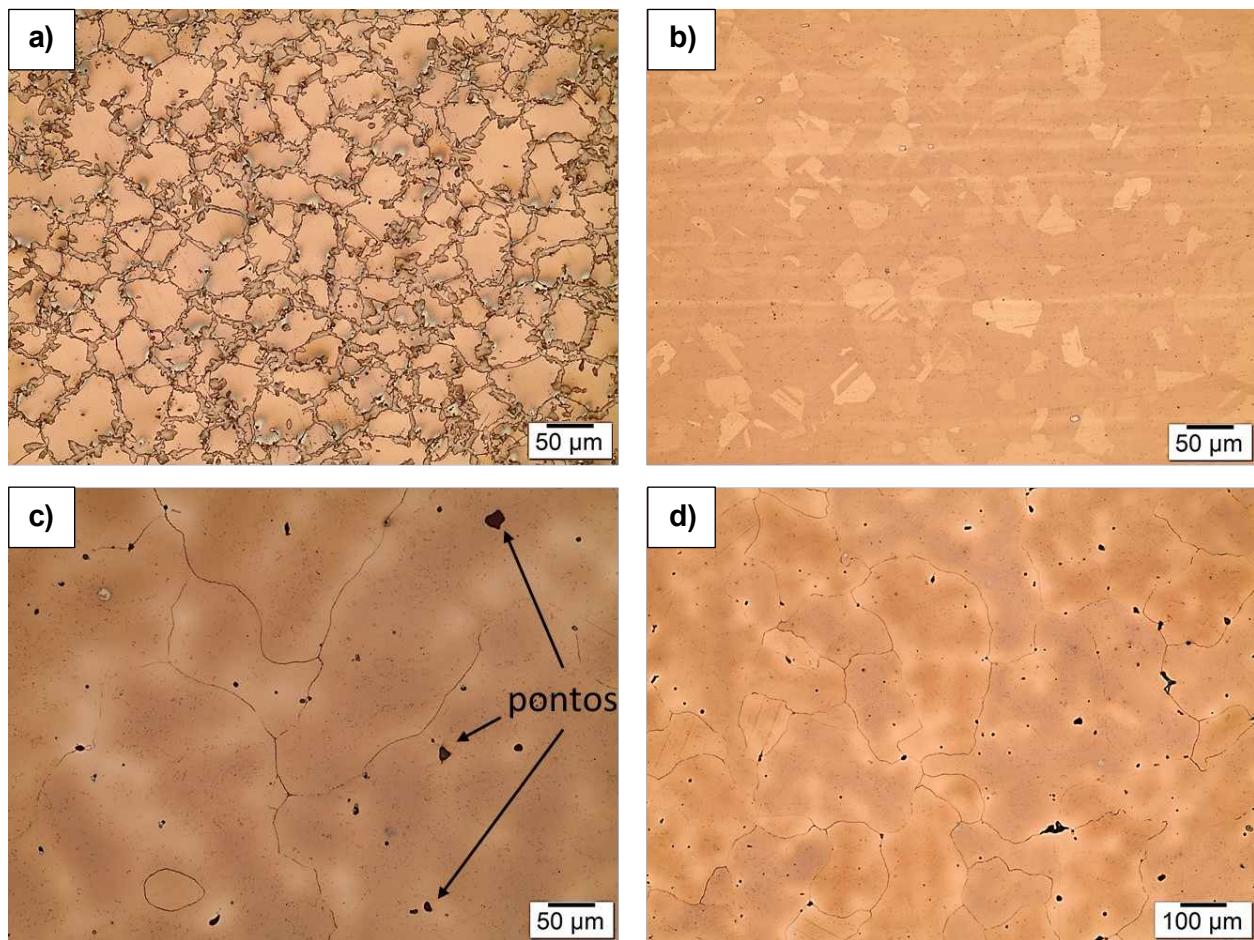


Figura 4.1 - Microestruturas dos aços-manganês austeníticos estudados (imagens obtidas com a mesma ampliação em microscópio óptico): a) HF-NS, b) HF-IMP e c) HF-NAC. Em d) a microestrutura do HF-NAC com menor ampliação para melhor visualização dos grãos. Ataque químico com Nital 2 %.

Também, é possível identificar alguns pontos mais escuros presentes na microestrutura do HF-NAC, podendo ser poros ou inclusões. Para esclarecimento, eles foram avaliados com o uso EDS e os resultados estão apresentados na Figura 4.2. É possível identificar uma maior intensidade nos picos de oxigênio e silício encontrados no ponto A, quando comparado às regiões externas ao evento avaliado. Com isso, pode-se concluir que há a presença de inclusões de óxido

de silício no HF-NAC. O mesmo procedimento de análise foi feito em outras regiões da amostra que apresentavam esses eventos, constatando resultados similares.

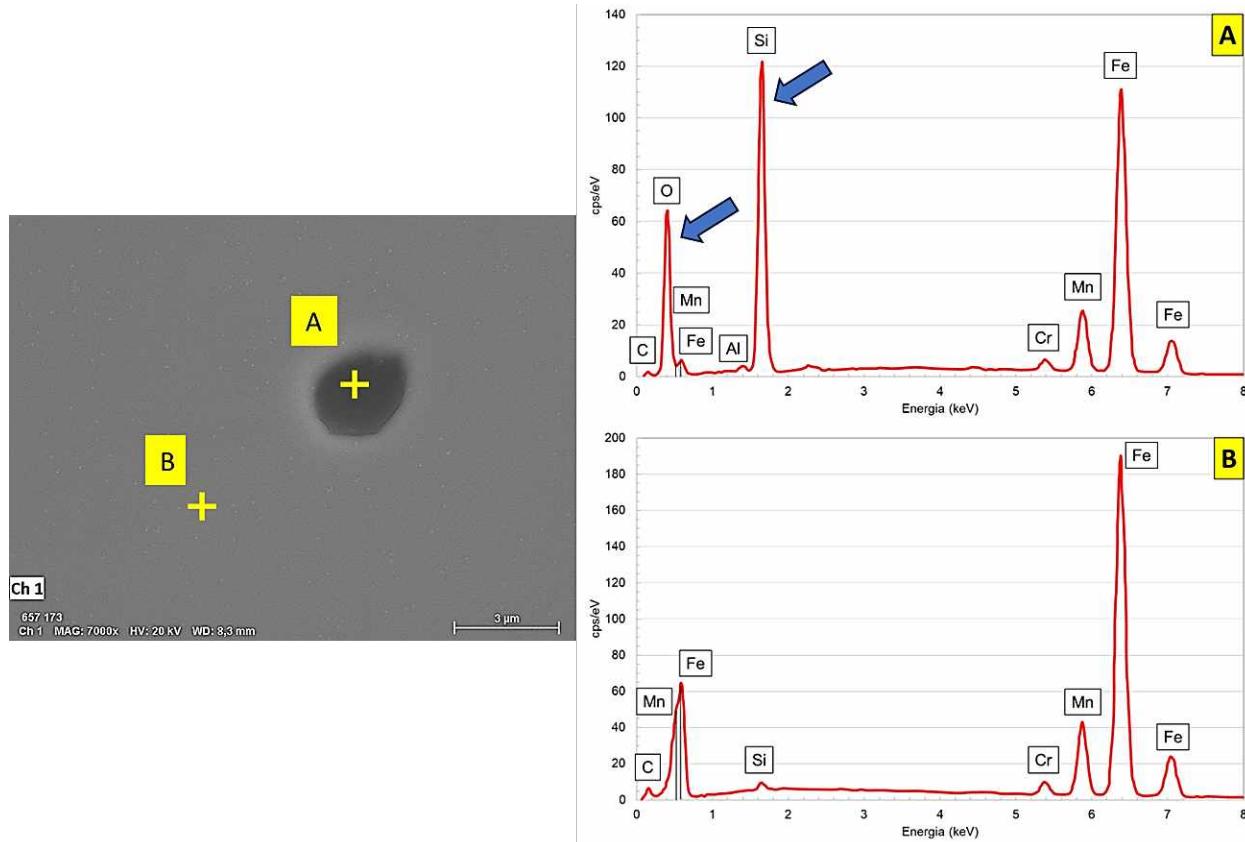


Figura 4.2 - Análise via EDS dos pontos presentes na microestrutura do HF-NAC, indicando a presença de óxido de silício.

Kim e Park (2024) estudaram o uso de inclusões de sílica no aço inoxidável 316 L fabricado por manufatura aditiva. Eles identificaram que foi possível aumentar a dureza do material não apenas pela maior dureza da sílica, mas também pelo efeito do acúmulo de discordâncias geradas, tanto pela fadiga térmica (intrínseca ao processo de deposição em multicamadas), quanto pelas tensões geradas devido às diferentes taxas de resfriamento do particulado de sílica e do substrato. Porém, houve o surgimento de trincas com o aumento no número de camadas de deposição, sendo uma desvantagem do processo.

Os valores médios de dureza medidos nas seções transversais no interior das chapas são apresentados na Tabela 4.2. A dureza mais elevada do aço HF-NS é justificada pelo acúmulo de precipitados nos contornos de grão, os quais são mais duros que a matriz austenítica.

Tabela 4.2 - Valores de dureza dos aços-manganês austeníticos.

Material	Dureza HV5	
	Média	Desvio Padrão
HF-NS	365	9
HF-IMP	230	7
HF-NAC	214	4

Ainda, foram feitos perfis de microdureza HV0,1 ao longo de toda a espessura das chapas das amostras de HF-IMP e HF-NAC, os quais são apresentados, respectivamente, na Figura 4.3 e na Figura 4.4 (a linha vermelha representa o centro da chapa). É possível verificar que existe uma heterogeneidade nos valores obtidos nas proximidades das bordas das chapas. Também, foi identificada uma camada com espessura de aproximadamente 110 µm, apresentando grãos parcialmente solubilizados na superfície da chapa de HF-NS (Figura 4.5). Possivelmente essa era uma região com descarbonatação (HARZALLAH, 2010) ou então gerada pela maior taxa de resfriamento da superfície, promovendo a dissolução dos carbonetos. Devido a esses fatores, foi padronizado que a face na qual seriam realizados os ensaios de desgaste seria aquela gerada pelo corte a meia espessura.

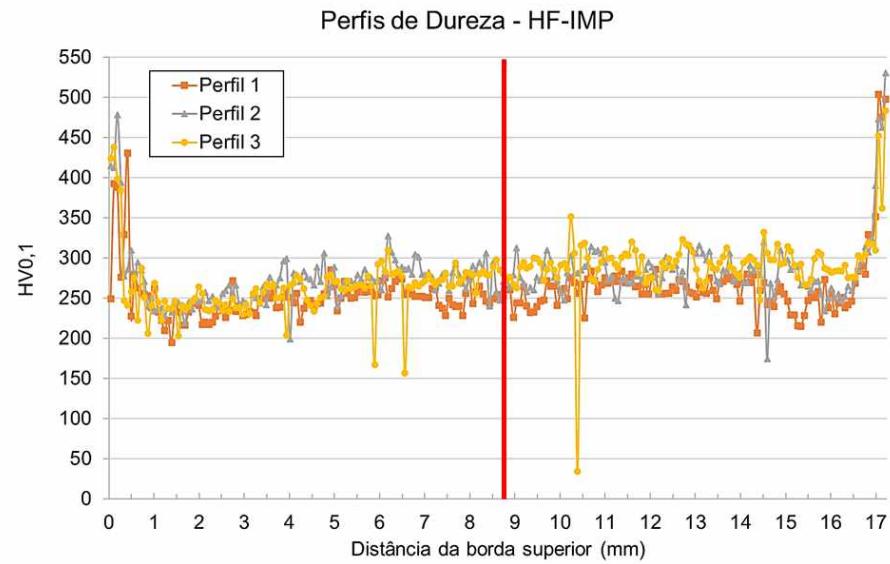


Figura 4.3 - Perfis de dureza medidos ao longo de toda a espessura da chapa de HF-IMP. A linha vermelha representa o centro da chapa.

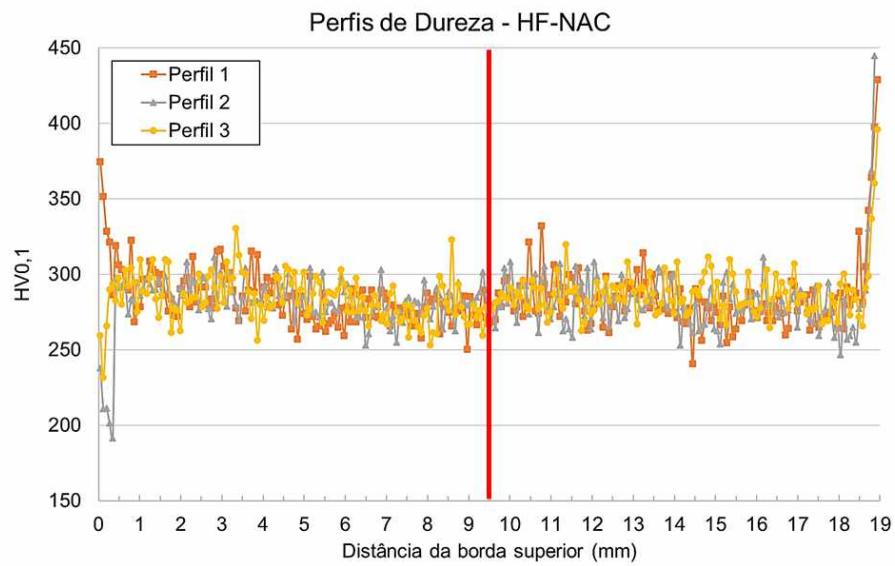


Figura 4.4 - Perfis de dureza medidos ao longo de toda a espessura da chapa de HF-NAC. A linha vermelha representa o centro da chapa.

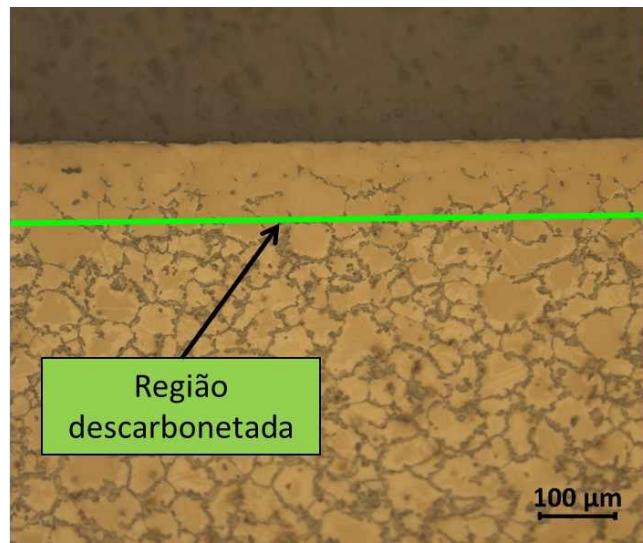


Figura 4.5 - Identificação de camada descarbonetada ou parcialmente solubilizada no HF-NS.

A microestrutura do material do contracorpo é mostrada na Figura 4.6 e revela a estrutura típica de um ferro fundido nodular. A matriz é predominantemente bainítica e é possível identificar alguma austenita retida.

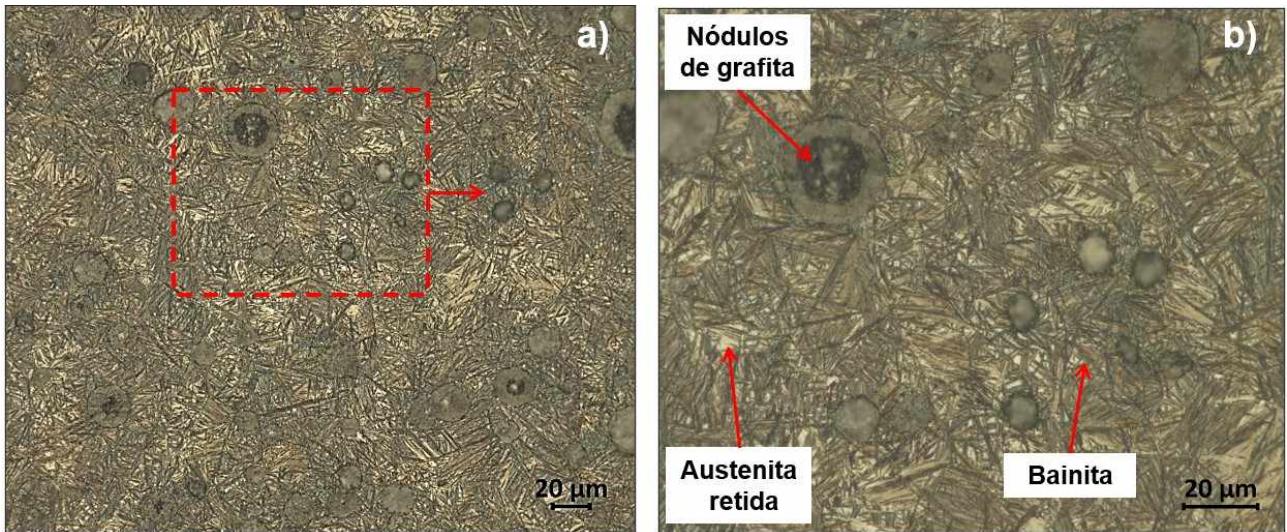


Figura 4.6 - Microestrutura do material do contracorpo (ferro fundido nodular).

O valor médio de dureza do material do contracorpo foi de 521 ± 9 HV5 e o resultado da composição química pode ser observado na Tabela 4.3, comprovando valores típicos de ferros fundidos.

Tabela 4.3 - Composição química do material do contracorpo (% em peso).

Amostra	C	S	Si	Mn	Cr	Cu	Mo
Contracorpo	3,4460	0,0051	2,391	0,3164	0,039	0,1867	0,0116

4.2. Avaliação das Amostras Post Mortem

4.2.1. Par tribológico 1 – Material em condição não-solubilizada (HF-NS)

O aço-manganês austenítico utilizado no primeiro par tribológico foi caracterizado e tem sua microestrutura apresentada na Figura 4.7. Nela é mostrada uma comparação da microestrutura de uma seção transversal na região central da trilha: Figura 4.7a e Figura 4.7b ligeiramente abaixo da superfície de desgaste e, Figura 4.7c e Figura 4.7d no interior da chapa. O material em questão é o mesmo de onde foram extraídos os corpos de prova de HF-NS.

Na região logo abaixo do contato (Figura 4.7a e Figura 4.7b) é visível a presença de marcas de deformação no interior dos grãos, diferentemente do que é observado no interior do componente (Figura 4.7c e Figura 4.7d), onde os grãos estão isentos dessas marcas. Isso evidencia que, durante a operação, o deslizamento entre corpo e contracorpo induziu à deformação plástica não somente na superfície, mas também na subsuperfície.

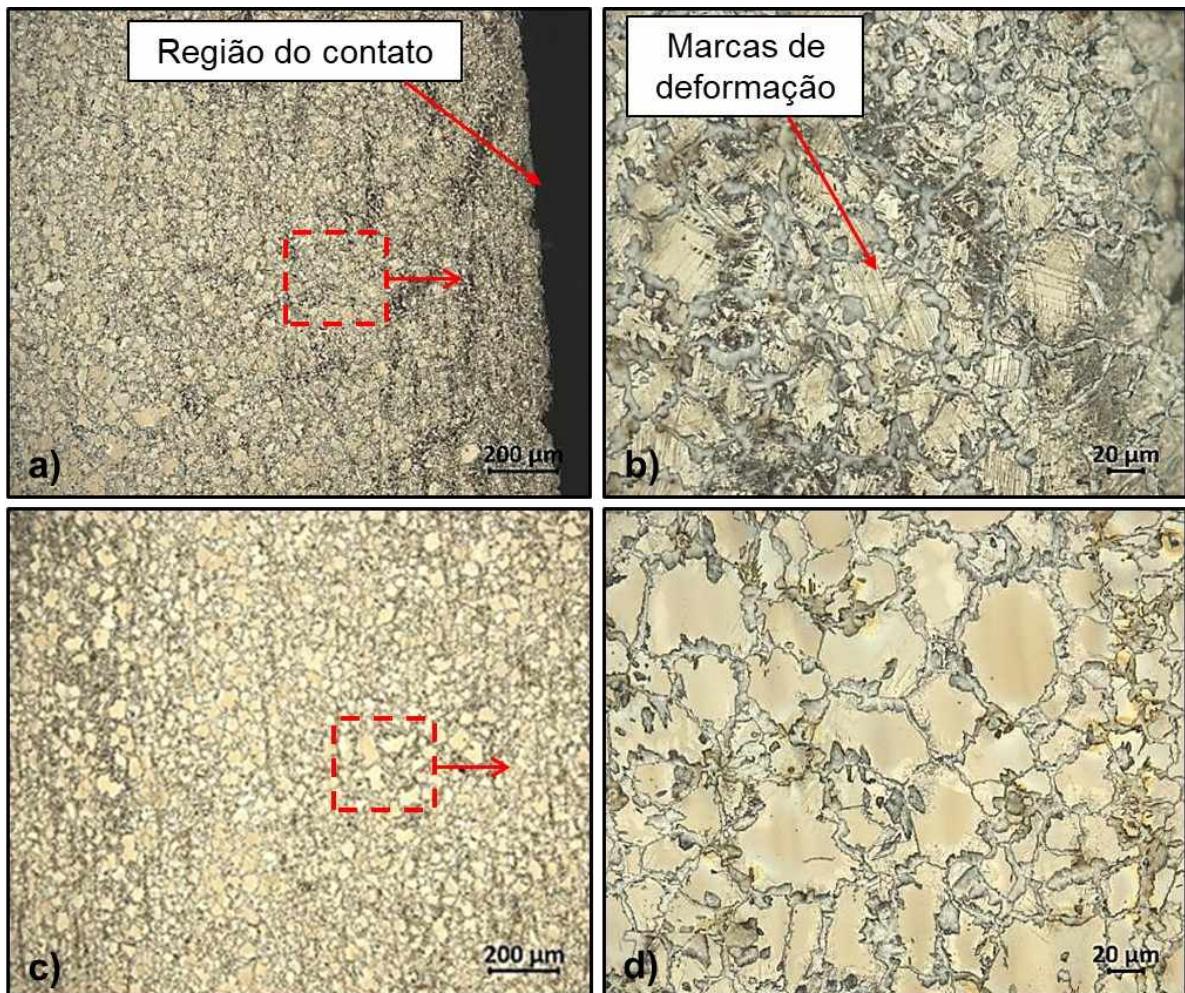


Figura 4.7 - Microestrutura da seção transversal à trilha de desgaste após o uso em campo (material HF-NS): a) e b) região imediatamente abaixo da superfície de contato e c) e d) região no interior da chapa.

A Figura 4.8 apresenta uma ampliação da região abaixo da trilha de desgaste, onde é possível observar marcas de deformação. Essas marcas podem corresponder a linhas de deslizamento de planos cristalinos ou a maclas formadas por deformação.

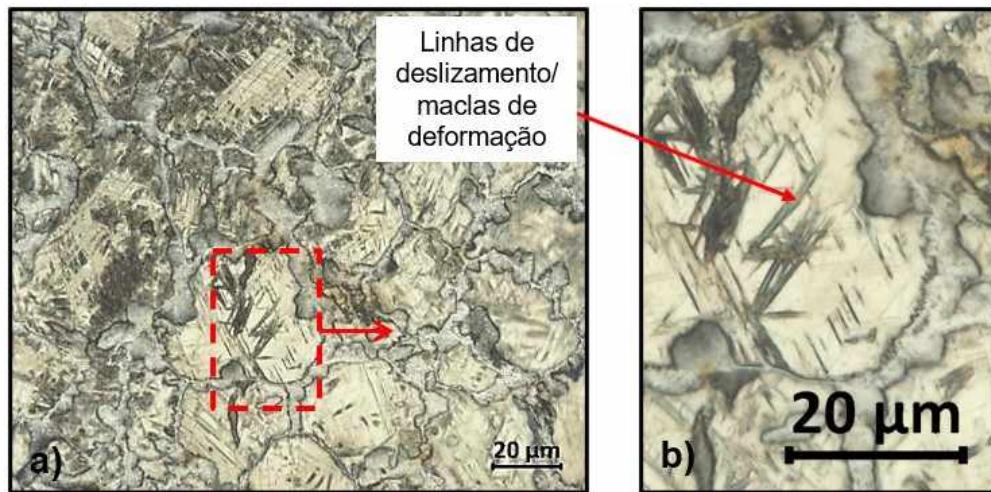


Figura 4.8 - Ampliação da região imediatamente abaixo da trilha de desgaste, mostrando a presença de marcas de linhas de deslizamento cruzado (*cross slip*) e/ou maclas de deformação.

O gráfico da Figura 4.9 mostra o resultado das medições de microdureza (HV_{0,1}) ao longo da espessura da chapa. As medições foram realizadas na seção transversal da amostra, tendo como referência a superfície de contato, com espaçamento de 50 μm entre as indentações. Para uma abordagem estatística, foram realizados três perfis.

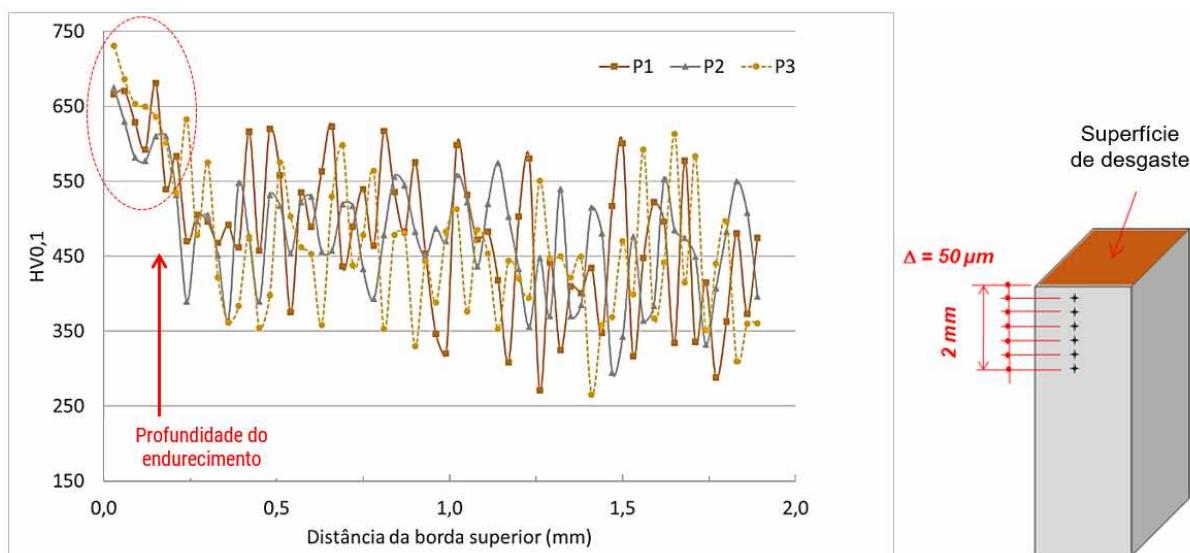


Figura 4.9 - Perfis de microdureza (HV_{0,1}), medidos na seção transversal da marca de desgaste do HF-NS utilizado em campo.

A partir de 0,5 mm de profundidade, observa-se uma tendência de estabilização nos valores de dureza em 475 ± 73 HV_{0,1}. Essa dispersão relativamente alta está diretamente relacionada à presença de precipitados duros nos contornos de grão, enquanto o interior dos grãos permanece macio. A coexistência dessas fases duras e macias contribui para a maior variação nos valores de microdureza. Além disso, nota-se um aumento significativo da dureza nas proximidades da região desgastada. Para compreender melhor esse endurecimento, foram realizadas análises detalhadas por MEV e EBSD.

A Figura 4.10 mostra imagens da seção transversal da amostra junto à marca de desgaste, obtidas por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Na Figura 4.10b são ainda notadas regiões com perlita, além de carbonetos contínuos nos contornos dos grãos. Essa perlita se forma devido ao empobrecimento de carbono nas proximidades do carboneto contínuo, junto ao contorno de grão. A Figura 4.11 mostra com maior aumento essas estruturas. Nesse caso, apesar de terem pequena espessura, os carbonetos estão cercados de colônias de perlita. Essa discrepância entre matriz e carbonetos pode trazer algum prejuízo para o material.

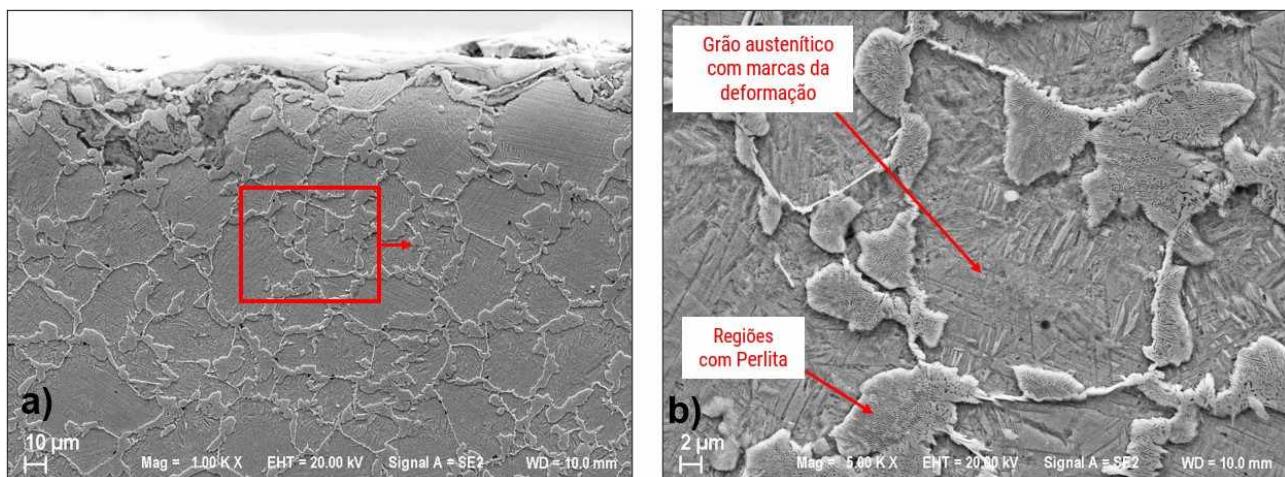


Figura 4.10 - MEV da seção transversal do HF-NS do primeiro par tribológico, logo abaixo da trilha de desgaste, a) vista geral e b) ampliação de “a”.

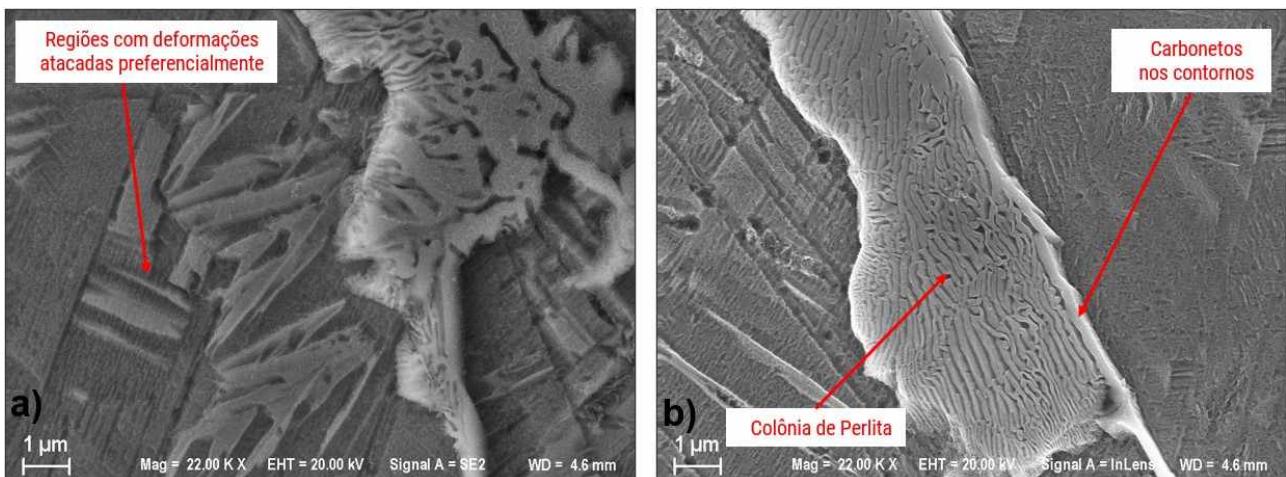


Figura 4.11 - MEV da região de um contorno de grão (material: HF-NS): a) detalhe das regiões com diferentes níveis de deformação e b) carboneto no contorno de grão e perlita formada junto a esse carboneto.

A identificação das fases presentes nesse material foi feita na subsuperfície da trilha de desgaste usando a técnica de difração de elétrons retroespelhados (EBSD). Essa investigação foi feita também com o propósito de se identificar a eventual formação de martensita devido ao processo de deformação plástica. Entretanto, vale ressaltar que, segundo Schumann (1975), para as porcentagens de 12 % de manganês e 1,3 % de carbono observadas nesse material, não é prevista a formação de martensita por deformação.

A Figura 4.12 revelou exclusivamente grãos austeníticos com regiões de ferrita ao redor da perlita e cementita nas áreas contendo perlita. Esses resultados indicam que o endurecimento na região de contato, gerado pelo deslizamento entre corpo e contracorpo, não é decorrente de transformação martensítica por deformação, uma vez que a análise de EBSD não identificou a presença de martensita. Assim, sugere-se que o endurecimento ocorreu devido ao encruamento, resultado da movimentação de discordâncias e do deslizamento de planos cristalográficos.

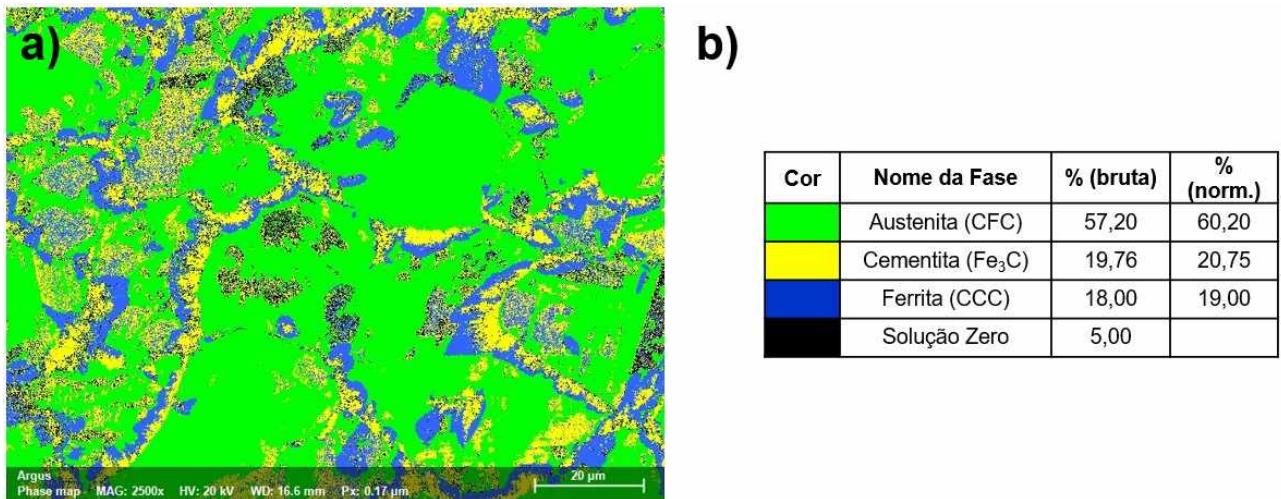


Figura 4.12 - EBSD da amostra de HF-NS do primeiro par tribológico na seção transversal imediatamente abaixo da trilha de desgaste. a) Mapa da superfície analisada e b) quantificação das fases observadas e seus percentuais.

Para avaliar os mecanismos de desgaste desse material, foram retiradas duas amostras: uma no centro e outra na borda da trilha de desgaste. As amostras foram analisadas por MEV e, apesar da presença de alguma oxidação no componente de HF-NS devido à exposição ao ambiente, foi possível identificar e caracterizar regiões relevantes para o estudo dos mecanismos de desgaste.

A Figura 4.13 apresenta a análise da posição central da trilha de desgaste, onde se observam alguns riscos, embora o mecanismo predominante seja o desgaste oxidativo acompanhado de deformação plástica e delaminação. Já a Figura 4.14 mostra a análise da borda da trilha de desgaste, evidenciando uma superfície mais lisa e com aspecto metálico na região desgastada, enquanto fora dela predomina uma camada de óxidos. A Figura 4.14b, obtida por MEV, detalha os mecanismos de desgaste na região com aspecto metálico.

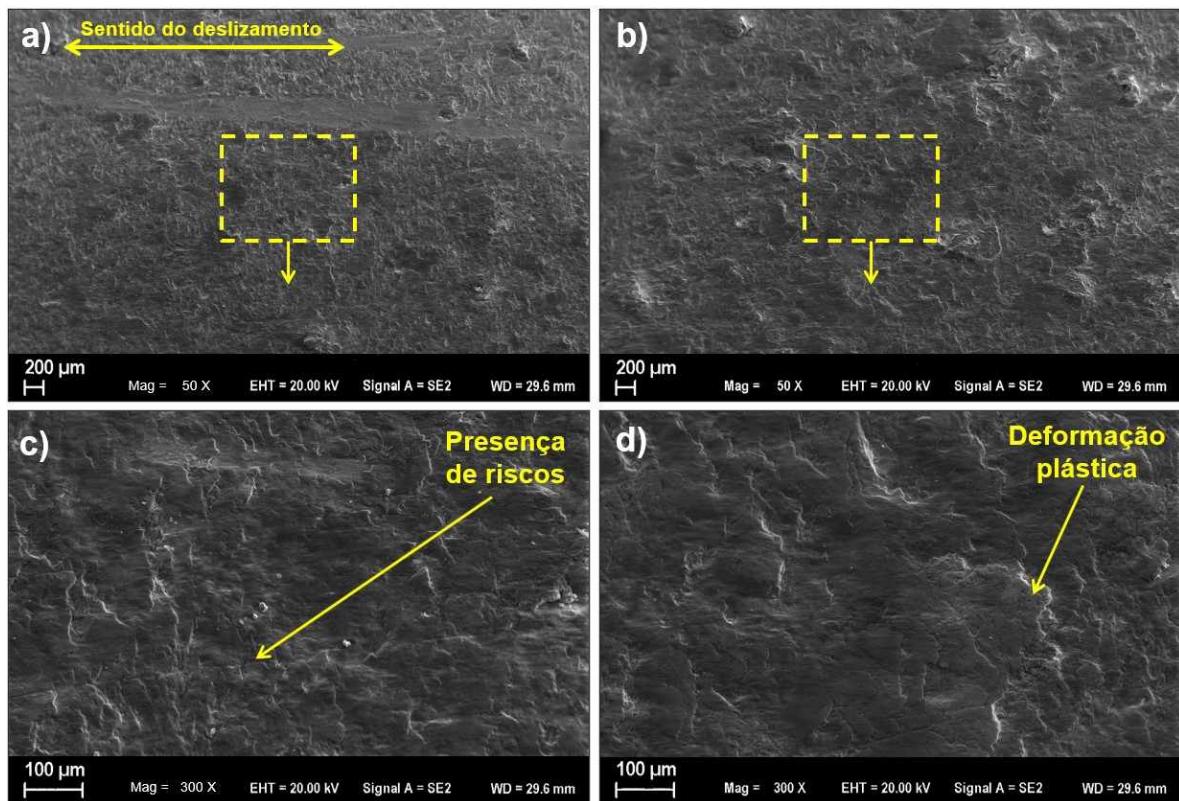


Figura 4.13 – Detalhes da superfície de desgaste observados em MEV na região da trilha de desgaste do HF-NS utilizado em campo.

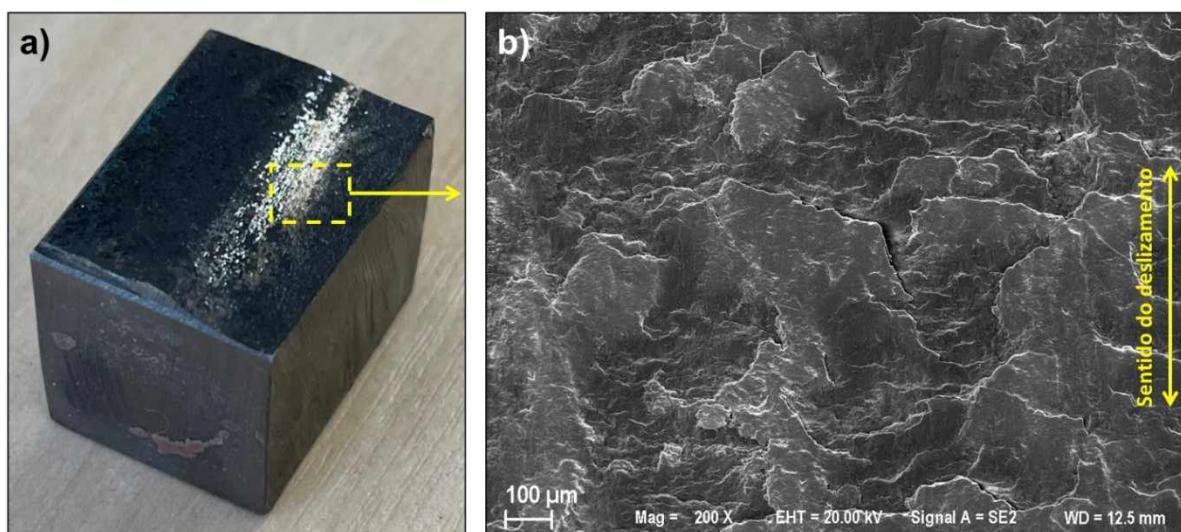


Figura 4.14 – Borda da superfície de desgaste da chapa *post mortem* de HF-NS. A) foto da região e b) aspecto da trilha de desgaste via MEV.

Na Figura 4.15 é possível observar maiores ampliações da superfície indicada na Figura 4.13. Apesar de serem observados alguns pequenos riscos, o principal mecanismo de desgaste é a delaminação, resultante fadiga superficial (CHEN et al., 2018). A combinação entre alta pressão de contato e deslizamento cíclico das superfícies metálicas provocou deformações plásticas, favorecendo a nucleação de trincas superficiais e subsuperficiais. Por fim, essas trincas se propagam destacando posteriormente grandes fragmentos de material (ZUM GAHR, 1987).

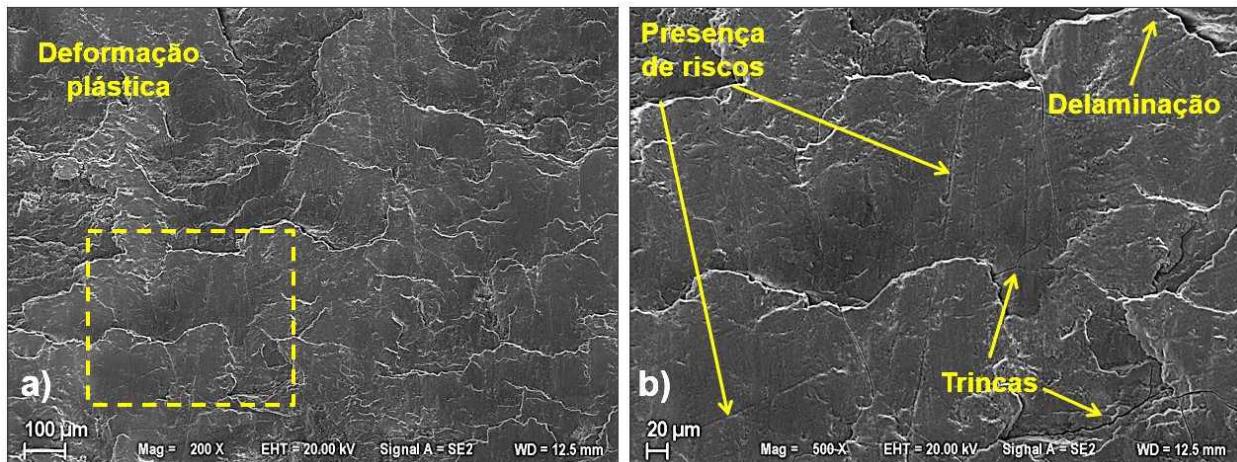


Figura 4.15 - Detalhes da superfície de desgaste observadas por MEV.

4.2.2. Par tribológico 2 – Material em condição solubilizada (HF-IMP)

A Tabela 4.4 mostra o resultado da análise de composição química do material solubilizado retirado do vagão para uma análise *post mortem*. Esse material em específico não foi usado para a confecção dos corpos de prova avaliados neste trabalho. Ele serviu de apoio para a caracterização dos mecanismos de desgaste e levantamento de parâmetros para o ensaio de laboratório realizado nos outros aços.

As amostras de HF-IMP avaliadas em laboratório foram retiradas de uma chapa que não foi usada em campo. Para fins de comparação, a primeira linha da Tabela 4.4 traz a composição padrão de um aço-manganês austenítico Grau A, evidenciando que o material analisado atende às especificações da norma ASTM A128 (2019).

Tabela 4.4 - Composição química do corpo usado no par tribológico 2 (% em peso). Material: HF-IMP.

Amostra	C	Mn	Cr	Ni	Mo	Si	P	Al	Cu	Ti	W	V
A128 Grau A	1,05 a 1,35	11,0 min	-	-	-	1,00 max	0,07 max	-	-	-	-	-
Corpo 2	1,060	13,187	0,348	0,067	0,003	0,372	0,022	0,001	0,074	0,005	0,018	0,067

O valor de dureza medido na seção transversal à marca de desgaste, no interior da chapa, foi de 225 ± 9 HV5. Foi extraído um perfil de microdurezas mais próximo da borda, com carga de 0,10 kgf, conforme apresentado na Figura 4.16. Devido ao menor tamanho da impressão, o perfil com força de 0,10 kgf possibilitou obter informações de dureza mais próximos à superfície de contato, indicando possíveis endurecimentos devido ao encruamento e/ou transformações microestruturais. De acordo com a figura, foram observadas alterações nos valores de dureza até aproximadamente 0,5 mm de profundidade, obtendo um acréscimo de 323 HV0,1 mais próximo à borda quando comparado aos valores medidos no interior do material.

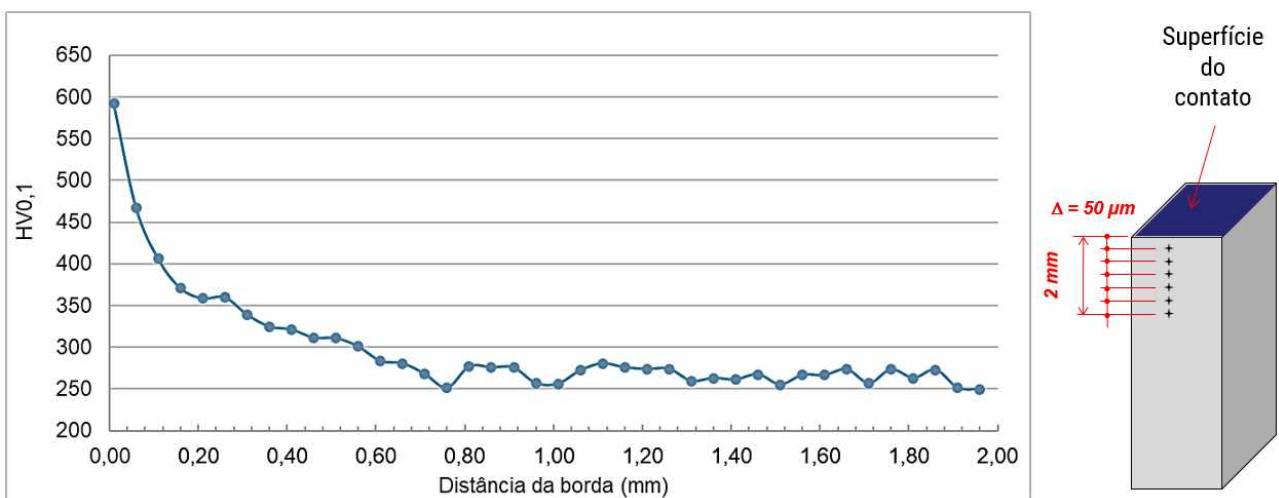


Figura 4.16 - Perfil de microdureza HV0,1, ao longo da espessura do material desgastado, com profundidade de 2 mm a partir da superfície de contato para o aço HF-IMP após uso em campo.

A microestrutura do material analisado pode ser observada na Figura 4.17. Trata-se de um aço Hadfield solubilizado, sendo a sua estrutura básica constituída por grãos austeníticos, sem precipitados grosseiros nos contornos. A Figura 4.17b e Figura 4.17c mostram também a região próxima à superfície de desgaste, onde existe o contato entre corpo e contracorpo. Nota-se que existe alguma deformação nos grãos dessa região, indicando que o aumento de dureza nas bordas foi realmente provocado pelo contato e encruamento do material.

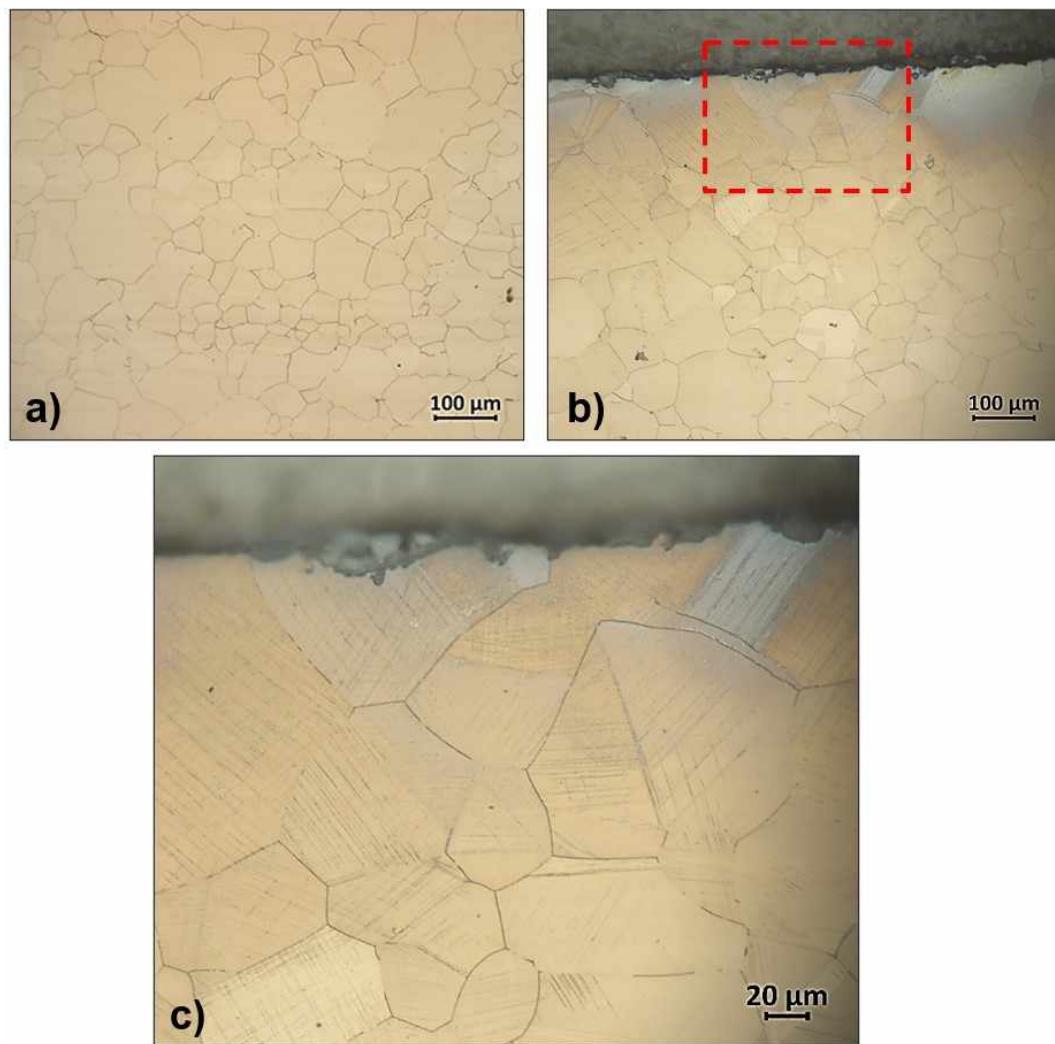


Figura 4.17 - Microestrutura da seção transversal do HF-IMP desgastado por uso em campo. a) centro da chapa, b) próximo à superfície de contato e c) ampliação de b).

Foi ainda realizada uma inspeção da superfície via MEV, onde se observam muitas regiões indicando corrosão devido à exposição às intempéries (Figura 4.18), o que pode esconder os eventos mecânicos de remoção de material. Nas imagens é possível ver pites profundos de corrosão (indicados por setas verdes na Figura 4.18a e na Figura 4.18b). Inclusive, para maiores aumentos, notam-se claramente as macelas de deformação expostas pela corrosão seletiva dos contornos, Figura 4.18c.

Também é possível notar regiões que, mesmo com a formação do produto de corrosão, o relevo foi preservado (Figura 4.18d, Figura 4.18e e Figura 4.18f). Nessa região aparece uma deformação semelhante às de situações com material aderido, como se alguma partícula de desgaste arrancada fosse deformada sobre a superfície.

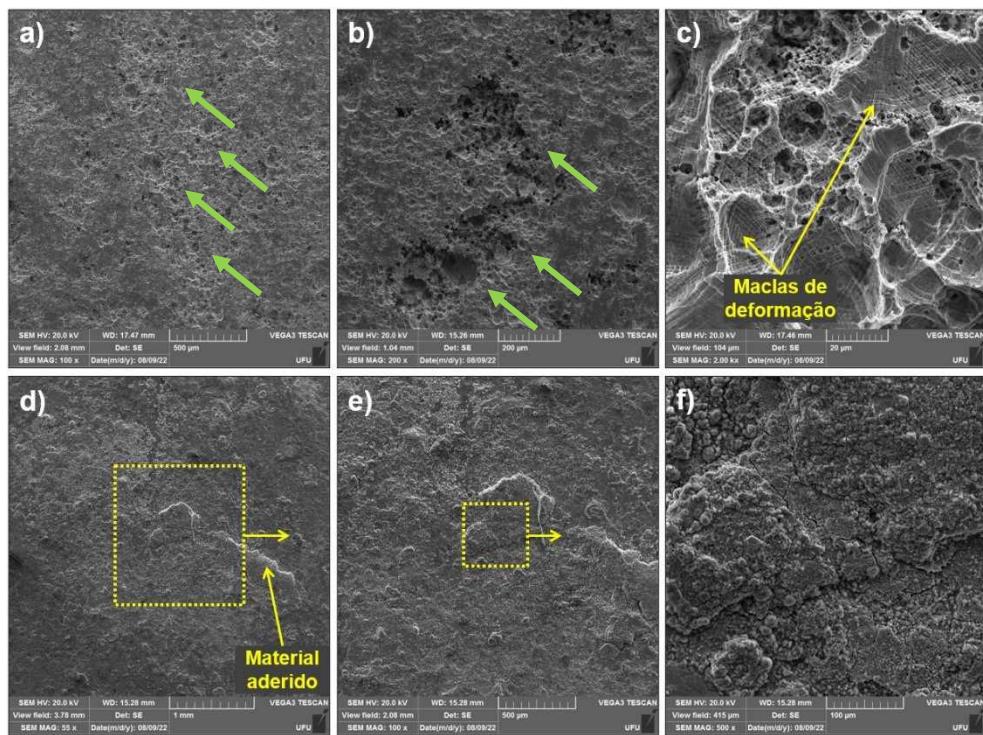


Figura 4.18 - Imagem de MEV de uma região com corrosão do material solubilizado desgastado. a) vista geral, b) e c) detalhes de regiões com formação de crateras de corrosão, indicadas pelas setas verdes. Em d), e) e f): detalhe de uma região com relevo semelhante ao de uma partícula de material deformado aderida.

Inspecionando regiões onde não há predomínio da corrosão, a visualização da superfície desgastada indica predominância de deformação plástica, como mostrado na Figura 4.19. Esse aspecto é característico de contatos metálicos, onde as pressões de contato são suficientes para gerar grandes deformações. Os mecanismos que estão associados a esse contexto podem ser fadiga superficial e delaminação.

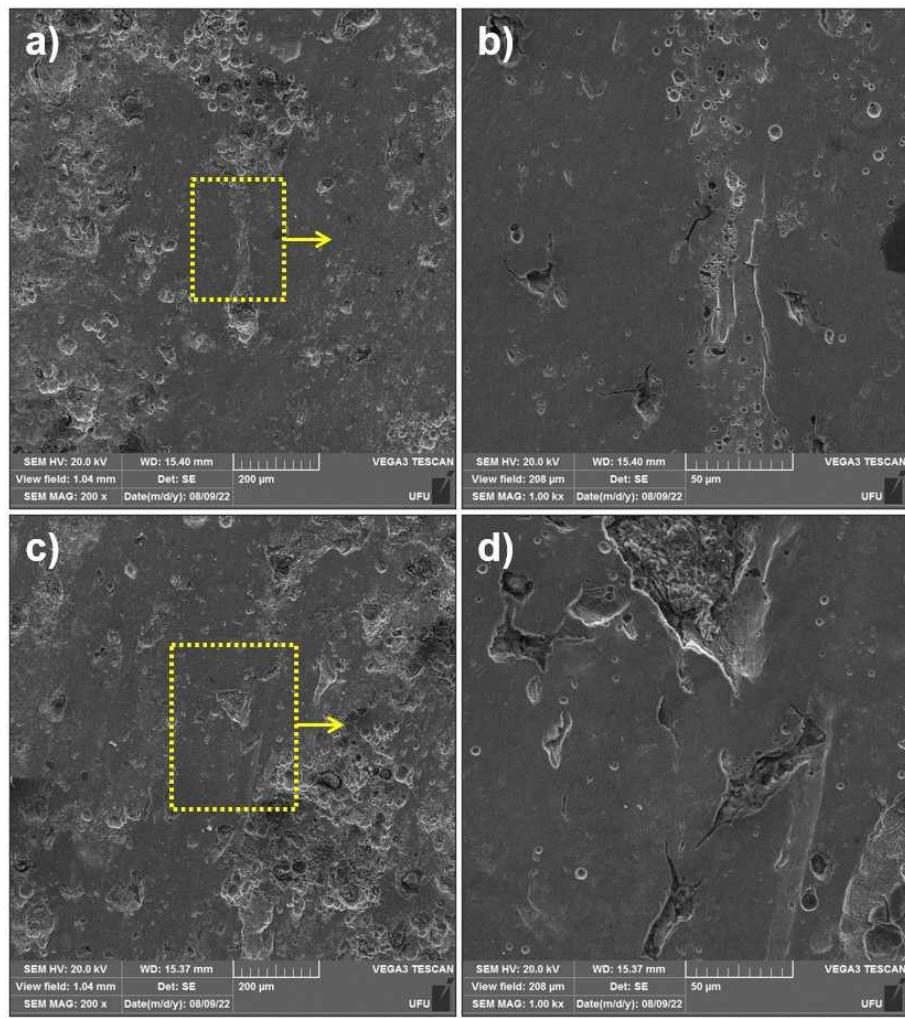


Figura 4.19 - Imagem de MEV de duas regiões sem corrosão do HF-IMP testado em campo. a) e c) vista geral das regiões e b) e d) detalhes em ampliação respectivamente, mostrando a superfície deformada plasticamente.

4.3. Ensaios de Desgaste em Laboratório

Os resultados da perda de volume em milímetros cúbicos para os aços ensaiados estão sintetizados na Figura 4.20.

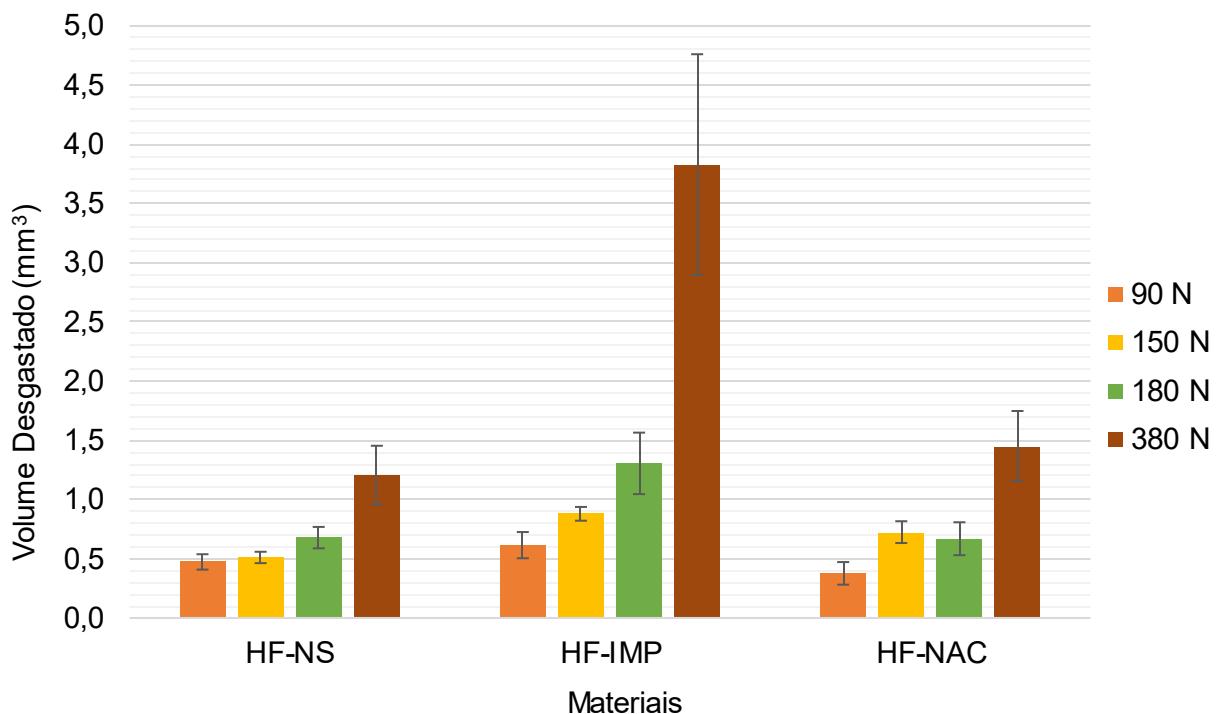


Figura 4.20 - Volume desgastado medido após os ensaios de desgaste dos aços HF-NS, HF-IMP e HF-NAC.

É observado que, de acordo com a Figura 4.20, o material HF-IMP teve a menor resistência ao desgaste para todas as condições testadas. É comprovado por meio de estudos que grãos maiores têm efeito prejudicial no desempenho em ensaios de desgaste por deslizamento (FENG et al., 2013; LIN et al., 2024; PANAGOPOULOS; GEORGARAKIS; ANAGNOSTOPOULOU, 2006; WASEKAR et al., 2012; YANG; SENDA; OHMORI, 2003). No entanto, ao comparar os resultados do HF-NAC e HF-IMP, que são materiais de durezas próximas, é observado que o material de menor tamanho de grão apresentou o pior comportamento para todas as forças normais aplicadas. Esse fato será melhor abordado mais adiante no texto.

Ao analisar o resultado da perda de volume pelo material HF-NAC nas condições de 150 N e 180 N (Figura 4.20), é notada uma certa descontinuidade na tendência crescente do volume desgastado com o aumento da força normal aplicada. Devido a esse comportamento, foi realizada uma Análise de Variância (ANOVA) e a conclusão obtida foi que, com 95 % de confiança, o aumento da força normal aplicada de 150 N para 180 N não provocou efeitos estatisticamente significativos nos valores de volume desgastado ($p\text{-value} = 0,909856$).

Também, foi realizada uma ANOVA para avaliação do valor médio do volume desgastado das condições de 90 N para 150 N do HF-NS, visto que as barras de erro se sobrepõem. Como o $p\text{-value}$ nesse caso foi de 0,328246, é possível afirmar que esses dados são estatisticamente iguais. Logo, a força normal também não teve efeito no volume desgastado nos ensaios realizados nessas condições.

Na Figura 4.21 são apresentados, para todos os materiais testados, os valores de volume desgastado em função da força normal aplicada. Para uma melhor interpretação dos dados, os pontos foram ajustados pelo método dos mínimos quadrados para uma equação exponencial (JUSTO et al., 2020) e os valores de R-quadrado são apresentados no gráfico.

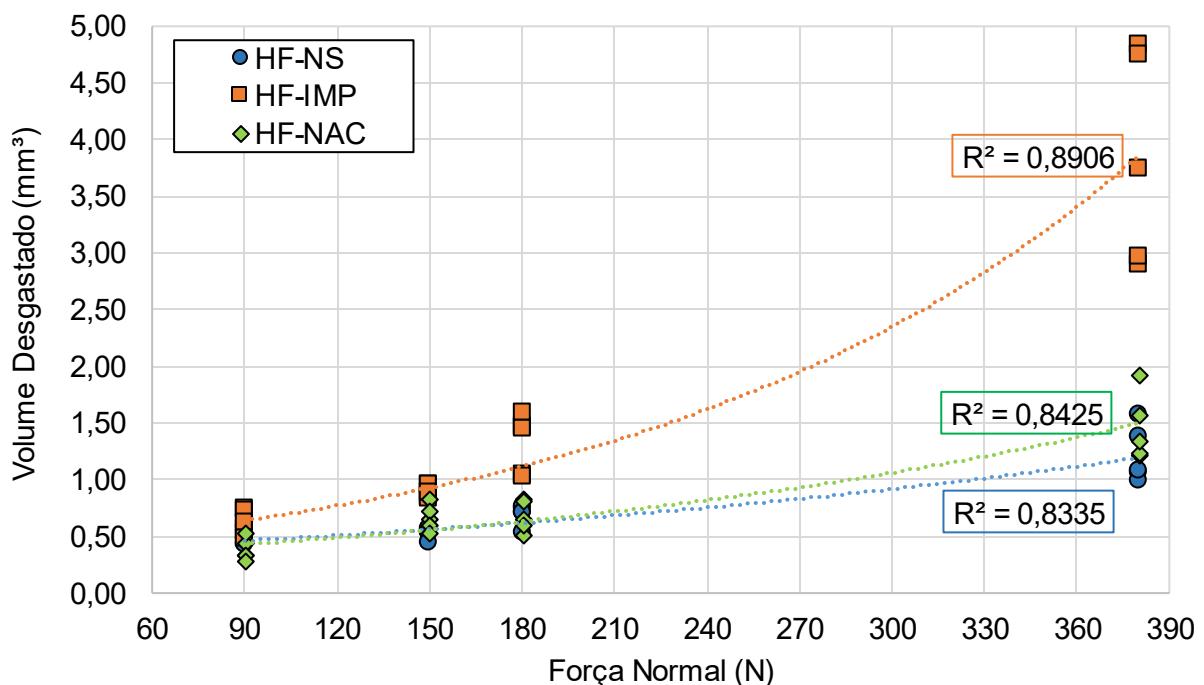


Figura 4.21 - Volume desgastado em função da força normal aplicada.

Ao observar o que foi apresentado na Figura 4.20 com o ajuste de dados presente na Figura 4.21, é possível afirmar que o volume desgastado é diretamente proporcional à força normal aplicada para as condições estudadas, não havendo nenhuma queda no seu valor com o aumento da pressão nominal de contato.

Além disso, a equação de ajuste obtida para o HF-NS apresentou um coeficiente menor para a variável independente, resultando em uma curva mais suave e menos sensível à variação da força normal. Esse resultado indica que o HF-NS teve o melhor desempenho entre os materiais testados, demonstrando maior resistência ao desgaste.

A Figura 4.22 apresenta os resultados dos valores de coeficiente de atrito (COF) obtidos nos ensaios. É notado que não houve grandes variações no seu valor de acordo com o aumento da pressão nominal de contato.

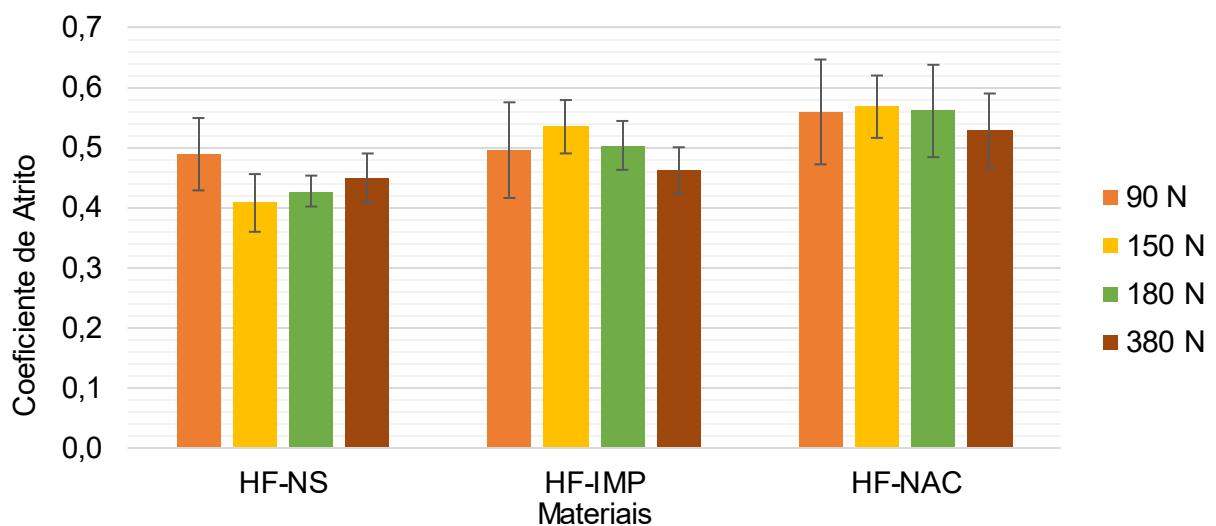


Figura 4.22 - Valores do coeficiente de atrito obtido nos ensaios de desgaste tipo pino sobre plano com movimento alternado.

Conforme ilustrado na Figura 4.22, o HF-NAC apresentou os maiores valores de COF para todas as forças normais aplicadas, sem que a força normal exercesse um efeito estatisticamente significativo sobre o coeficiente ($p\text{-value} = 0,781167$), resultando em um valor médio de $0,554 \pm 0,063$. Panagopoulos, Georgarakis e Anagnostopoulou (2006) também observaram um aumento no COF com o crescimento do tamanho médio dos grãos, atribuindo

esse comportamento à lei de Khruschev. Embora essa lei tenha sido originalmente formulada para desgaste abrasivo, ela prevê que o atrito entre dois materiais aumenta conforme a dureza do material mais macio diminui — propriedade diretamente influenciada pelo tamanho dos grãos, segundo a relação de Hall-Petch (FIGUEIREDO; KAWASAKI; LANGDON, 2023). Entretanto, o aumento no COF observado no HF-NAC pode estar relacionado à presença de inclusões de sílica distribuídas na matriz austenítica, que possivelmente atuaram como partículas abrasivas, contribuindo para um mecanismo adicional de desgaste.

Segundo Hutchings (1992), coeficientes de atrito para contatos metálicos normalmente variam entre 0,5 e 1,5. Porém, para contatos utilizando o aço Hadfield, são encontrados valores menores (TIKOTKAR, 2012; TRESSIA, 2021). Além disso, como o caso estudado tem como contracorpo o ferro fundido nodular, é esperado que os nódulos de grafita tenham proporcionado um efeito lubrificante para o contato tribológico, diminuindo o coeficiente de atrito.

O HF-NS foi o material que apresentou os menores valores de volume desgastado e também de coeficiente de atrito para todas as condições avaliadas, com valor médio de $0,444 \pm 0,052$. Esse fato sugere que a ausência do tratamento de solubilização foi benéfica para a aplicação estudada neste trabalho, além de reduzir custos e tempo de produção.

No caso do HF-IMP, assim como no HF-NAC, a força normal não teve um efeito estatisticamente significativo sobre o COF do HF-IMP, com *p-value* de 0,181633 e um valor médio de $0,501 \pm 0,055$.

4.3.1. Mecanismos de desgaste

4.3.1.1. Amostras do aço HF-NS

O material HF-NS teve os mecanismos de desgaste caracterizados, os quais são vistos por meio de análise de MEV (Figura 4.23). São apresentadas as condições extremas de ensaio e, como condição intermediária, o ensaio com força normal de 180 N. As imagens foram realizadas na região central da marca de desgaste.

Na Figura 4.23 é possível ver a presença de riscos (indicados pelas setas azuis), os quais são gerados pela condução dos *debris* devido ao movimento do contracorpo. Além disso, são

vistas regiões com presença de deformação plástica (em cores mais claras) nas laterais da Figura 4.23a e b e na parte superior da Figura 4.23c.

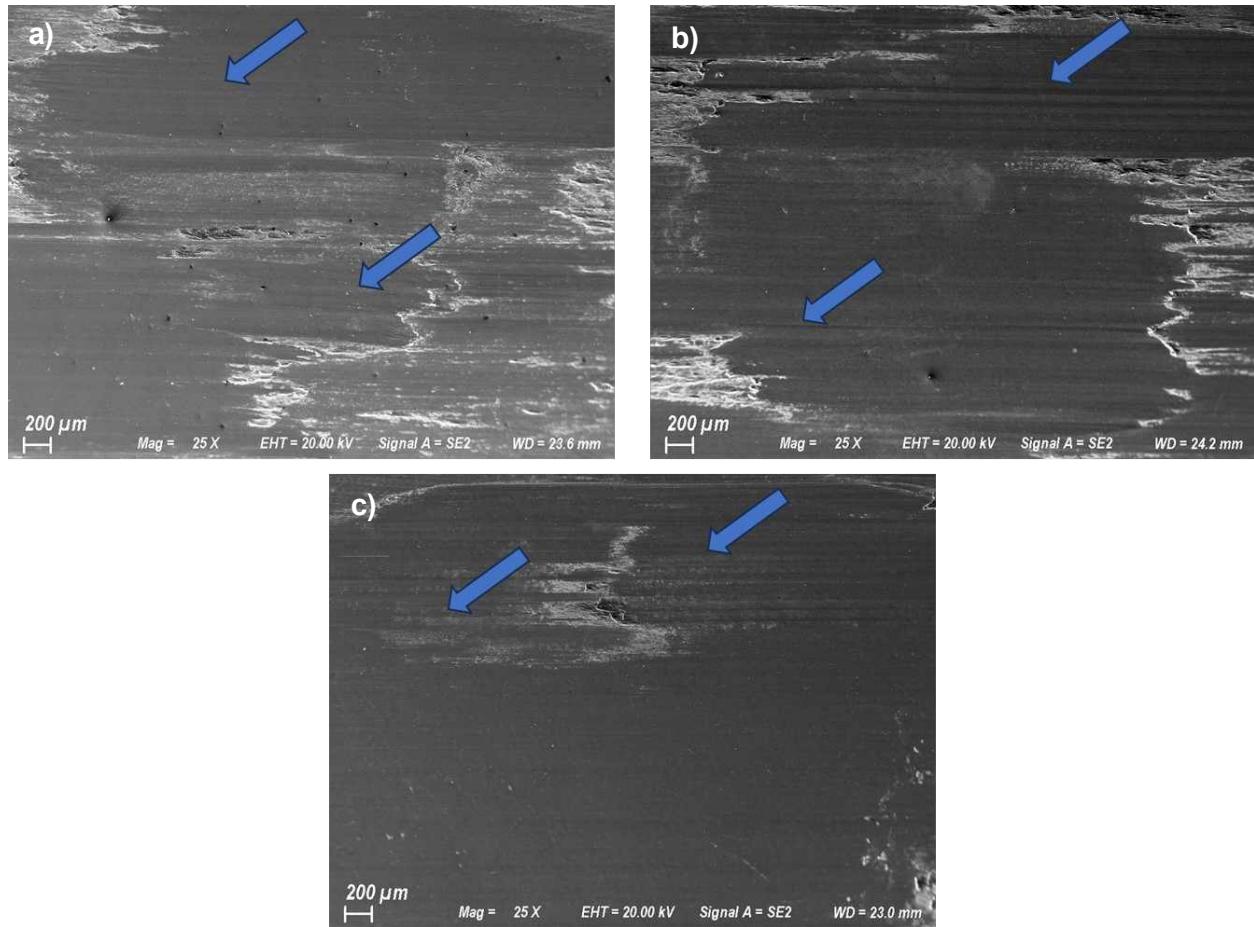


Figura 4.23 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-NS com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Devido à presença das regiões mais deformadas, foram feitas análises por EDS com maior ampliação de uma parcela dessa região na amostra experimentada com 90 N (Figura 4.24). Pode-se perceber que existe um pico mais proeminente de oxigênio no ponto B, localizado em uma dessas regiões mais deformadas, o qual não aparece no ponto A, localizado na região mais lisa. Devido a isso, foram feitos mapas de alguns elementos químicos de interesse, os quais são apresentados na Figura 4.25. Nela é possível identificar, nessas regiões com maiores deformações (baixo relevo), uma maior concentração de oxigênio.

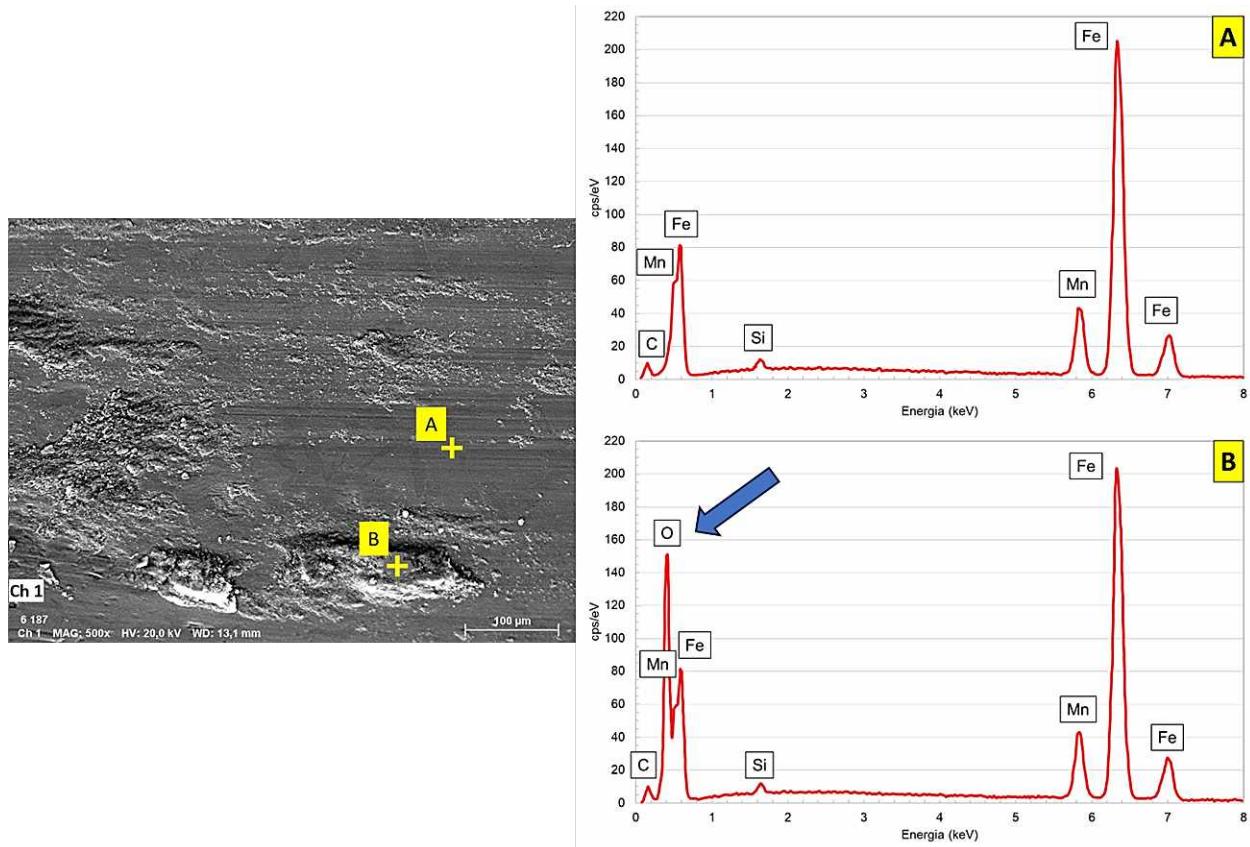


Figura 4.24 - Análise de EDS da amostra de HF-NS experimentada a 90 N. Em detalhe são apresentados os espectros de raios-X de uma região mais lisa (A) e outra mais deformada (B) da superfície desgastada.

A presença do oxigênio pode ser justificada pelo aquecimento gerado devido ao movimento relativo entre as superfícies do par tribológico. Esse aquecimento gerou algumas lâminas de óxido que foram conduzidas pelo contracorpo devido ao próprio movimento relativo, sendo acumuladas nas regiões de baixo relevo, geradas pela fadiga de superfície. Ou seja, um tribofilme foi gerado e os mecanismos de fadiga superficial e delaminação atuaram para que ele fosse desgastado. Essas estruturas são semelhantes ao que foi visto na amostra *post mortem* do par tribológico 1.

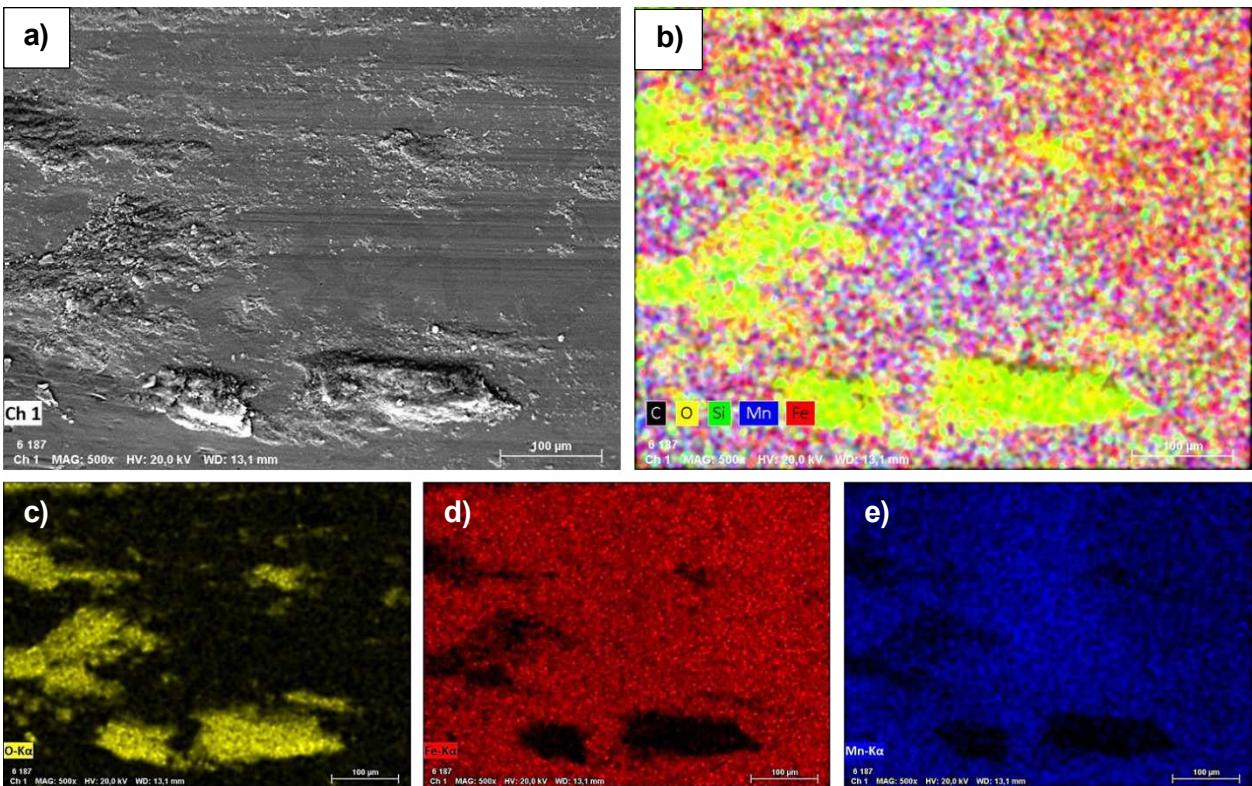


Figura 4.25 – Região de transição entre mecanismos de desgaste na amostra de HF-NS experimentada a 90 N. a) imagem obtida via MEV; b) mapa de composição química e os principais elementos em destaque: c) oxigênio; d) ferro e e) manganês.

Mapas de composição química também foram feitos para as amostras experimentadas com as forças normais de 180 e 380 N e são apresentadas na Figura 4.26. Da mesma forma, nas estruturas mais deformadas existe a presença de óxidos, de maneira semelhante ao visto na amostra experimentada com força normal de 90 N.

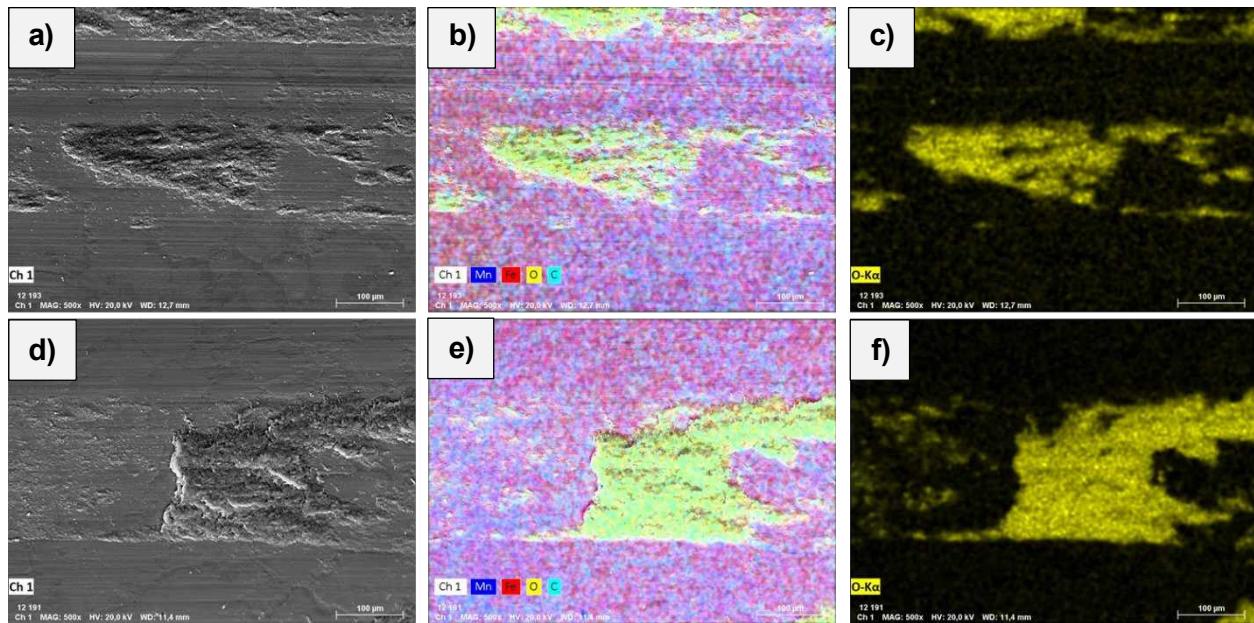


Figura 4.26 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-NS. Condição sob força normal de 180 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 380 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa de oxigênio.

Foi também avaliada com maior ampliação a região central do desgaste (Figura 4.27) para as condições previamente apresentadas, no objetivo de caracterizar as partes fora da região mais deformada. É possível ver a presença dos carbonetos nos contornos de grão, característicos desse material. É típico do desgaste por deslizamento oxidativo identificar a microestrutura do material em regiões mais lisas (MILAN, 2004).

Além disso, é visível a presença de riscos, indicados por setas azuis. Eles podem ter sido formados pela condução dos *debris* ou até mesmo pelas deformações microgeométricas da superfície do contracorpo geradas pelo processo de torneamento. Esses riscos indicam que houve abrasão no contato entre os pares tribológicos, o que também foi visto na amostra *post mortem* do par tribológico 1 (Figura 4.15).

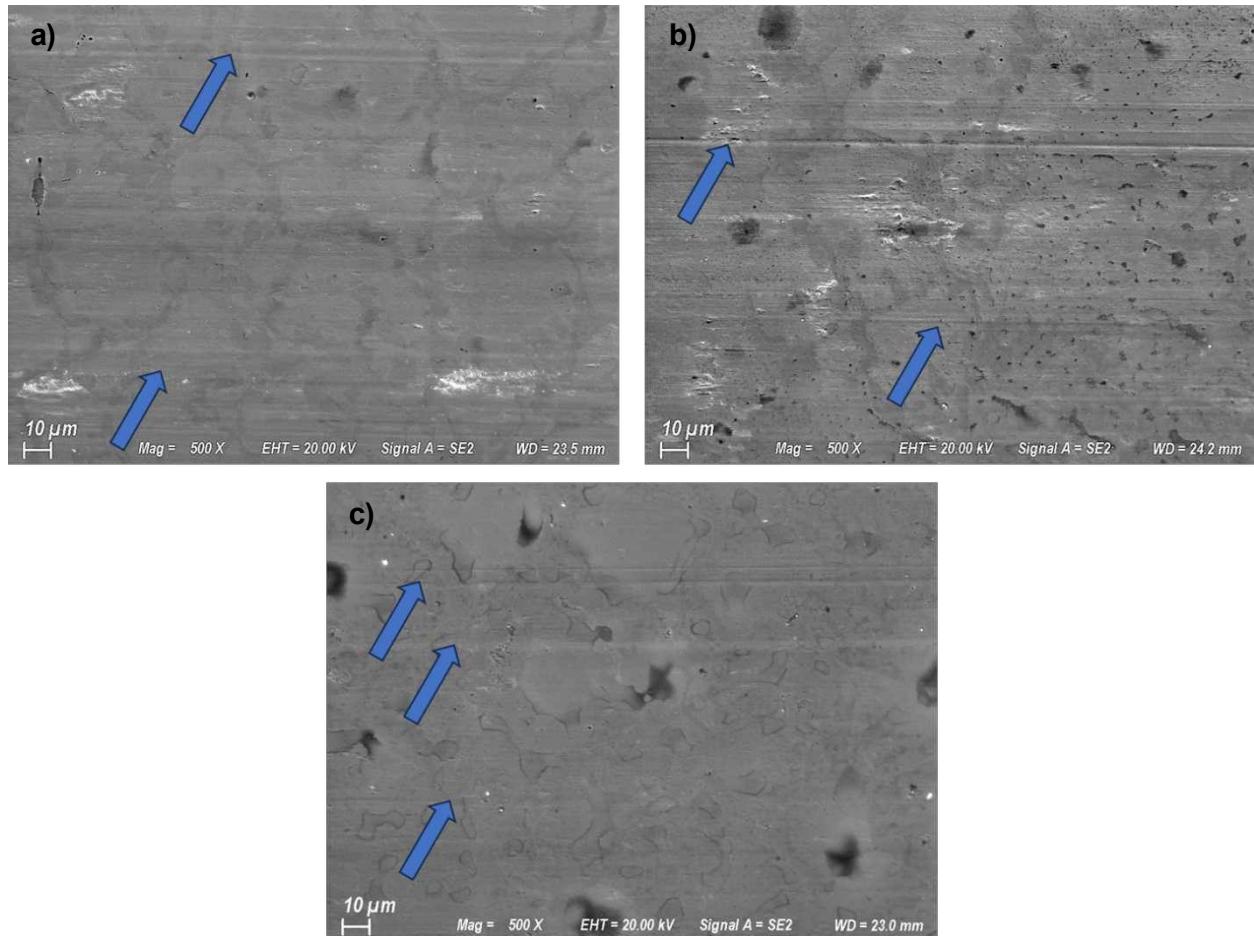


Figura 4.27 - Região central da marca de desgaste dos aços HF-NS nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Portanto, ao avaliar as superfícies desgastadas das amostras de HF-NS, é possível perceber a presença de dois principais mecanismos de desgaste: delaminação e riscamento, sendo o desgaste predominantemente oxidativo.

4.3.1.2. Amostras do aço HF-IMP

Os mecanismos de desgaste presente nas amostras de HF-IMP também foram avaliados via MEV. As imagens da região central das marcas de desgaste são mostradas na Figura 4.28.

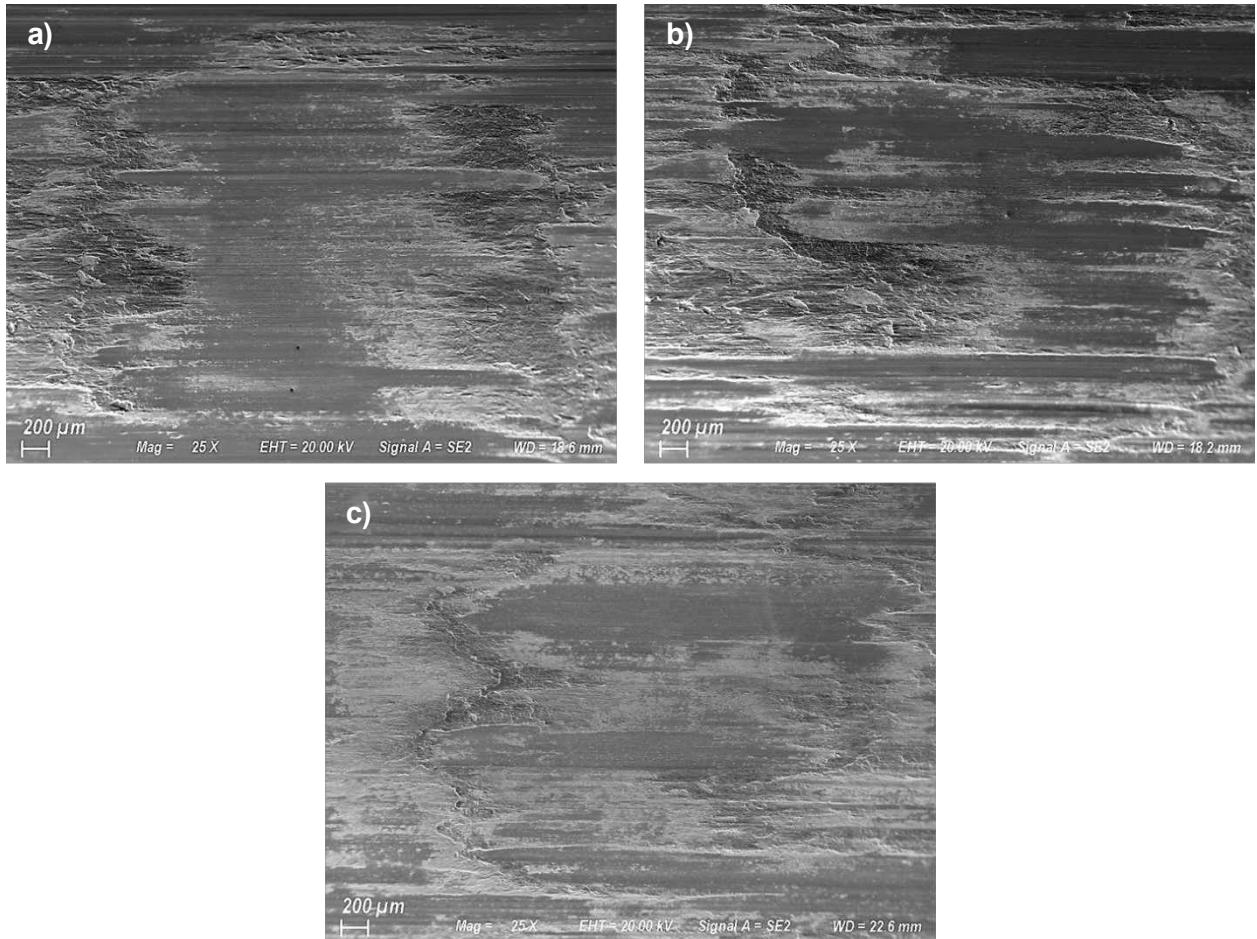


Figura 4.28 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-IMP com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

É possível observar uma maior concentração de regiões deformadas quando comparado com as superfícies desgastadas das amostras de HF-NS. Também pode-se perceber que as áreas contendo superfícies mais lisas foram reduzidas com o aumento da força normal. Para uma melhor investigação, as regiões mais deformadas foram avaliadas com maior ampliação incluindo a análise de composição química via EDS. Essas análises são apresentadas na Figura 4.29.

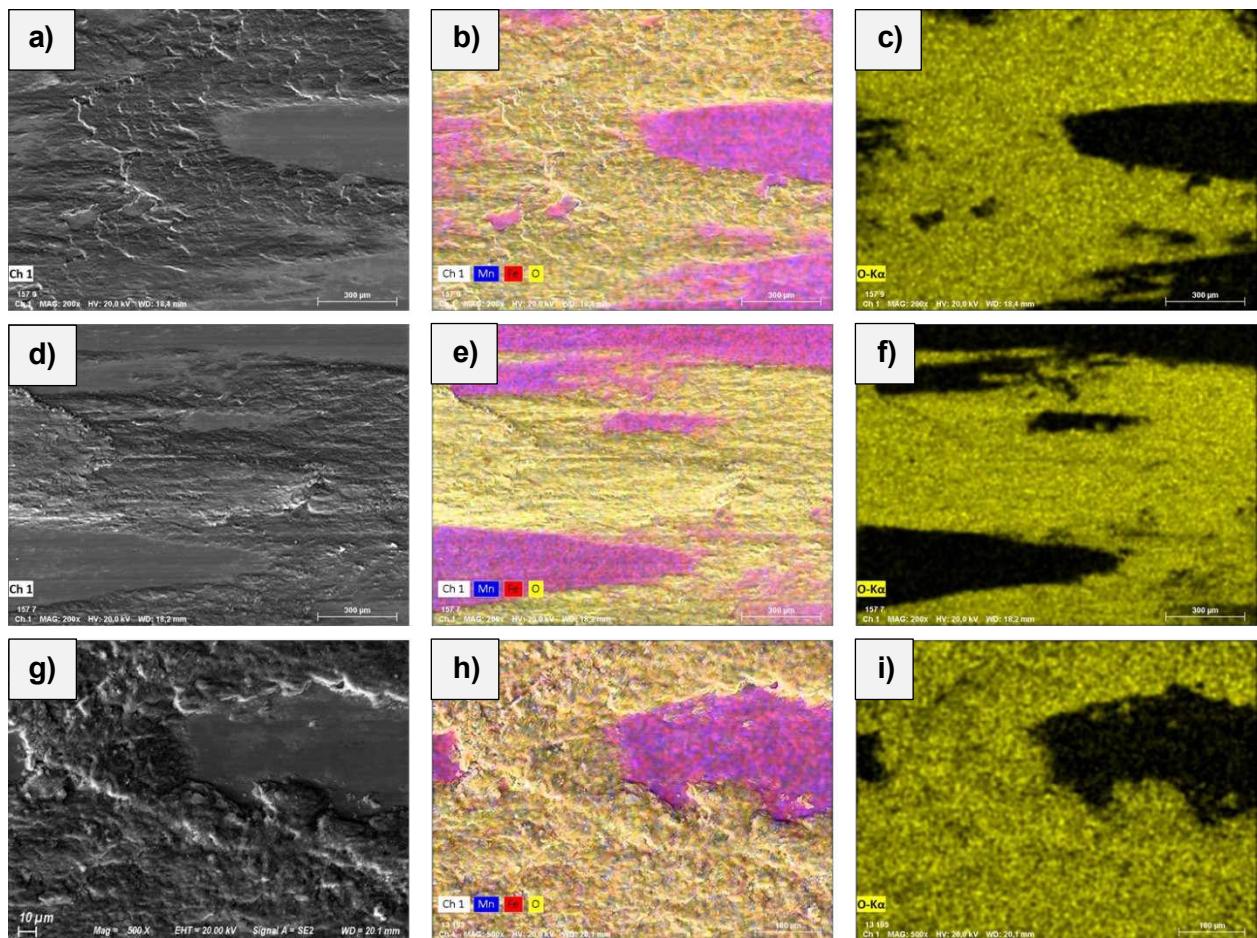


Figura 4.29 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-IMP. Condição sob força normal de 90 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 180 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 380 N: g) imagem MEV, h) mapa de elementos via EDS e i) mapa de oxigênio.

Conforme visto nas análises de HF-NS, aqui também é perceptível a presença do oxigênio nas maiores deformações. Esse fato corrobora para que esse evento seja caracterizado como uma delaminação do tribofilme.

Conforme visualizado na Figura 4.28, existem regiões mais lisas na região central. Foram feitas capturas de imagem com maior ampliação nessas regiões para caracterização dos mecanismos de desgaste, apresentadas na Figura 4.30. Nela é indicada, com setas azuis, a presença de riscos (originados pela condução de *debris* devido ao movimento do contracorpo) e, em vermelho, pequenas crateras geradas por fadiga superficial.

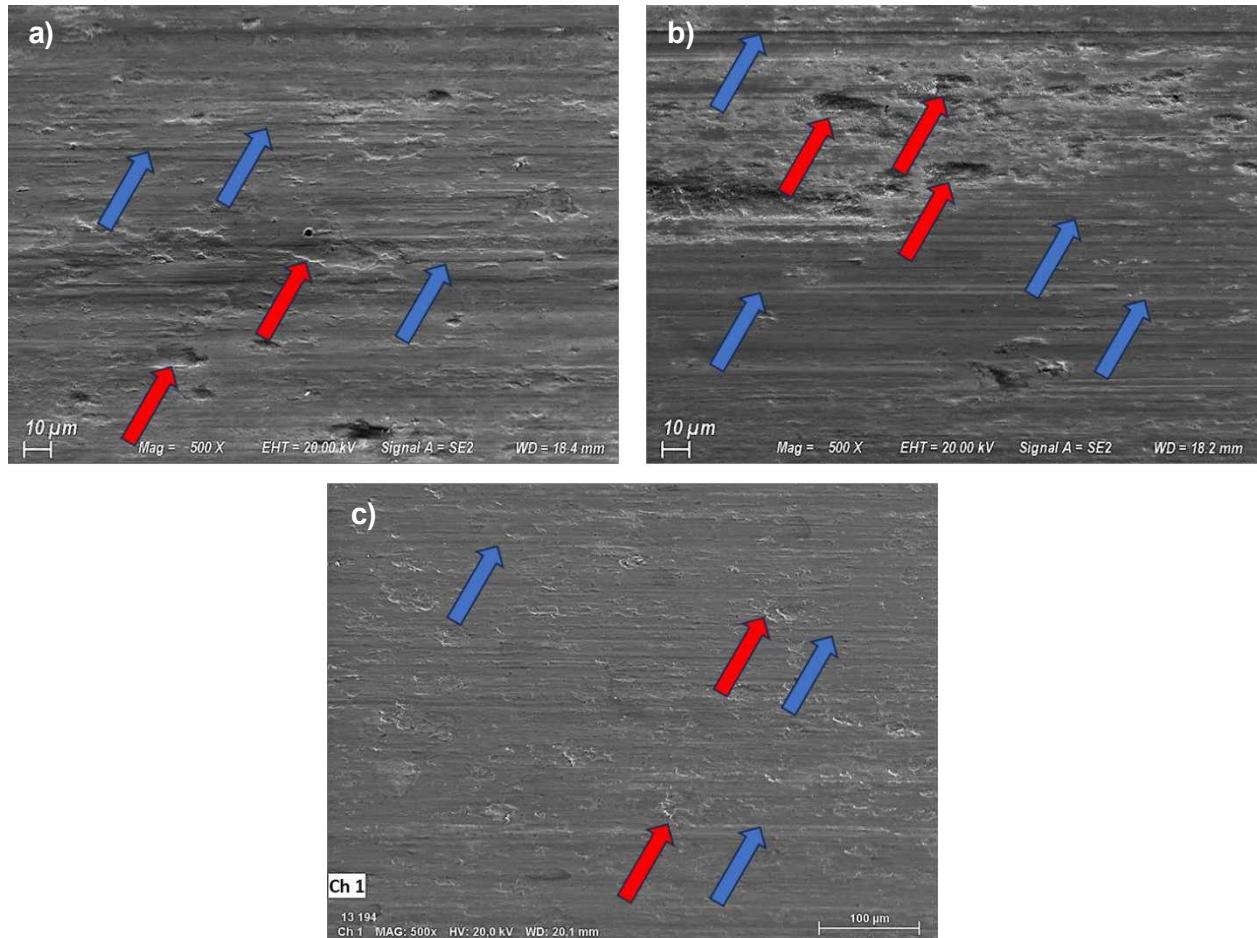


Figura 4.30 - Regiões lisas localizadas ao centro das marcas de desgaste dos aços HF-IMP geradas nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Neste caso, é possível perceber que não houve apenas a presença dos riscos, mas também de fadiga superficial na região central, evidenciada pelas crateras formadas. Isso pode justificar o fato desse material ter experimentado as maiores taxas de desgaste entre os avaliados neste trabalho. Devido ao fato dele ter sido o que apresentou o pior comportamento em volume desgastado, também foram feitas imagens por MEV nas bordas da superfície desgastada, as quais são apresentadas na Figura 4.31.

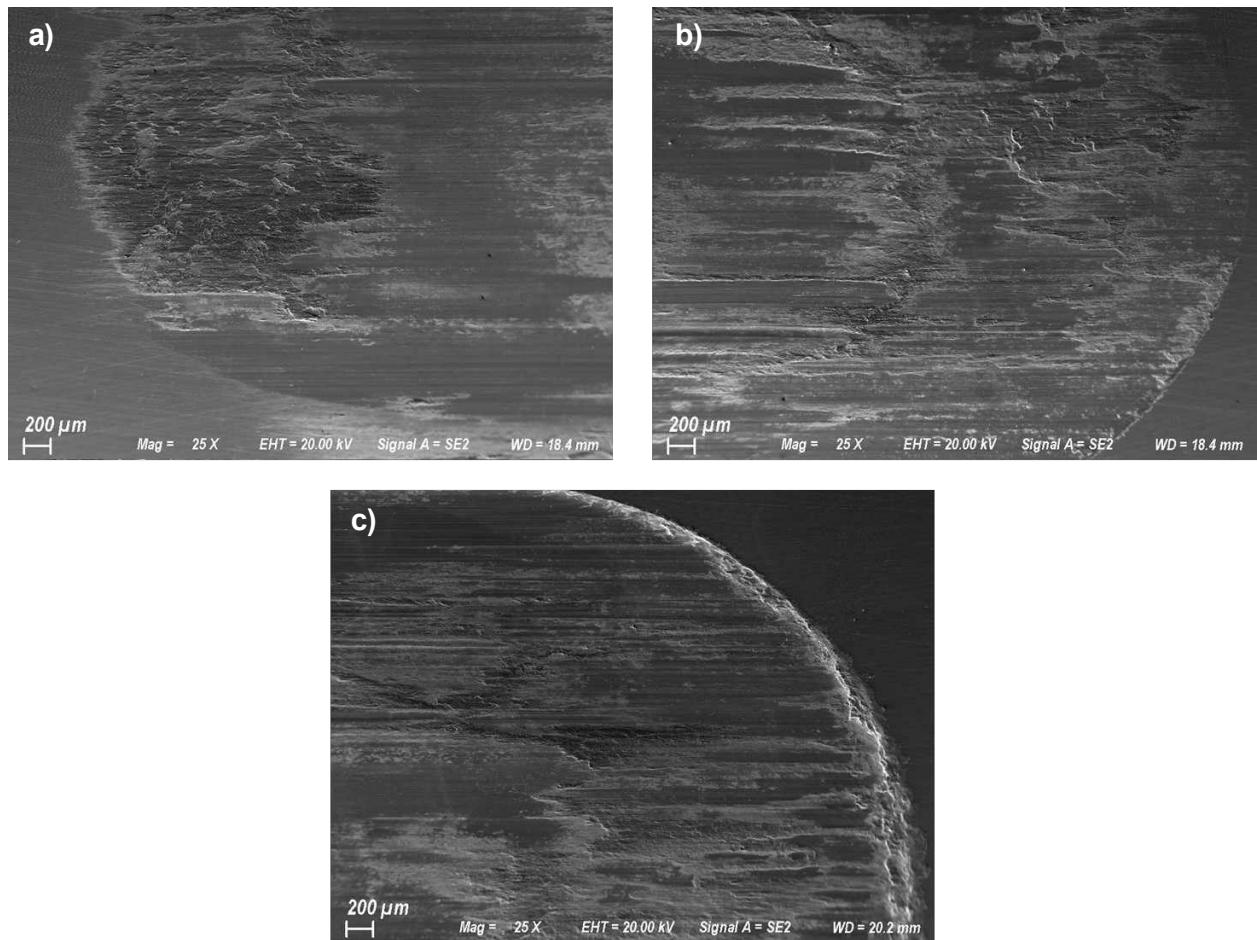


Figura 4.31 - Bordas das marcas de desgaste geradas nos ensaios com os aços HF-IMP conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Pela Figura 4.31 é possível perceber que a borda da superfície de desgaste teve seu formato mais bem definido com o aumento da força normal. Além disso, o aumento na pressão de contato promoveu um aumento na quantidade de superfícies oxidadas, sendo mais acumuladas nas bordas. Aliando o que foi analisado na região central na região de borda, conclui-se que, para esse material, a presença dos riscos é independente da região de análise.

4.3.1.3. Amostras do aço HF-NAC

Da mesma forma, como os aços HF-NS e HF-IMP, o HF-NAC também teve sua superfície de desgaste analisada via MEV. A região central é apresentada na Figura 4.32.

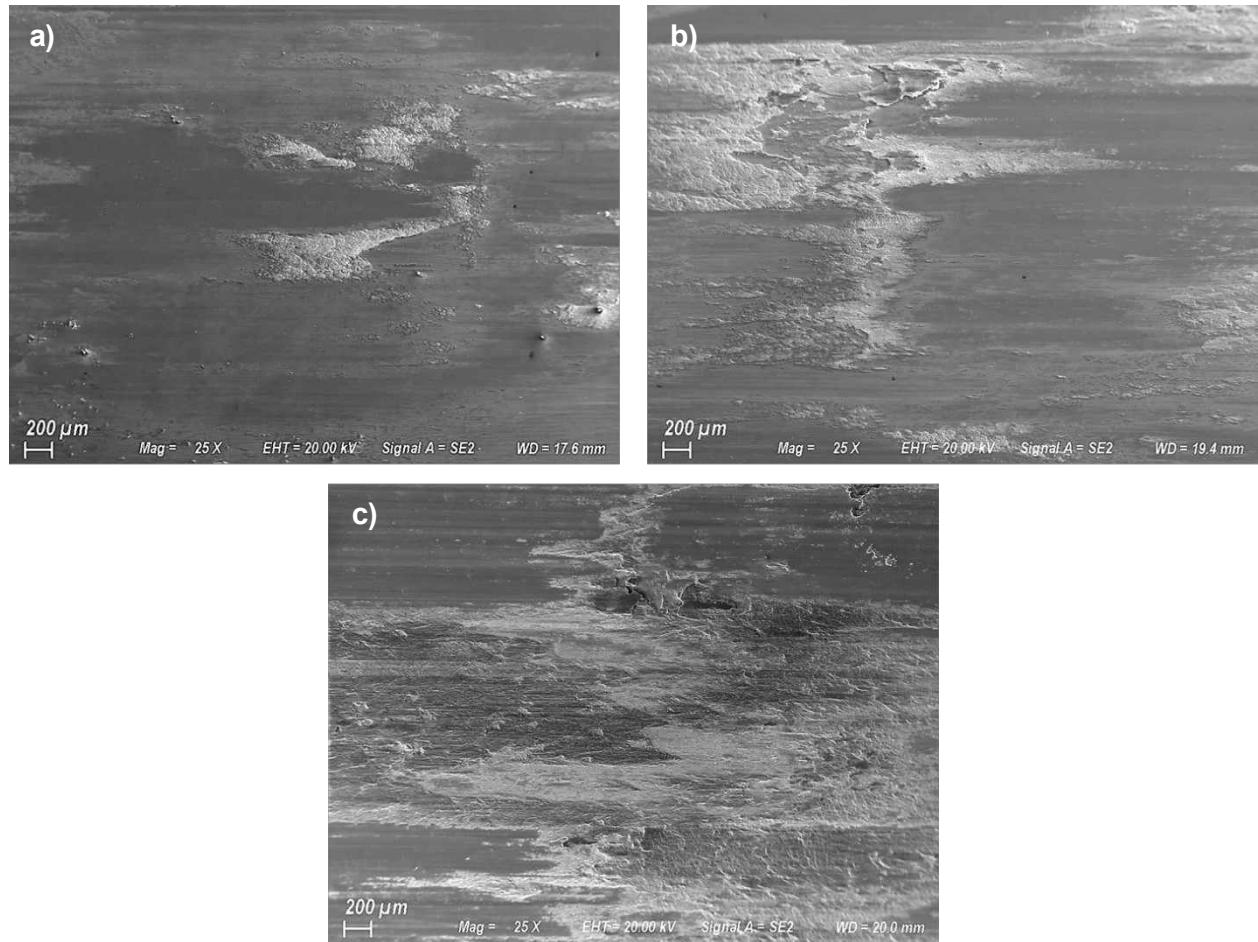


Figura 4.32 - Avaliação via MEV da região central das marcas de desgaste geradas no ensaio do material HF-NAC com uso de força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Assim como aconteceu no HF-IMP, é visto no material HF-NAC um aumento de área de superfícies deformadas com o aumento da força normal experimentada no ensaio. As superfícies mais deformadas foram avaliadas com uma maior ampliação e são apresentadas na Figura 4.33.

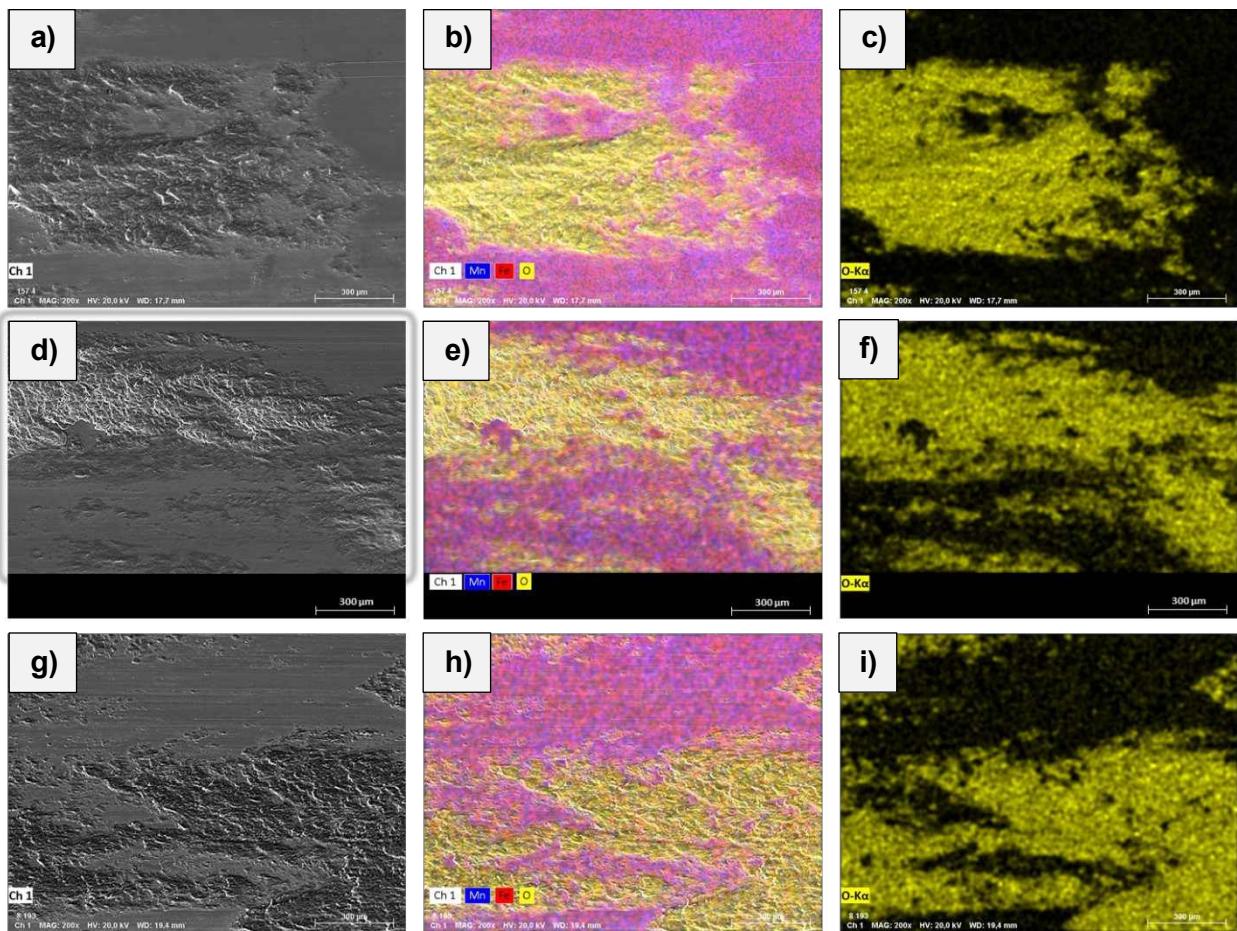


Figura 4.33 - Presença de óxido em regiões de delaminação do aço HF-NAC. Condição sob força normal de 90 N: a) imagem MEV, b) mapa de elementos via EDS e c) mapa de oxigênio. Condição sob força normal de 180 N: d) imagem MEV, e) mapa de elementos via EDS e f) mapa. Condição sob força normal de 380 N: g) imagem MEV, h) mapa de elementos via EDS e i) mapa de oxigênio.

Da mesma forma como ocorreu nos outros aços estudados, essas regiões mais deformadas são óxidos gerados pelo processo tribológico. As regiões lisas presentes na Figura 4.32 são apresentadas com maior ampliação na Figura 4.34 para melhor identificação dos mecanismos de desgaste.

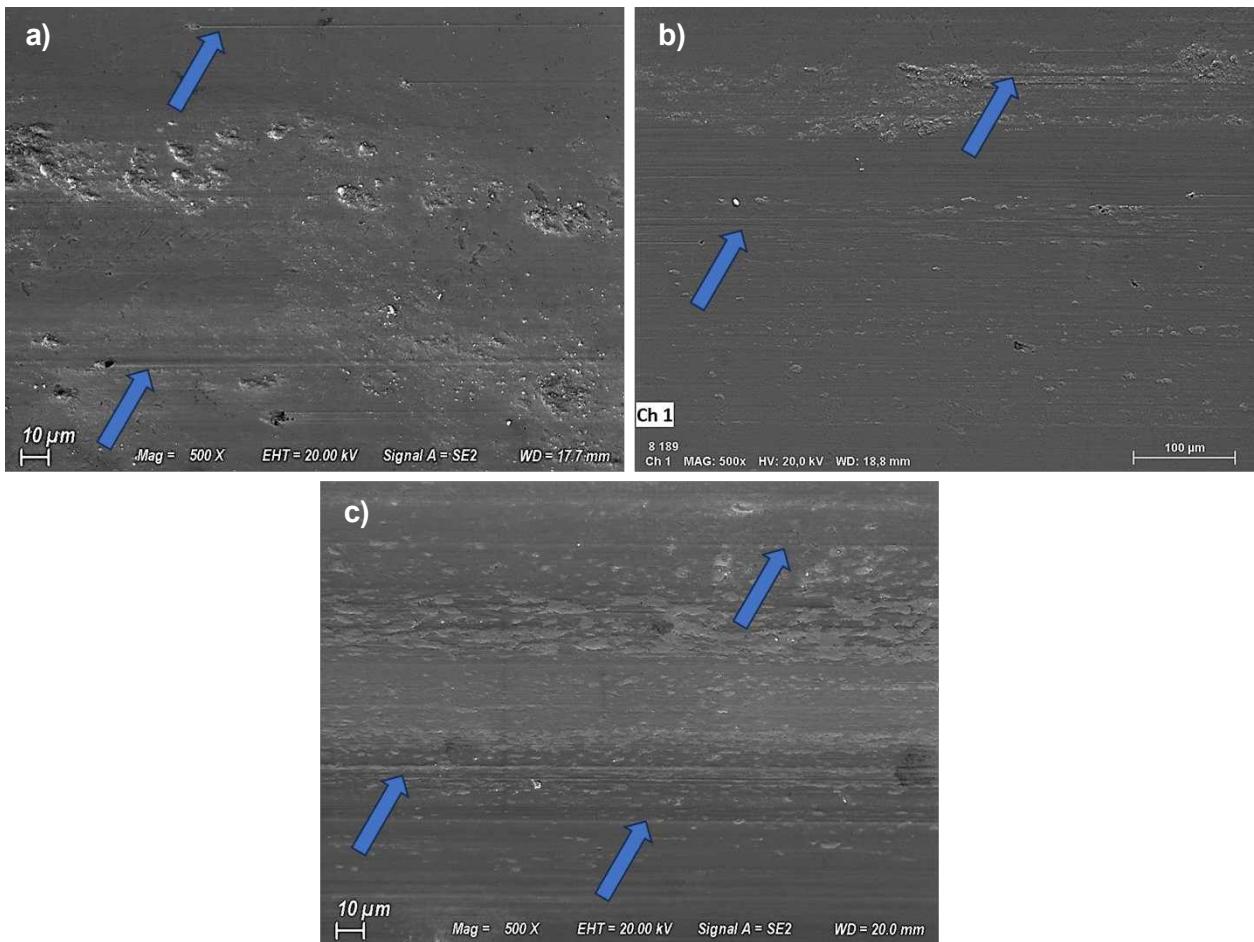


Figura 4.34 - Regiões lisas localizadas ao centro das marcas de desgaste dos aços HF-NAC geradas nos ensaios conduzidos com força normal de: a) 90 N, b) 180 N e c) 380 N.

Aqui é vista também a presença de riscos (setas azuis) indicando que os *debris* gerados no processo de desgaste foram arrastados devido ao movimento relativo. Há também a presença de pequenas parcelas de óxidos (regiões mais claras), os quais foram observados na Figura 4.33.

Ao comparar as regiões centrais mais afastadas dos eventos oxidativos, fica visível que o HF-NS não apresentou eventos de fadiga superficial (crateras), diferentemente do que foi observado nos outros materiais, sendo esse evento mais intenso no HF-IMP. A princípio, pode-se inferir que, apesar dos eventos de riscamento, o mais agressivo nesse estudo foi a fadiga superficial, sendo mais intensa nos casos em que o volume desgastado foi maior.

4.3.1.4. Comparação entre mecanismos de desgaste

Como forma de sintetizar os resultados de MEV, são apresentadas as imagens das regiões centrais das superfícies de todas as condições avaliadas, apresentadas na Figura 4.35.

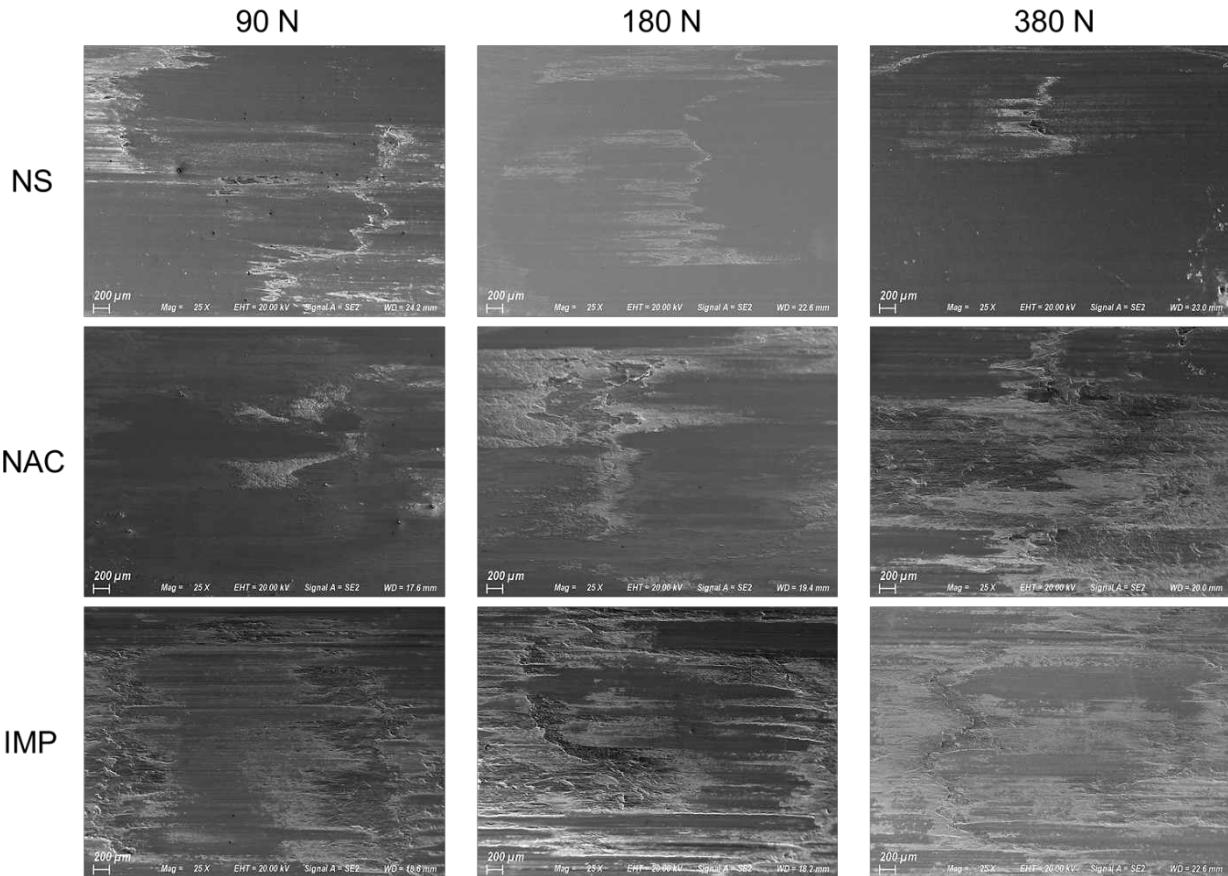


Figura 4.35 - Comparação entre as regiões centrais das superfícies desgastadas das amostras dos materiais estudados.

É notável a maior quantidade de superfícies oxidadas nos ensaios realizados com o HF-IMP. Um resultado semelhante foi encontrado por Feng et al. (2013), identificando uma maior formação de óxidos no material com grãos mais reduzidos. De acordo com os autores, durante o processo de desgaste, parte do oxigênio é adsorvida na superfície do material e, devido à disposição desordenada dos átomos em comparação com o interior dos grãos, há um acúmulo de energia e um aumento na concentração de defeitos nos contornos de grão. Como

consequência, a oxidação ocorre preferencialmente nessas regiões. Além disso, à medida que o tamanho do grão diminui, a proporção entre o número de contornos de grão na superfície desgastada e no volume total do material se eleva. Esse efeito intensifica a atividade superficial, favorecendo ainda mais a formação de óxidos. Com o avanço do processo de atrito e/ou o aumento da temperatura ambiente, esses óxidos se acumulam progressivamente e se consolidam, formando uma camada sobre a superfície desgastada.

Além disso, pode-se observar também uma maior intensidade de formação de superfícies oxidadas com o aumento da força normal nos ensaios com o HF-IMP e o HF-NAC. Esse comportamento, no entanto, não foi constatado para o HF-NS.

Segundo a literatura, o filme de óxidos formado na superfície atua positivamente na redução da taxa de desgaste por deslizamento, ao impedir o contato direto entre superfícies metálicas, o que seria significativamente mais agressivo (MEJÍA; BEDOLLA-JACUINDE; PABLO, 2013; TIKOTKAR, 2012; ZUM GAHR, 1987). No entanto, a ruptura e subsequente remoção desse tribofilme gera partículas abrasivas, resultando em um efeito oposto, com aumento expressivo da taxa de desgaste (FARREL; EYRE, 1970). Nesse contexto, o HF-IMP, por ter menor dureza e mais contornos de grão superficiais, favoreceu a formação de óxidos, no entanto, ofereceu menor sustentação mecânica para esse tribofilme (ZHANG et al., 2024). Como consequência, a camada formada é destacada com mais facilidade, tornando-se uma fonte de detritos (debris) abrasivos e, portanto, contribuindo para o aumento do desgaste do material.

4.3.2. Avaliação microestrutural após ensaios de desgaste

A partir do desgaste gerado pelo ensaio tribológico, foi constatado que houve deformações na superfície de contato entre corpo e contracorpo. Por conta disso, foram avaliadas as regiões na subsuperfície do desgaste, com o objetivo de entender se, devido à deformação gerada, houve a presença de algum mecanismo de aumento de resistência nos grãos da subsuperfície e, se sim, de qual tipo era.

Para isso, foram conduzidas avaliações microestruturais pela técnica de EBSD na seção longitudinal em uma região mais próxima da superfície do desgaste. A superfície da trilha de desgaste (localizada na região inferior) não apareceu nas imagens para que não fossem feitas medições equivocadas da quantificação de fases. As amostras ensaiadas com forças normais de 90 e 380 N foram avaliadas para todos os materiais.

Para o aço HF-NS, são apresentados os resultados do mapa de fases na Figura 4.36. Nela, é possível perceber a presença de linhas, reveladas pelo mapa de PQ (*Pattern Quality*), as quais indicam a presença de deslizamento de planos. Além disso, com o auxílio de uma maior ampliação (região indicada pelo quadrado roxo) são observadas regiões com coloração avermelhada (indicada como ferrita) no interior dos grãos da amostra ensaiada com 380 N, o que pode indicar a presença de transformação martensítica. Um desses casos foi avaliado com maior ampliação e é apresentado na Figura 4.37.

Para melhor compreensão se o aglomerado de pontos vermelhos seria martensita, foi feito o mapa de *Kernel Average Misorientation* (KAM) (Figura 4.38), o qual indica a densidade de discordâncias através da quantificação da curvatura da rede local (BREWER; FIELD; MERRIMAN, 2009; WROŃSKI et al., 2012; LIMA, 2022). Conforme visto na Figura 4.37, a região indicada pela possibilidade de transformação microestrutural também apresentou ser mais deformada pelo KAM (região indicada pela seta vermelha na Figura 4.38), sendo um indicativo da presença de martensita.

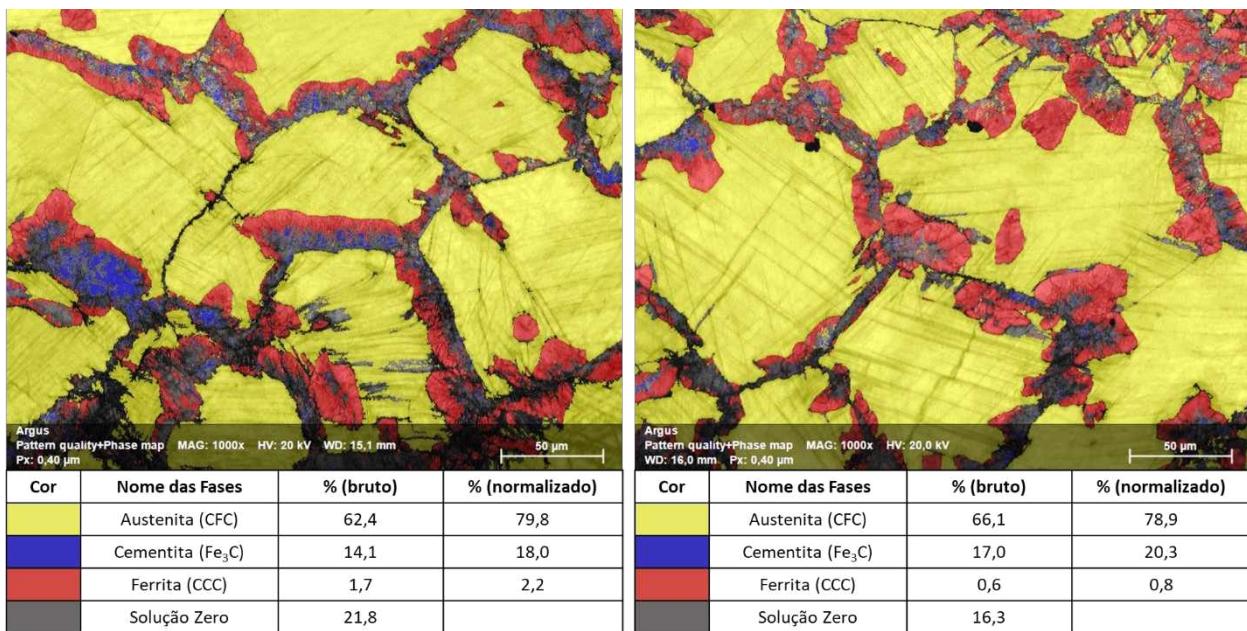


Figura 4.36 - Mapa de fases do HF-NS cortado na seção longitudinal à marca de desgaste, obtido via técnica de EBSD, após ensaio com força normal de 90 N (esquerda) e 380 N (direita).

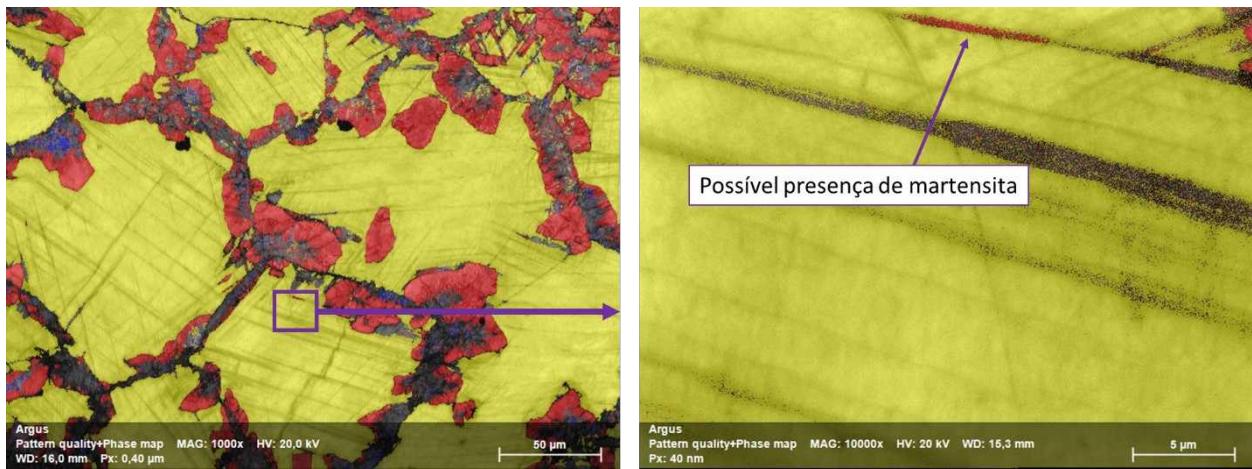


Figura 4.37 - Mapa de fases da amostra de HF-NS ensaiada com força normal de 380 N. À direita, imagem com maior ampliação.

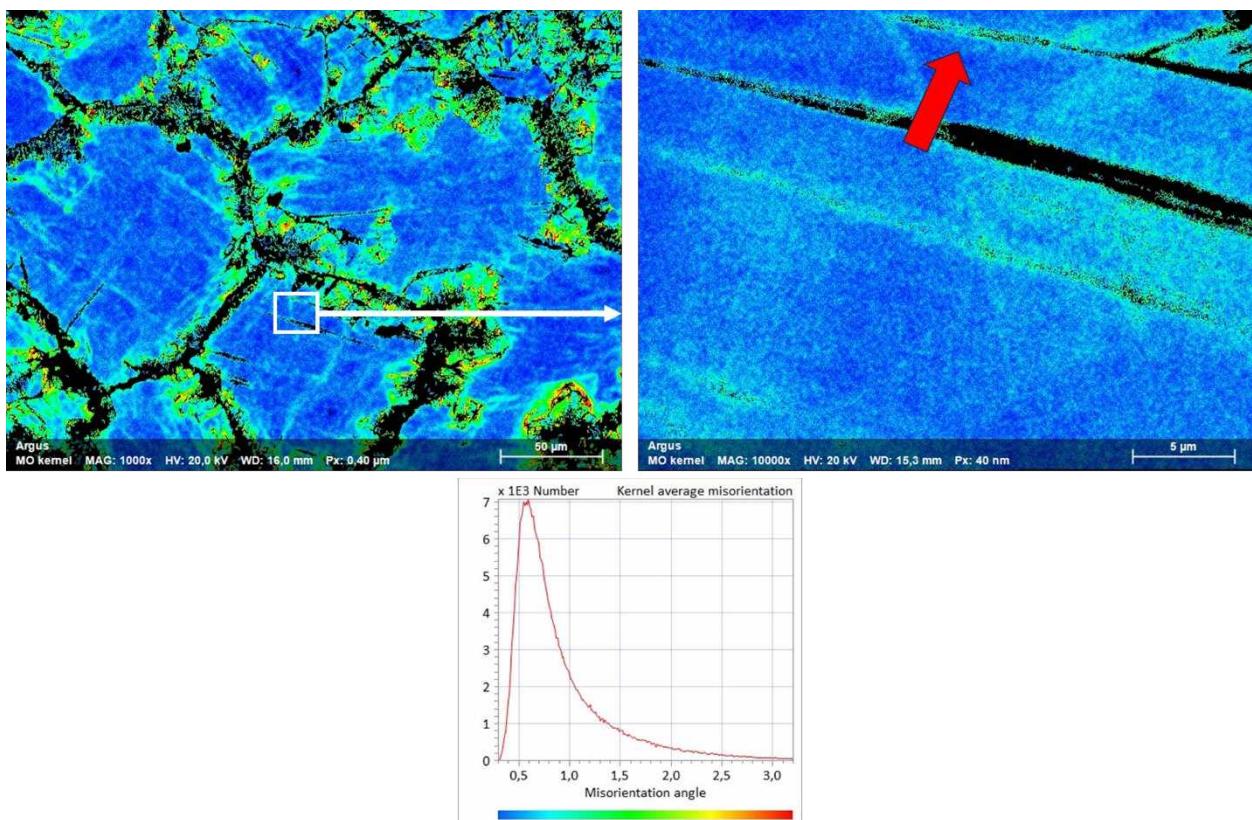


Figura 4.38 – Mapa de *Kernel Average Misorientation* da amostra de HF-NS ensaiada com força normal de 380 N. À direita, imagem com maior ampliação e, abaixo, histograma de misorientação.

Ainda, foi feita uma avaliação via EDS para uma melhor compreensão sobre as concentrações de carbono nos contornos e no interior dos grãos desse material. A imagem da microestrutura e o mapa de carbono são apresentados na Figura 4.39, na qual pode-se verificar uma maior concentração desse elemento nos contornos de grão. De acordo com o modelo de Schumann (1975), esse material não deveria apresentar alguma transformação martensítica visto as suas quantidades de carbono e manganês (ZUM GAHR, 1987). O carbono é um elemento gamagênico, ou seja, estabilizador da fase austenítica (ARDILA, 2013; CHIAVERINI, 2015). Como ele está mais ausente no interior do grão austenítico, ele diminui a sua estabilidade em temperatura ambiente. Assim como identificado por Harzallah (2010), o empobrecimento de carbono favorece a transformação martensítica em regiões descarbonetadas no aço Hadfield. Portanto, a perda de estabilidade da austenita devido ao empobrecimento de carbono e a detecção de ferrita na região identificada como deformada pelo KAM justificam a possibilidade de transformação martensítica.

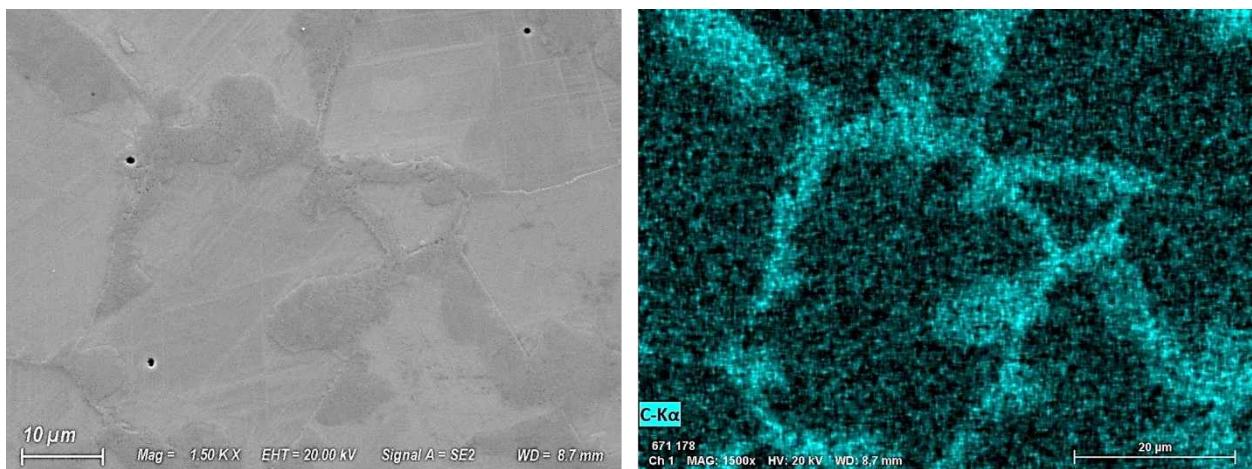


Figura 4.39 - À esquerda, imagem obtida por MEV da microestrutura do HF-NS em região central da amostra. À direita, mapa de carbono obtido por EDS na mesma região da imagem obtida por MEV.

Foi também extraído o mapa de polo inverso (IPFZ) pela técnica EBSD, apresentado na Figura 4.40. Nela, é possível perceber, na amostra experimentada com 380 N, a presença de maclas de deformação em grãos menores (setas pretas), evidenciadas pela mudança na orientação do grão. Aparentemente, o tamanho do grão tem influência nos mecanismos de

aumento de resistência mecânica, concentrando uma maior densidade deles nos grãos de menores dimensões que estão mais próximos da superfície deformada. Esse fato será melhor discutido nas análises dos outros materiais.

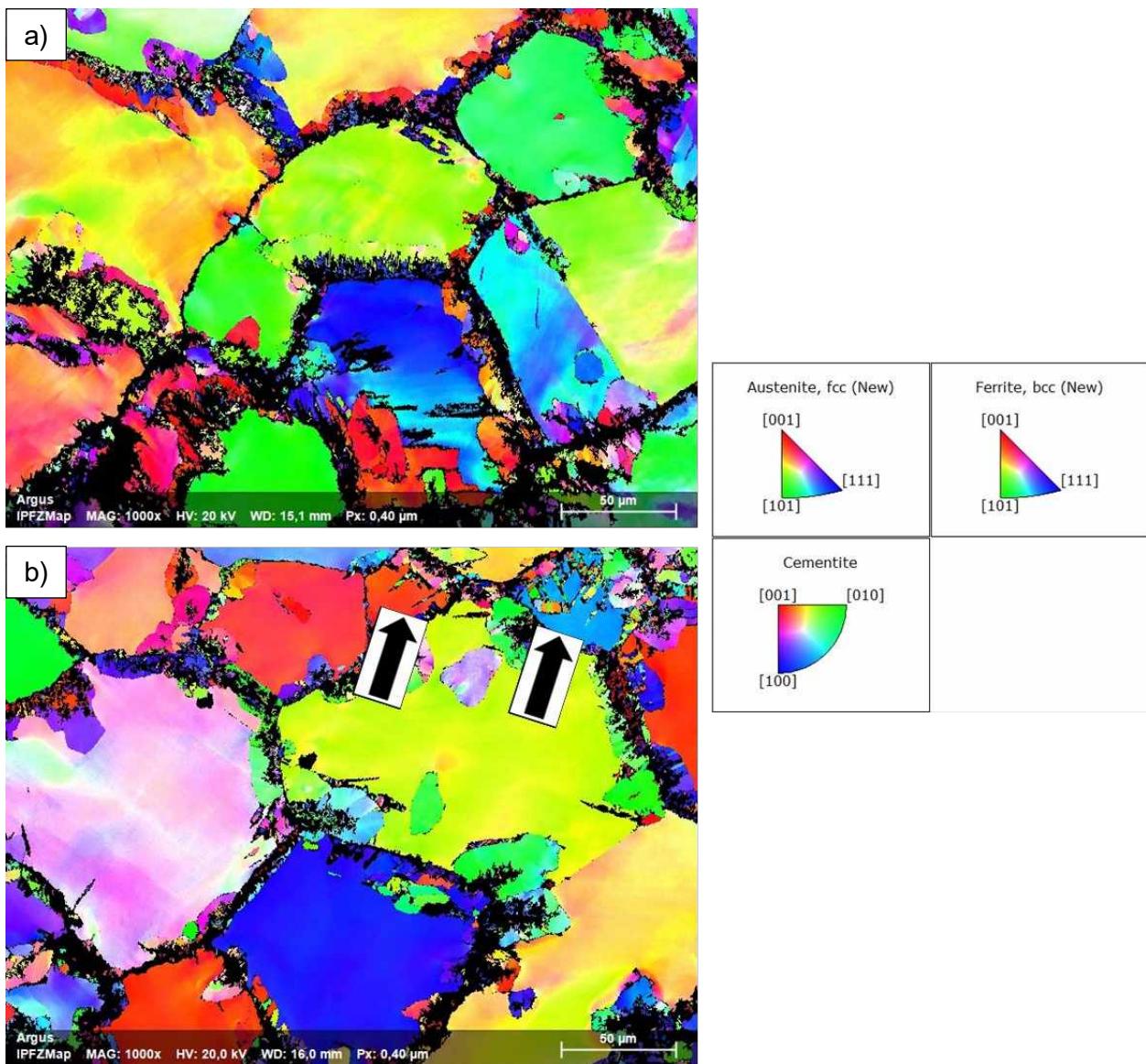


Figura 4.40 - Mapas de polo inverso obtidos para as amostras de HF-NS ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N. As setas pretas indicam a presença de maclas geradas por deformação.

Foram feitas análises do mapa de fases para o HF-IMP (Figura 4.41) ensaiado nas mesmas forças normais. Como esperado, a fase predominante é a austenita. Entretanto, não foi observada nenhuma transformação martensítica, como identificado no HF-NS. Nesse caso, o carbono se encontra distribuído por toda a matriz austenítica, permitindo sua estabilização em temperatura ambiente.

Além disso, foram feitas análises com maiores ampliações em uma região com maiores concentrações de solução zero na amostra experimentada com 380 N, sendo o seu mapa de fases e o mapa de polo inverso (IPFZ) apresentados na Figura 4.42.

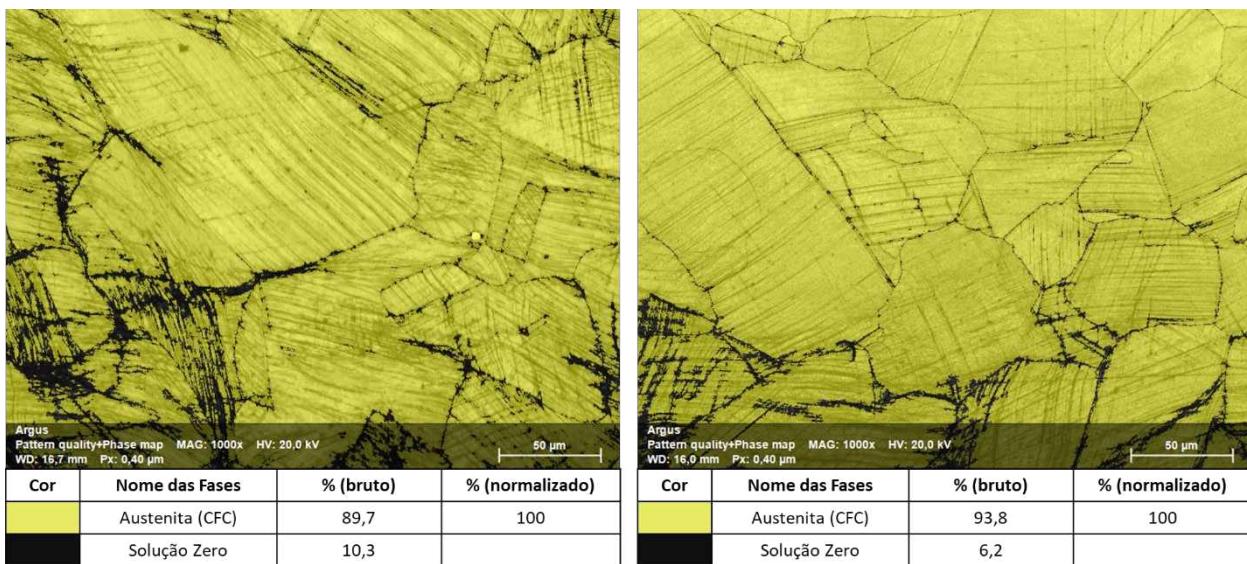


Figura 4.41 - Mapa de fases obtido via EBSD para as amostras de HF-IMP ensaiadas com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).

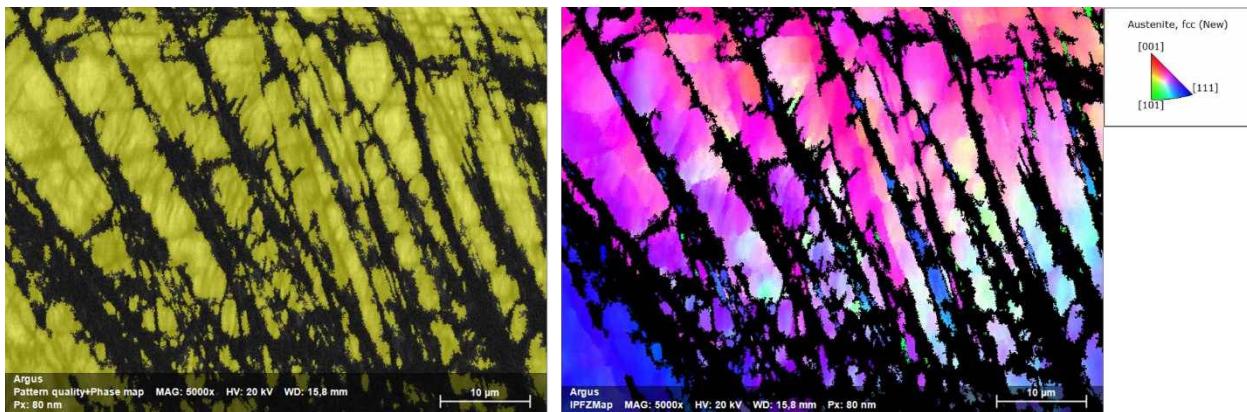


Figura 4.42 - Mapa de fases (esq.) e mapa de polo inverso (dir.) da amostra de HF-IMP ensaiada com força normal de 380 N.

Pelo mapa de fases presente na Figura 4.42 é possível perceber que não houve transformação martensítica nesse material, no entanto, pela análise do IPFZ, identifica-se a mudança de orientação cristalográfica (mudança na tonalidade das cores), indicando a presença de maclas de deformação, ocasionadas pela deformação gerada no ensaio de desgaste por deslizamento.

Foi também extraído pela técnica de EBSD o KAM para as duas condições analisadas (90 N e 380 N), presente na Figura 4.43, sendo possível notar uma maior concentração de deformação nos grãos menores, localizados mais próximos à superfície desgastada. É apresentado na Figura 4.44 o mapa de polo inverso das mesmas condições apresentadas.

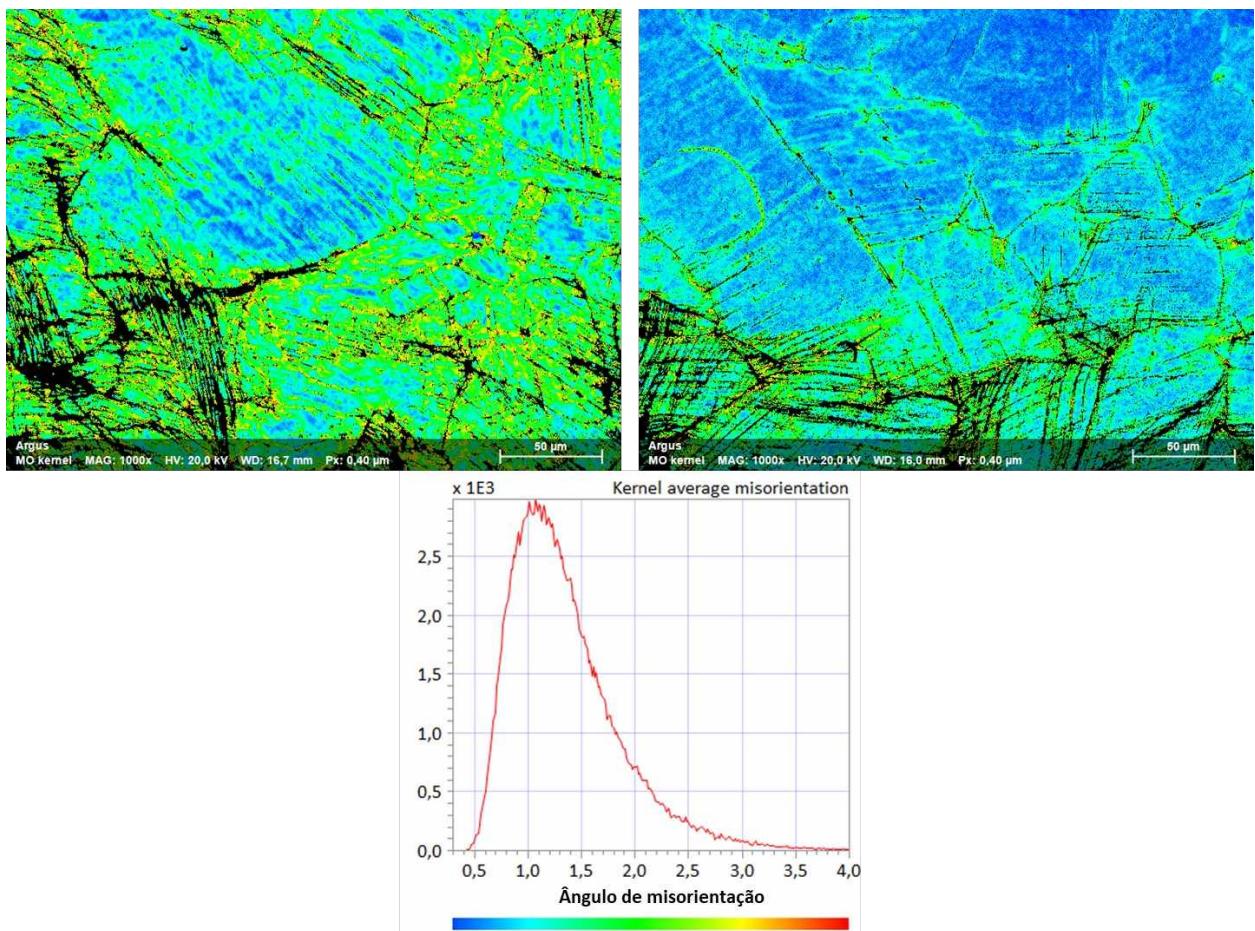


Figura 4.43 - Mapa de KAM obtido para as amostras de HF-IMP ensaiada com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).

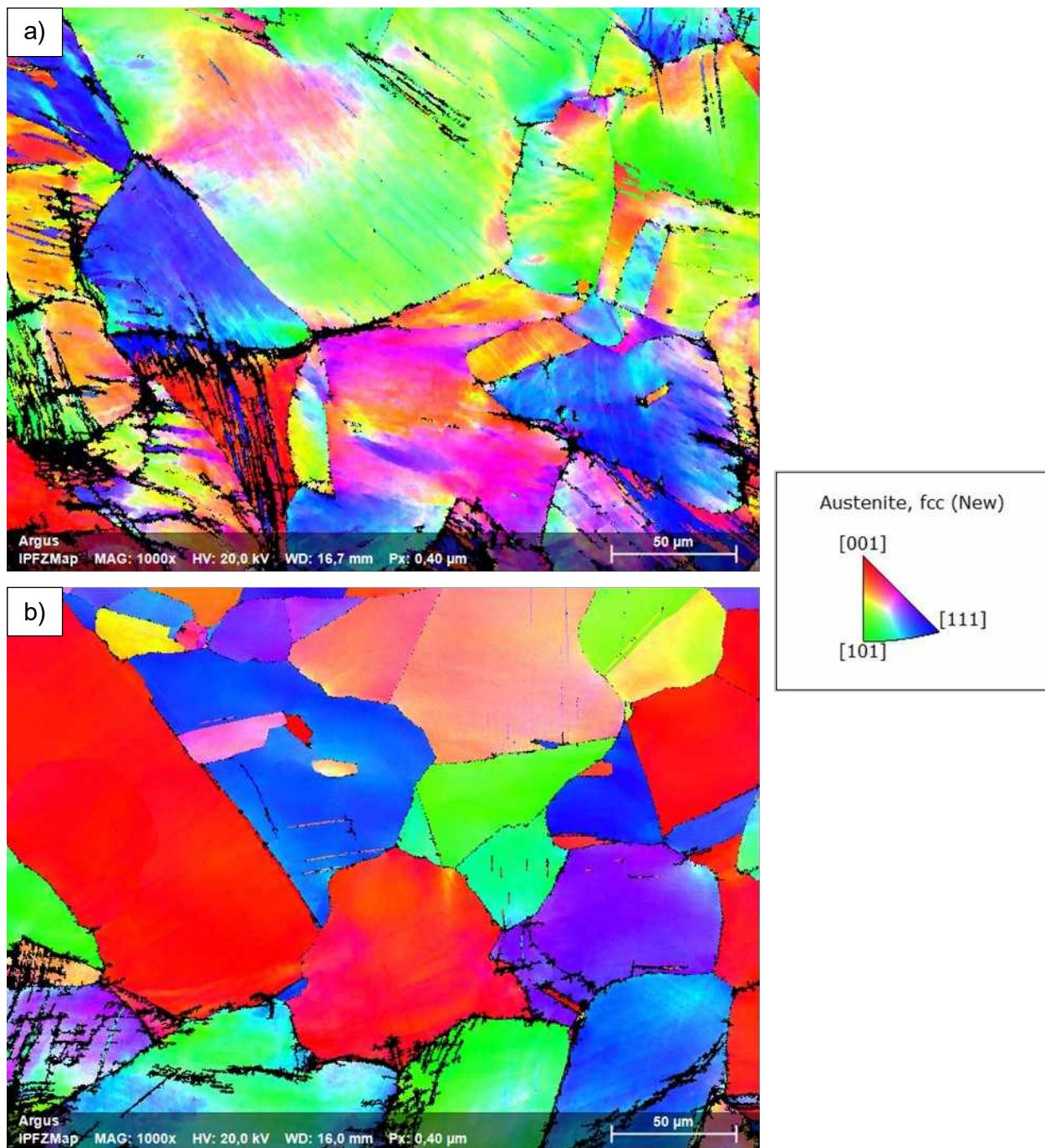


Figura 4.44 - Mapas de polo inverso (IPFZ) obtidos para as amostras de HF-IMP ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.

Pela Figura 4.44 também podem ser identificadas as maclas de deformação. Portanto, para o caso do HF-IMP, os mecanismos de aumento de resistência encontrados foram apenas o

deslizamento de planos, revelado pelo mapa PQ da Figura 4.41 e as maclas de deformação apresentadas nos mapas de polo inverso da Figura 4.42 e da Figura 4.44.

O mapa de fases junto ao mapa PQ obtidos para as condições extremas de força normal testadas no HF-NAC são apresentadas na Figura 4.45. Assim como visto para o HF-IMP, a única fase presente no HF-NAC é a austenita.

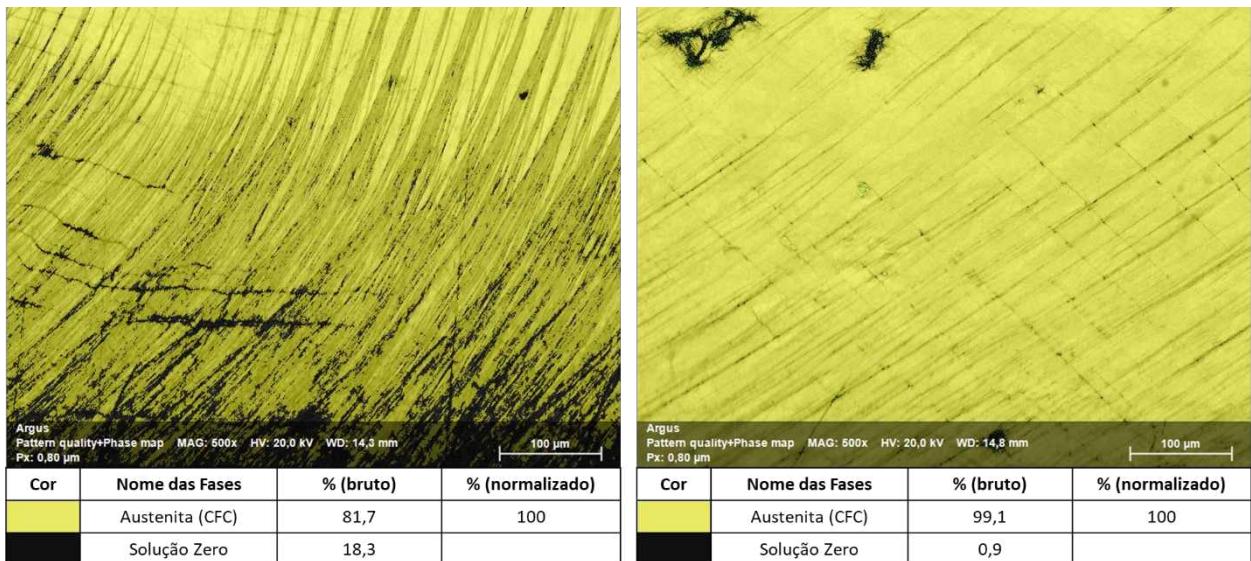


Figura 4.45 - Mapa de fases obtido via EBSD para as amostras de HF-NAC, ensaiadas com forças normais de 90 N (esq.) e 380 N (dir.).

Em especial para a região capturada da amostra experimentada com força normal de 90 N, são visualizadas linhas curvas de espessura considerável, reveladas pelo mapa de PQ, as quais não foram observadas na amostra experimentada com 380 N. Algo semelhante foi reportado por Lychagin et al. (2020) na avaliação do aço Hadfield monocristal. Devido às dúvidas geradas quanto à influência da preparação cristalográfica nos resultados de EBSD, especialmente para o HF-NAC foram feitas análises por microscopia óptica com as amostras atacadas quimicamente. Nesse caso, foram capturadas imagens para todas as forças normais ensaiadas e as microestruturas obtidas são apresentadas na Figura 4.46. Essas imagens foram obtidas logo abaixo da superfície de desgaste, a qual está localizada na região superior das imagens.

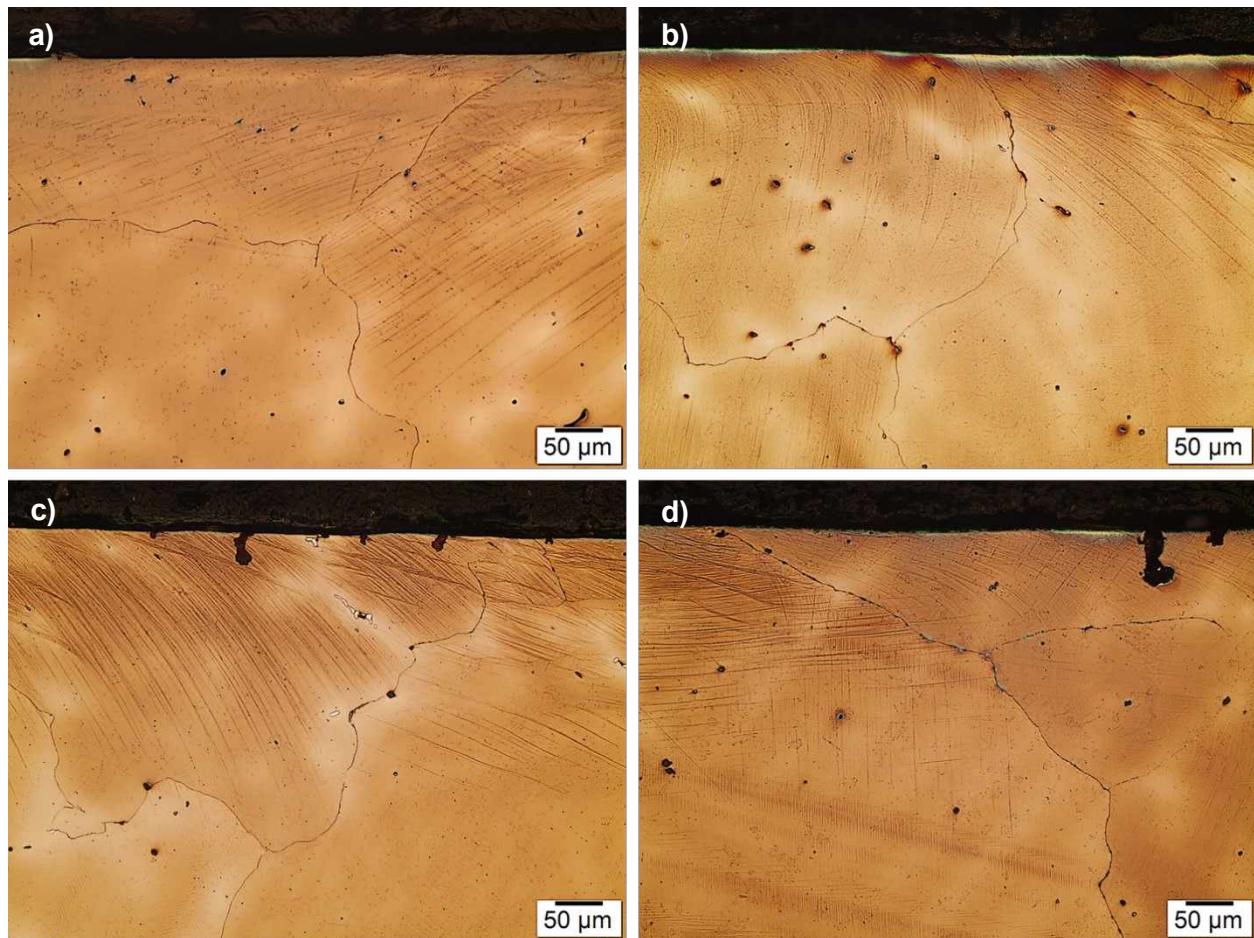


Figura 4.46 - Microestruturas do HF-NAC obtidas abaixo da superfície de desgaste nas condições de ensaio com força normal de: a) 90 N; b) 150 N; c) 180 N e d) 380 N.

Ao avaliar a Figura 4.46 é possível ver que as linhas geradas pela deformação, mesmo sendo curvas (vistas claramente na Figura 4.46c) não são decorrentes de preparação metalográfica, uma vez que elas não se prolongam a partir dos contornos de grão. Além disso, não foi possível estabelecer uma correlação entre a profundidade de deformação microestrutural e a força normal aplicada.

Portanto, para avaliação dos eventos revelados pelo mapa PQ da Figura 4.45, foram feitos mapas de polo inverso (IPFZ) para avaliação de mudanças na orientação cristalográfica, os quais são apresentados na Figura 4.47.

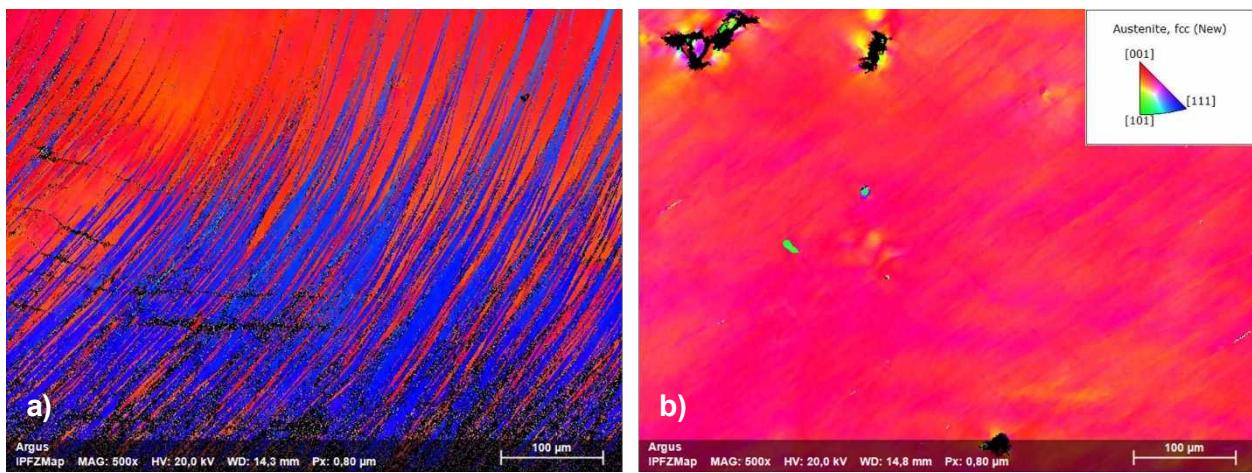


Figura 4.47 - Mapas de polo inverso obtidos para as amostras de HF-NAC ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.

Devido à mudança na direção cristalográfica apresentada pelo IPFZ do HF-NAC experimentado com força normal de 90 N (Figura 4.47a), é possível afirmar que há a presença de maclas de deformação, as quais não foram vistas na amostra experimentada com 380 N. No entanto, não é possível inferir alguma dependência dos mecanismos de aumento de resistência com a força normal aplicada, uma vez que não há dados estatísticos suficientes para esse estudo.

Ainda, no mapa de polo inverso do HF-NAC ensaiado com 380 N (Figura 4.47b), é vista a presença de inclusões. No entanto, elas não geraram deformações microestruturais relevantes para a aplicação estudada. No caso dessa amostra, as linhas apresentadas no mapa de PQ (Figura 4.45) são evidência da presença do mecanismo de deslizamento de planos cristalográficos.

O KAM para as mesmas amostras é apresentado na Figura 4.48. Nesse caso não é possível correlacionar as deformações com o tamanho do grão, visto que os grãos desse material são maiores que a ampliação estudada. Também, é vista uma maior concentração de deformações nas regiões próximas às inclusões, porém não causaram mudanças microestruturais relevantes. Também, na região mais próxima da superfície de desgaste, no caso da amostra experimentada com 90 N, são notadas maiores deformações, indicando que a macla é realmente uma consequência da deformação gerada pelo desgaste.

Assim como foi identificado no HF-IMP, no HF-NAC os mecanismos de aumento de resistência identificados foram apenas o deslizamento de planos cristalográficos e as maclas de deformação, não sendo visualizada nenhuma martensita, corroborando com o estudo de Schumann (1975).

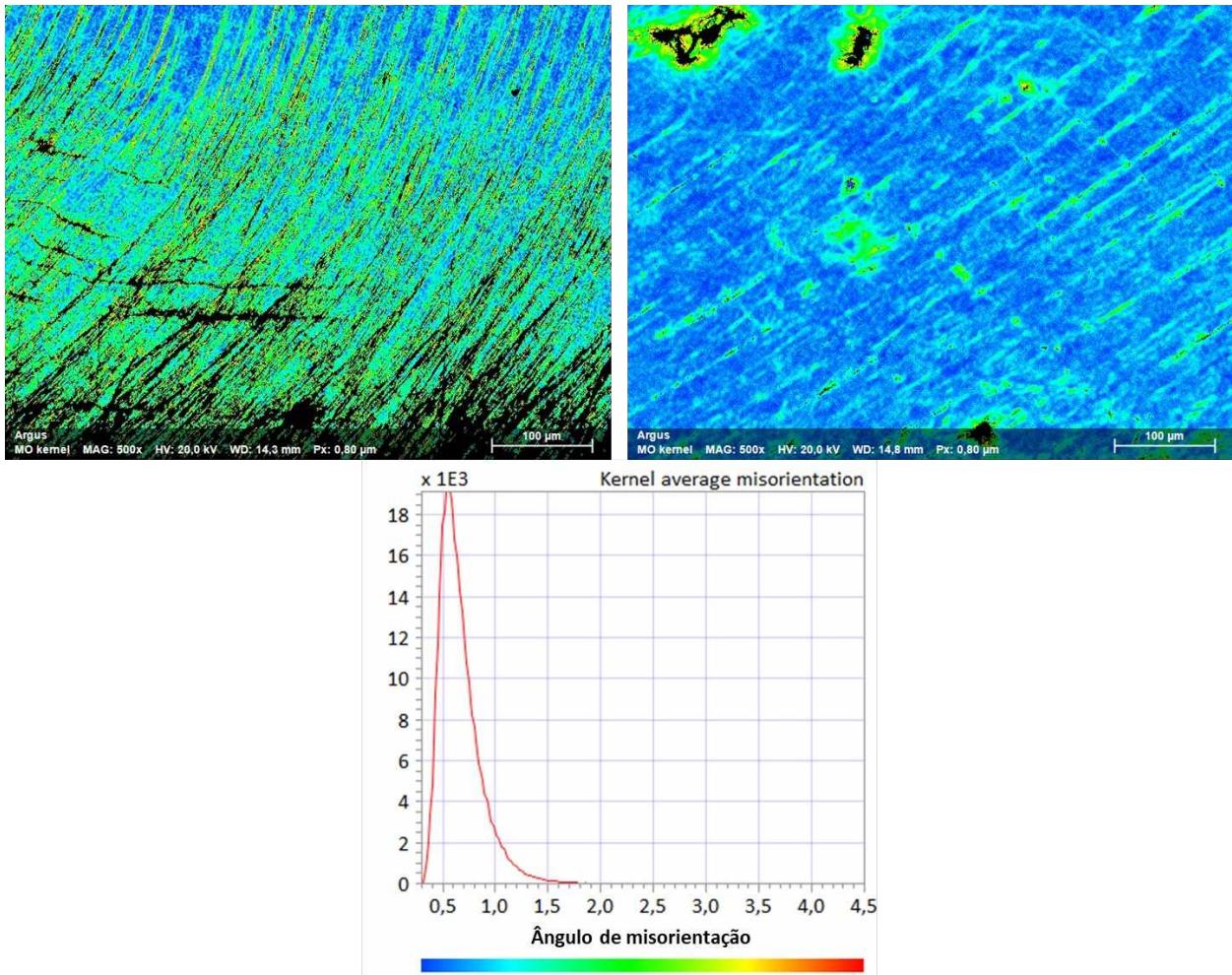


Figura 4.48 - Mapa de KAM obtido para as amostras de HF-NAC, ensaiadas com forças normais de: a) 90 N e b) 380 N.

Algumas orientações cristalográficas são mais susceptíveis ao desgaste, à deformação e à resistência ao movimento quando comparadas a outras (LYCHAGIN et al., 2018, 2020). Um ponto interessante que precisa ser ressaltado sobre o HF-NAC é que, como os seus grãos são maiores, a resposta do material se torna mais sensível à orientação cristalográfica. As diferentes

susceptibilidades à deformação cristalográfica podem ter servido não somente para influenciar o desempenho na geração dos mecanismos de aumento de resistência, mas também na resistência à fadiga superficial. Apesar dessas considerações, no entanto, não foi possível ser avaliada a possibilidade de haver anisotropia ou alguma texturização cristalográfica. A menor ampliação do equipamento de EBSD não foi suficiente para fazer uma análise representativa do material.

Diante do que foi apresentado, pela avaliação de volume desgastado, coeficiente de atrito, avaliação da superfície e da subsuperfície de desgaste, conclui-se que o HF-NS foi o material que apresentou o melhor comportamento tribológico. Sua maior dureza aliada à possibilidade de transformação martensítica foram responsáveis pelos menores valores de perda de material e coeficiente de atrito, fornecendo também um melhor suporte para o tribofilme de óxidos gerado. Devido ao material não ter passado por um tratamento térmico de solubilização, o qual aumentaria os custos de sua produção, ele oferece uma solução também economicamente viável para a sua utilização em componentes estruturais de vagões ferroviários, assim como os estudados neste trabalho.

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES

Neste trabalho foi avaliado o desempenho de três aço-manganês austeníticos em ensaios de desgaste por deslizamento do tipo pino sobre plano com movimento alternado (*reciprocating*). Para tal, esses materiais foram submetidos a quatro forças normais, a saber: 90 N, 150 N, 180 N e 380 N. A partir dos resultados obtidos, podem-se citar as seguintes conclusões:

- a. Foi possível replicar os mecanismos de desgaste das amostras *post mortem* sendo os principais deles: a delaminação, gerada por fadiga superficial, e o riscamento, gerado pela degradação da tribocamada;
- b. Para a faixa de pressões de contato avaliadas, o volume desgastado foi diretamente proporcional à força normal aplicada. No entanto, para o coeficiente de atrito, a força normal não afetou o seu resultado para o HF-IMP e o HF-NAC;
- c. O HF-NS, material na condição não solubilizada, apresentou os melhores resultados, apresentando os menores valores de volume perdido e coeficiente de atrito. A ausência da etapa de solubilização para esse material foi benéfica para a aplicação avaliada, visto que ela reduz custo e tempo de produção, proporcionando um desempenho tribológico superior em comparação aos outros materiais testados;
- d. O HF-NAC mostrou os piores valores de coeficiente de atrito. Sugere-se que seja devido ao efeito conjugado dos seus grãos serem maiores e pela presença de inclusões de sílica na matriz austenítica, as quais podem atuar como partículas abrasivas;
- e. O HF-IMP apresentou na superfície de desgaste uma maior quantidade de óxidos em todas as condições testadas. Esse fato se deu devido à sua maior quantidade de contornos de grão próximos à superfície, que são caminhos preferenciais para a formação de óxidos. Sugere-se que, devido à sua dureza, a sustentação do tribofilme foi pior,

destacando parcelas da camada de óxidos e gerando *debris*, o que aumenta o seu desgaste, justificando a sua maior perda de volume.

- f. Foram identificados, em todos os materiais testados, dois mecanismos de aumento de resistência mecânica gerados pelo ensaio tribológico: o deslizamento de planos cristalinos e as maclas geradas por deformação. Porém, o HF-NS foi o único a indicar a presença de martensita, justificada pela redução no teor de carbono no interior dos grãos, afetando a estabilidade da austenita;
- g. Os grãos localizados mais próximos à região do desgaste foram os que apresentaram uma maior intensidade na presença dos mecanismos de aumento de resistência, principalmente nos grãos menores.

CAPÍTULO VI

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- a) Realizar medições de perfis de microdureza abaixo da superfície de desgaste para avaliar a profundidade da deformação plástica;
- b) Avaliar pela técnica de *focused ion beam* (FIB) a subsuperfície do desgaste para obter dados estatisticamente relevantes para novas análises;
- c) Fazer ensaios de impacto Charpy nos aços estudados para avaliar as transformações microestruturais obtidas no rompimento do material (condição crítica);
- d) Realizar ensaios com outras forças normais aplicadas, para verificar a dependência das alterações microestruturais com a deformação superficial.

CAPÍTULO VII

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Welding Handbook: Metals and Their Weldability**, v. 4, 2007.

ANDRADE, T. C. **Estudo e desenvolvimento de método de seleção de variantes cristalográficas na transformação de aços com elevado teor de manganês**. 2020. Tese (Doutorado) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2020.

ARCHARD, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces. **Journal of Applied Physics**, v. 24, n. 8, p. 981–988, 1953.

<https://doi.org/10.1063/1.1721448>

ARCHARD, J. F.; HIRST, W. The wear of metals under unlubricated conditions. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 236, n. 1206, p. 397–410, 1956.

<https://doi.org/10.1098/rspa.1956.0144>

ASM HANDBOOK COMMITTEE. **Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. 10. ed. United States of America: ASM International, 1990. v. 1.

<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v01.9781627081610>

ASM INTERNATIONAL. Fe (Iron) Binary Alloy Phase Diagrams. *Em:* OKAMOTO, H.; SCHLESINGER, M. E.; MUELLER, E. M. (org.). **Alloy Phase Diagrams**. United States of America: ASM International, 2016. p. 340–361.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v03.a0006162>

ASTM A128/A128M-19. Standard Specification for Steel Castings, Austenitic Manganese. **American Society for Testing and Materials**, 2019. Disponível em: www.astm.org.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v03.a0006162>

ASTM E3-11. Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. **American Society for Testing and Materials**, 2017. Disponível em: www.astm.org.
<https://doi.org/10.1520/E0003-11R17>

ASTM E92-23. Standard Test Methods for Vickers Hardness and Knoop Hardness of Metallic Materials. **American Society for Testing and Materials**, 2023. Disponível em: <http://www.ansi.org>.
<https://doi.org/10.1520/E0092-23>

ASTM E384-22. Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials. **American Society for Testing and Materials**, 2022. Disponível em: www.astm.org.
<https://doi.org/10.1520/E0384-22>

ASTM E407-07. Standard Practice for Microetching Metals and Alloys. **American Society for Testing and Materials**, 2007. Disponível em: www.astm.org.
<https://doi.org/10.1520/E0407-07>

BOUAZIZ, O.; ALLAIN, S.; SCOTT, C. P.; CUGY, P.; BARBIER, D. High manganese austenitic twinning induced plasticity steels: A review of the microstructure properties relationships. **Current Opinion in Solid State and Materials Science**, v. 15, n. 4, p. 141–168, 2011.
<https://doi.org/10.1016/j.cossms.2011.04.002>

BREWER, L. N.; FIELD, D. P.; MERRIMAN, C. C. Mapping and Assessing Plastic Deformation Using EBSD. *Em: SCHWARTZ, A. J.; KUMAR, M.; ADAMS, B. L.; FIELD, D. P.* **Electron Backscatter Diffraction in Materials Science**. Boston, MA: Springer US, 2009. p. 251–262.
https://doi.org/10.1007/978-0-387-88136-2_18

CAI, Z.; WANG, S.; ZHOU, Y.; DONG, J.; YU, C.; MA, L. The synergistic effect of grain refinement and precipitation strengthening on mechanical properties and dry sliding wear behavior of medium manganese steels. **Tribology International**, v. 179, 2023.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2022.108158>

CHEN, C.; LV, B.; MA, H.; SUN, D.; ZHANG, F. Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel. **Tribology International**, v. 121, p. 389–399, 2018.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2018.01.044>

CHIAVERINI, V. **Aços e ferro fundidos**. 7. ed. São Paulo: ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2015.

DAFÉ, S. S. F.; SICUPIRA, F. L.; MATOS, F. C. S.; CRUZ, N. S.; MOREIRA, D. R.; SANTOS, D. B. Effect of cooling rate on (ϵ , α') martensite formation in twinning/transformation-induced plasticity Fe-17Mn-0.06C steel. **Materials Research**, v. 16, n. 6, p. 1229–1236, 2013.
<https://doi.org/10.1590/S1516-14392013005000129>

DE COOMAN, B. C.; CHIN, K.; KIM, J. High Mn TWIP Steels for Automotive Applications. *Em: New Trends and Developments in Automotive System Engineering*. InTech, 2011.
<https://doi.org/10.5772/14086>

DOEPKEN, H. C. Tensile Properties of Wrought Austenitic Manganese Steel in the Temperature Range from +100° to –196°C. **JOM**, v. 4, n. 2, p. 166–170, 1952.
<https://doi.org/10.1007/BF03397666>

FARREL, R. M.; EYRE, T. S. The relationship between load and sliding distance in the initiation of mild wear in steels. **Wear**, v. 15, p. 359–372, 1970.
[https://doi.org/10.1016/0043-1648\(70\)90180-8](https://doi.org/10.1016/0043-1648(70)90180-8)

FENG, X. Y.; ZHANG, F. C.; YANG, Z. N.; ZHANG, M. Wear behaviour of nanocrystallised Hadfield steel. **Wear**, v. 305, n. 1–2, p. 299–304, 2013.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.11.038>

FIGUEIREDO, R. B.; KAWASAKI, M.; LANGDON, T. G. Seventy years of Hall-Petch, ninety years of superplasticity and a generalized approach to the effect of grain size on flow stress. **Progress in Materials Science**, v. 137, p. 101131, 2023.
<https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2023.101131>

GAZETA DO POVO. **Trem mais rápido do país tem velocidade média de 27 km/h**. 2018. Disponível em: <https://www.gazetadopovo.com.br/politica/republica/trem-mais-rapido-do-pais-tem-velocidade-media-de-27-kmh-6niysd2pglxg7240cpz47uhm3/>. Acesso em: 1 jun. 2022.

GRÄSSEL, O.; FROMMEYER, G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe–Mn–Si–Al steels. **Materials Science and Technology**, v. 14, n. 12, p. 1213–1217, 1998.
<https://doi.org/10.1179/mst.1998.14.12.1213>

HAMADA, A. S.; SAHU, P.; GHOSH CHOWDHURY, S.; KARJALAINEN, L. P.; LEVOSKA, J.; OITTINEN, T. Kinetics of the $\gamma \rightarrow \epsilon$ Martensitic Transformation in Fine-Grained Fe-26Mn-0.14C Austenitic Steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 39, n. 2, p. 462–465, 2008.
<https://doi.org/10.1007/s11661-007-9424-y>

HARZALLAH, R. **Étude du comportement mécanique et tribologique des aciers austénitiques au manganèse: application aux coeurs de voies ferroviaires**. 2010. Thèse (Doctorat) - École Nationale Supérieure des Mines de Paris - ParisTech, Paris, 2010. Disponível em: <https://pastel.hal.science/pastel-00539563>.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology - Friction and Wear of Engineering Materials**. 1. ed. London: Arnold, Hodder Headline Group, 1992.

JUSTO, D. A. R.; SAUTER, E.; DE AZEVEDO, F. S.; GUIDI, L. F.; KONZEN, P. H. de A. **Cálculo Numérico - Um Livro Colaborativo - Versão Python**. Disponível em: <https://github.com/reamat/CalculoNumerico>.

KIM, H. S.; PARK, S. H. Significant dislocation strengthening of stainless steel 316L via co-directed energy deposition of silica. **Materials Science and Engineering: A**, v. 891, 2024.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145948>

KUYUCAK, S.; ZAVADIL, R.; GERTSMAN, V. Heat-treatment Processing of Austenitic Manganese Steels. *Em: 2004, Anais [...]*.
<https://doi.org/10.31399/asm.hb.v09.a0003768>

LAGE CASTRO, W.; PENAGOS, J. I.; TRESSIA, G. Tribological study of fourth-stage crusher coatings applied in an iron ore processing plant. **Tribology International**, v. 190, 2023.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2023.109021>

LIMA, P. H. P. **Evolução da textura cristalográfica de aços perlíticos submetidos à deformação e tratamentos térmicos distintos**. 2022. Dissertação (Mestrado) - Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2022. Disponível em: <https://repositorio.ufc.br/handle/riufc/66076>. Acesso em: 20 jun. 2024.

LIN, F.; LIU, T.; LIU, L.; JIN, M.; ZHU, H. Relationship among grain morphology, texture and sliding wear resistance of ZrB₂/316L SS composites processed by SLM. **Materials Letters**, v. 355, 2024.
<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2023.135444>

LINDROOS, M.; APOSTOL, M.; HEINO, V.; VALTONEN, K.; LAUKKANEN, A.; HOLMBERG, K.; KUOKKALA, V. T. The deformation, strain hardening, and wear behavior of chromium-alloyed hadfield steel in abrasive and impact conditions. **Tribology Letters**, v. 57, n. 3, 2015.
<https://doi.org/10.1007/s11249-015-0477-6>

LYCHAGIN, D. V.; FILIPPOV, A. V.; KOLUBAEV, E. A.; NOVITSKAIA, O. S.; CHUMLYAKOV, Y. I.; KOLUBAEV, A. V. Dry sliding of Hadfield steel single crystal oriented to deformation by slip and twinning: Deformation, wear, and acoustic emission characterization. **Tribology International**, v. 119, p. 1–18, 2018.
<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2017.10.027>

LYCHAGIN, D. V.; FILIPPOV, A. V.; NOVITSKAYA, O. S.; CHUMLYAKOV, Y. I.; KOLUBAEV, E. A.; LYCHAGINA, L. L. Deformation of hadfield steel single crystals by dry sliding friction with the normal load/friction force orientations $[\bar{1}\bar{1}0]/[1\bar{1}0]$ and $[\bar{1}\bar{1}0]/[001]$. **Tribology International**, v. 147, 2020.

<https://doi.org/10.1016/j.triboint.2020.106284>

LYCHAGIN, D. V.; FILIPPOV, A. V.; NOVITSKAYA, O. S.; KOLUBAEV, A. V.; MOSKVICHÉV, E. N.; FORTUNA, S. V.; CHUMLYAKOV, Y. I. Deformation and wear of Hadfield steel single crystals under dry sliding friction. **Wear**, v. 488–489, 2022.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.204126>

MACHADO, A. R.; ABRÃO, A. M.; COELHO, R. T.; SILVA, M. B. **Teoria da Usinagem dos Materiais**. 3. ed. São Paulo: Blucher, 2015.

MACHADO, P. C.; PEREIRA, J. I.; PENAGOS, J. J.; YONAMINE, T.; SINATORA, A. The effect of in-service work hardening and crystallographic orientation on the micro-scratch wear of Hadfield steel. **Wear**, v. 376–377, p. 1064–1073, 2017.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2016.12.057>

MACHADO, P. C.; PEREIRA, J. I.; SINATORA, A. Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test. **Wear**, v. 476, 2021.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2021.203726>

MAHIEU, J.; DE COOMAN, B. C.; MAKI, J. Phase transformation and mechanical properties of si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 33, n. 8, p. 2573–2580, 2002.

<https://doi.org/10.1007/s11661-002-0378-9>

MARATRAY, F. High Carbon Manganese Austenitic Steels. **Paris: International Manganese Institute**, 1995.

MEJÍA, I.; BEDOLLA-JACUINDE, A.; PABLO, J. R. Sliding wear behavior of a high-Mn austenitic twinning induced plasticity (TWIP) steel microalloyed with Nb. **Wear**, v. 301, n. 1–2, p. 590–597, 2013.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2013.01.054>

MESQUITA, R. A.; SCHNEIDER, R.; STEINEDER, K.; SAMEK, L.; ARENHOLZ, E. On the Austenite Stability of a New Quality of Twinning Induced Plasticity Steel, Exploring New Ranges of Mn and C. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v. 44, n. 9, p. 4015–4019, 2013.

<https://doi.org/10.1007/s11661-013-1741-8>

MILAN, J. C. G. **Comportamento tribológico de aços-rápidos para laminação a quente**. 2004. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 2004.

MOHAMED, A. A.; FAWKHRY, M. K. E.; ELNAHAS, W. M. The effect of precipitation hardening on the properties Hadfield steel. **ERJ**, v. 43, n. 2, p. 119–125, 2020.

<https://doi.org/10.21608/erjm.2020.83899>

PANAGOPOULOS, C. N.; GEORGARAKIS, K. G.; ANAGNOSTOPOULOU, A. The influence of grain size on the sliding wear behaviour of zinc. **Materials Letters**, v. 60, n. 1, p. 133–136, 2006.

<https://doi.org/10.1016/j.matlet.2005.08.003>

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

[https://doi.org/10.1016/0025-5416\(77\)90093-3](https://doi.org/10.1016/0025-5416(77)90093-3)

SAHU, P.; HAMADA, A. S.; GHOSH CHOWDHURY, S.; KARJALAINEN, L. P. Structure and microstructure evolution during martensitic transformation in wrought Fe–26Mn–0.14C austenitic steel: an effect of cooling rate. **Journal of Applied Crystallography**, v. 40, n. 2, p. 354–361, 2007.

<https://doi.org/10.1107/S0021889807005882>

SCHROEDER, R. M. **Desenvolvimento de aço Hadfield sinterizado contendo partículas de grafita no volume**. 2015. Tese (Doutorado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, 2015.

SCHUMANN, H. Verformungsinduzierte Martensitbildung in metastabilen austenitischen Stählen. **Kristall und Technik**, v. 10, n. 4, p. 401–411, 1975.

<https://doi.org/10.1002/crat.19750100409>

SINGLA, Y. K.; MAUGHAN, M. R.; ARORA, N.; DWIVEDI, D. K. Enhancing the wear resistance of iron-based alloys: A comprehensive review of alloying element effects. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 120, p. 135–160, 2024.

<https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2024.04.038>

TIKOTKAR, R. G. Effect of Frictional Force and Wear Rate on Hadfield Steel. **International Journal of Engineering Research & Technology (IJERT)**, v. 1, n. 6, 2012. Disponível em: www.ijert.org.

TOFAUTE, W.; LINDEN, K. Transformations in solid state of manganese steels containing to 1.2% C and 17% Mn. **Arch Eisenhuttenwes**, v. 10, p. 515–9, 1936.

TRESSIA, G. **Efeito dos teores de carbono, manganês, cromo e nitrogênio e da força normal no comportamento tribológico de aço manganês austenítico.** 2021. Tese (Doutorado) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2021.

TRESSIA, G.; SINATORA, A. Effect of the normal load on the sliding wear behavior of Hadfield steels. **Wear**, v. 520–521, 2023. DOI: 10.1016/j.wear.2023.204657.
<https://doi.org/10.1016/j.wear.2023.204657>

TROIANO, A. R.; MCGUIRE, F. T. A study of the iron-rich iron-manganese alloys. **Transactions of the ASM**, v. 31, n. 644, p. 340–359, 1943.

VENTURELLI, B. N. **Efeito do refino do tamanho de grão pela adição de Hf nas propriedades mecânicas de tração e impacto do aço Hadfield.** 2018. Dissertação (Mestrado) - Universidade de São Paulo, São Paulo, 2018.

WASEKAR, N. P.; HARIDOSS, P.; SESHADRI, S. K.; SUNDARARAJAN, G. Sliding wear behavior of nanocrystalline nickel coatings: Influence of grain size. **Wear**, v. 296, n. 1–2, p. 536–546, 2012.

<https://doi.org/10.1016/j.wear.2012.08.003>

WEEKS, J. D. Hadfield's Manganese Steel. **Science**, v. ns-12, n. 306, p. 284–286, 1888.
<https://doi.org/10.1126/science.ns-12.306.284.b>

WELSH, N. C. The dry wear of steels II. Interpretation and special features. **Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences**, v. 257, n. 1077, p. 51–70, 1965.
<https://doi.org/10.1098/rsta.1965.0002>

WHITEHEAD, J. R. Surface deformation and friction of metals at light loads. **Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences**, v. 201, n. 1064, p. 109–124, 1950.

<https://doi.org/10.1098/rspa.1950.0046>

WROŃSKI, S.; TARASIUK, J.; BACROIX, B.; BACZMAŃSKI, A.; BRAHAM, C. Investigation of plastic deformation heterogeneities in duplex steel by EBSD. **Materials Characterization**, v. 73, p. 52–60, 2012.

<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2012.07.016>

YANG, H. S.; JANG, J. H.; BHADESHIA, H. K. D. H.; SUH, D. W. Critical assessment: Martensite-start temperature for the $\gamma \rightarrow \varepsilon$ transformation. **Calphad: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry**, v. 36, p. 16–22, 2012.

<https://doi.org/10.1016/j.calphad.2011.10.008>

YANG, Q.; SENDA, T.; OHMORI, A. Effect of carbide grain size on microstructure and sliding wear behavior of HVOF-sprayed WC-12% Co coatings. **Wear**, v. 254, p. 23–34, 2003.

[https://doi.org/10.1016/S0043-1648\(02\)00294-6](https://doi.org/10.1016/S0043-1648(02)00294-6)

ZHANG, G.; TANG, J.; YANG, K.; WANG, R.; CHEN, Y.; XIONG, Y.; WU, C.; LI, Z.; WANG, Y.; LIN, H. Important contributions of metal interfaces on their tribological performances: From influencing factors to wear mechanisms. **Composite Structures**, v. 337, p. 118027, 2024.

<https://doi.org/10.1016/j.compstruct.2024.118027>

ZUM GAHR, K. **Microstructure and Wear of Materials**. 1. ed. Amsterdam, The Netherlands: Elsevier Science Publishers B.V., 1987. v. 10