

GUSTAVO TRESSIA DE ANDRADE

Efeito dos teores de carbono, manganês, cromo e nitrogênio e da força normal no comportamento tribológico de aço manganês austenítico

SÃO PAULO

2021

GUSTAVO TRESSIA DE ANDRADE

Efeito dos teores de Carbono, Manganês, Cromo e Nitrogênio e da força normal no comportamento tribológico de aço manganês austenítico

Tese apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título  
de Doutor em Ciências

SÃO PAULO

2021

GUSTAVO TRESSIA DE ANDRADE

Efeito dos teores de Carbono, Manganês, Cromo e Nitrogênio e da força normal no comportamento tribológico de aço manganês austenítico

Versão Corrigida

Tese apresentada à Escola Politécnica da  
Universidade de São Paulo para obtenção do título  
de Doutor em Ciências

Área de concentração: Engenharia Mecânica de  
Projeto e Fabricação

Orientador: Prof. Dr. Amilton Sinatora

SÃO PAULO

2021

Autorizo a reprodução e divulgação total ou parcial deste trabalho, por qualquer meio convencional ou eletrônico, para fins de estudo e pesquisa, desde que citada a fonte.

Este exemplar foi revisado e corrigido em relação à versão original, sob responsabilidade única do autor e com a anuência de seu orientador.

São Paulo, 16 de agosto de 2021

Assinatura do autor: Gustavo Tressia

Assinatura do orientador: [Assinatura]

#### Catálogo-na-publicação

Tressia, Gustavo  
Efeito dos teores de Carbono, Manganês, Cromo e Nitrogênio e da força normal no comportamento tribológico de aço manganês austenítico / G. Tressia -- versão corr. -- São Paulo, 2021.  
206 p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1.Desgaste por delizamento 2.Aço Hadfield 3.Mecanismos de deformação  
I.Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II.t.

## **Agradecimentos**

Ao professor Amilton Sinatora, meu mentor acadêmico, pessoa que contribuiu (e continua contribuindo) para minha formação profissional e pessoal com muita paciência e dedicação ao longo de quase dez anos. Agradeço por todos os valiosos aprendizados sobre a vida e sobre Tribologia.

Aos professores Helio Goldenstein, Cristian Viáfara, Roberto Martins Souza, Luis Alberto Franco, Luiz Henrique Dias Alves, Eduardo Albertin e Adilson Rodrigues da Costa por colaborarem com a minha formação e sempre dispostos a boas discussões metalúrgicas, mecânicas, tribológicas e estatísticas. Seria impossível em poucas linhas detalhar todas as contribuições e aprendizados que tive com essas referências.

Aos meus amigos tribológicos lubrificadores Juan Sebastian Acero e Iramar Tertuilano pelas valiosas discussões sobre deslizamento e atrito e, não menos importante, pelas jornadas para o almoço (nem sempre tão saboroso).

Aos meus amigos e chefes Jimmy Penagos, Eleir Bortoleto, Rodnei Santos e Philip von Pritzelwitz pelas ajudas práticas, técnicas e de conteúdo e pelo dia a dia no ITV (mesmo que distante).

Aos meus amigos “abrasívoros” Paulo Cordeiro Machado e Juan Ignacio Pereira pelas inúmeras, preciosas e sempre longas discussões em escala nano que contribuíram e deram um bom direcionamento para esse doutorado.

Aos meus amigos do Laboratório Fenômenos de Superfície, Cassio Junqueira, Raphael Mequior e Rafael Ferreira Oliveira pelas ajudas técnicas e práticas e parceria no dia a dia do laboratório.

Aos meus amigos metalurgistas, Mohammad Masoumi e Victor Caso Moreira pelas contribuições diversas de conteúdo e de escrita.

Aos amigos e amigas ferroviários, Thiago Viana e Simone Issomura por todos os ensinamentos sobre a via.

A minha mãe, Katia Tressia, e ao meu tio, Anísio Tressia, por sempre incentivarem meus estudos e acreditarem que essa é a maior herança que a família poderia me deixar. A minha companheira Natalia Mendes e a nossa filha, Lara Mendes Tressia, pelo incentivo, paciência e apoio incondicional mesmo com as minhas ausências momentâneas para a elaboração desta tese.

## Resumo

Este trabalho analisa o comportamento tribológico de aços com microestruturas e composições químicas inspiradas nos aços Hadfield. Foram estudadas doze composições com as quais se analisou o efeito dos teores de C, Mn, Cr e N. Foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento (pino contra disco), com os pinos fabricados com os aços em estudo e os discos de aço H-13 (600 HV). A força normal foi variada entre 50 e 500 N e velocidade de deslizamento de 0,18 m/s. A força de atrito foi avaliada durante os ensaios e a perda de massa obtida após os ensaios. Foram realizados perfis de microdureza na seção transversal, caracterização das superfícies de desgaste utilizando microscopia eletrônica de varredura e de transmissão, Astar, espectroscopia Raman e difração de Raio X. Ensaio de resistência ao impacto Charpy foram realizados. Os resultados de desgaste mostraram que as ligas com maiores teores de N (família G3) apresentaram expressiva resistência ao desgaste na faixa de força normal entre 50 e 500 N. A liga com 0,26% N não mostrou aumento de perda de massa expressiva ao longo de toda a faixa de força. Para as demais ligas (famílias G1 e G2), com menores teores de N, as maiores perdas de massa ocorreram nos ensaios com 500 N, entretanto foi observado um máximo relativo de perda de massa para forças intermediárias. O efeito do C, Mn e Cr no desgaste não teve um comportamento generalizável. Esse trabalho sugere que ligas com composições e microestruturas semelhantes à de aços Hadfield podem ter seu desempenho melhorado por meio da adequação do teor de N para algumas aplicações. O coeficiente de atrito foi similar para todas as ligas, diminuindo com aumento da força normal, devido ao aumento da fração de óxidos nas superfícies. As medidas de microdureza mostraram que as famílias G1 e G2 tem maior dureza que a família G3. As análises com DRX, MET e Astar, mostraram a formação de uma camada recristalizada nanocristalina e formação de martensita ( $\alpha'$  e  $\epsilon$ ) para as forças entre 300 e 500 N para todas as ligas. Para a liga com maior teor de N o mecanismo de desgaste oxidativo foi predominante em todas as forças com ocorrência limitada de evidências de formação e ruptura de junção. Para as famílias G1 e G2 o desgaste oxidativo foi predominante para forças menores e para forças maiores as evidências de abrasão, formação e ruptura de junção foram mais intensas e crescem com a força. Para explicar os resultados de desgaste e atrito em função da força e composição química foi proposto que as ligas com maiores teores de N têm uma capacidade de deformação superior às demais, evidenciadas pela maior espessura da camada nanocristalina e pelos menores teores de martensita. As ligas com maior teor de N apresentaram valores de resistência ao impacto ainda compatíveis com aplicações industriais, embora menores do que das demais famílias.

Palavras-chave: Aço Hadfield, Desgaste por deslizamento, Regime de desgaste.

## Abstract

This work presents an analysis of the tribological behaviour of steels with microstructure inspired by Hadfield steels, with twelve different chemical compositions varying C, Mn, Cr and N contents. Sliding wear tests (pin-to-disk) were performed, the pins were fabricated with Hadfield steels and the discs with H-13 steel (600 HV). The normal load was varied between 50 and 500 N and the sliding speed was 0.18 m/s. The friction force was monitored during the tests, as well as the mass loss obtained after the tests. Microhardness profiles were performed in the cross section, in addition to evaluation of the wear surfaces using scanning and transmission electron microscopy, Astar, Raman spectroscopy and X-ray diffraction. Charpy impact resistance tests were performed. The wear results showed that the alloys with higher N content (family G3) showed significant wear resistance with an increase in normal load between 50 and 500 N. The 0.26% N alloy did not show significant increase in mass loss over the entire load range. For the other alloys (G1 and G2 families), with lower contents of N, the higher mass losses occurred in the tests with 500 N, however, a relative maximum of mass loss was observed for an intermediate load. The effect of C, Mn and Cr on wear did not have a generalizable behavior. This work suggests that alloys with compositions and microstructures similar to Hadfield steel may have their performance improved by adapting the N content for some applications. The friction coefficient was similar for all alloys, decreasing with an increase in normal load, due to the increase in the fraction of oxides on the surfaces. The microhardness measurements showed that the G1 and G2 families have higher hardness than the G3 family. The use of XRD, MET and Astar techniques showed the formation of a recrystallized nanocrystalline layer and the formation of martensites ( $\alpha' \epsilon$ ) for loads between 300 and 500 N for all alloys. For the alloy with a higher N content, the oxidative wear mechanism was predominant in all loads with limited evidence of formation and rupture of the junction. For the G1 and G2 families, oxidative wear was predominant for lower loads and for higher loads the evidence of abrasion, formation and rupture of the adhesion joint was more intense and increased with the load. To explain the results of wear and friction as a function of load and chemical composition, it was proposed that the alloys with the highest N content have a higher deformation capacity than the others, evidenced by the higher thickness of the nanocrystalline layer and the lower contents of martensite. Alloys with a higher N content showed impact resistance values still compatible with industrial applications, although lower than those of other families.

Keywords: Hadfield steel, Sliding wear, wear regime.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Microestrutura bruta de fundição de aço Hadfield com grãos austeníticos sendo “E” e “CC” carbonetos em contorno de grão e “P” Perlita. ....	25
Figura 2. Microestrutura após tratamento térmico de aço Hadfield com grãos austeníticos com carbonetos em contorno de grão e “P” Perlita.....	25
Figura 3. Microestrutura após tratamento térmico de aço Hadfield com grãos austeníticos com carbonetos contínuos (CC) em contorno de grão. ....	26
Figura 4. Microestrutura após tratamento térmico bem-sucedido de aço Hadfield. ...	26
Figura 5. Curva TTT para aços manganês austeníticos com diferentes teores de C... 27	
Figura 6. Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função do recobrimento percentual do contorno de grãos para diferentes classes de Hadfield .....	28
Figura 7. Microestrutura e perfil de dureza de um aço Hadfield após tratamento térmico antes da etapa de usinagem. ....	29
Figura 8. Efeito do teor de nitrogênio na capacidade de endurecimento: (1) dureza antes do desgaste; (2) incremento (variação) de dureza após o desgaste; (3) dureza após o desgaste.....	33
Figura 9. Perda de massa em função da distância de deslizamento. ....	35
Figura 10. Perfil de microdureza na seção transversal do aço Hadfield em função do tamanho do abrasivo (Tressia et al., 2017). N16 apresenta tamanho de abrasivo entre 1,2 e 2,4 mm e N100 entre 0,15 e 0,30 mm.....	36
Figura 11. Análise de dureza da seção transversal da ponta de um jacaré usado (a) e (b) regiões de análise e (c) perfis de dureza.....	37
Figura 12. Variação da EFE em função do Carbono para liga Fe-Mn-Al-C com: (a) 15% de Mn e (b) 25% de Mn.....	40
Figura 13. Variação da EFE em função do Mn para liga Fe-Mn-Al-C. ....	40
Figura 14. Variação da EFE em função do Mn para liga Fe-Mn. ....	41
Figura 15. Micrografia obtidas em microscópio eletrônico de transmissão das superfícies de desgaste dos aços 12Mn <sub>2</sub> CrN e 12Mn em diferentes forças aplicadas no ensaio. (a) aço 12M <sub>2</sub> CrN-500 N; (b) aço 12MnCrN-1000 N; (c) aço 12MnCrN-1500 N; (d) aço 12Mn-500 N; (e) aço 12Mn-1000 N; (f) aço 12Mn-1500 N. ....	42
Figura 16. Dureza após ensaios de deslizamento em função do tempo para força	

normais de 500 N, 1000 N e 1500 N para os aços: (a) 12MnCrN e (b) 12Mn.....	43
Figura 17. Esquematisação do modelo de alterações microestruturais que ocorrem em aço Hadfield submetido a condições de desgaste abrasivo .....	44
Figura 18. Esquematisação do processo de endurecimento por deformação e refinamento da microestrutura de aço Hadfield submetido a processo de deformação plástica severa. ....	46
Figura 19. Micrografia obtida utilizando microscópio eletrônico de transmissão mostrando grão recristalizado contornado por discordâncias.....	47
Figura 20. Representação esquemática das principais alterações microestruturais encontradas em aço Hadfield aplicado em jacarés de ferrovia de carga pesada.....	47
Figura 21. Taxa de desgaste em função da força aplicada e da resistência elétrica. ...	50
Figura 22. Volume removido em função do tempo de ensaio para diversas forças aplicadas. ....	51
Figura 23. Taxa de desgaste, resistência de contato e coeficiente de atrito em função da temperatura.....	53
Figura 24. Taxa de desgaste e dureza superficial em função da força normal.....	54
Figura 25. Taxa de desgaste em função da força normal.....	55
Figura 26. Taxa de desgaste em função da força aplicada para três aços com diferentes composições químicas.....	56
Figura 27. Taxa de desgaste em função da relação de dureza do par após ensaios pino contra disco. ....	58
Figura 28. Relação de dureza antes e após os ensaios pino contra disco. ....	59
Figura 29. (a) Taxa de desgaste e (b) força de atrito em função da pressão aplicada para aço Hadfield em ensaios pino contra disco. ....	61
Figura 30. Coeficiente de atrito em função da pressão aplicada para aço Hadfield em ensaios pino contra disco. ....	61
Figura 31. Taxa de desgaste volumétrica em função da pressão para aço martensítico com 0,92%C.....	62
Figura 32. Taxa de desgaste em função da força normal para aços austeníticos de alto manganês. ....	63
Figura 33. Coeficiente de atrito em função da força normal para aços austeníticos de alto manganês.....	64

Figura 34. Perda de massa em função do tempo para aço Hadfield com Cr e N (a) e Hadfield tradicional (b) para 3 forças aplicadas. ....	65
Figura 35. Taxa de desgaste em função da força normal para as ligas com (a) 0,7% C e 17% Mn, 1,0% C e 17% Mn e 1,3% C e 17% Mn e (b) 1,0% C e 13% Mn, 1,0% C e 17% Mn e 1,0% C e 21% Mn. ....	66
Figura 36. Blocos fundidos. ....	70
Figura 37. Tribômetro pino contra disco: (a) equipamento e (b) esquema do ensaio. ....	73
Figura 38. Geometria dos corpos de prova para ensaio Charpy, com as cotas em mm. ....	76
Figura 39. Microestrutura da liga 1.3 com diferentes utilizando reagente Nital. ....	78
Figura 40. Microestrutura da liga 1.4 com diferentes utilizando reagente Nital. ....	78
Figura 41. Microestrutura da liga 2.5 com aumento de (a) 50x, (b) 100x e (c) 200x utilizando reagente Nital. ....	79
Figura 42. Microestrutura da liga 3.12 com diferentes ampliações utilizando reagente Vilela. ....	79
Figura 43. Microestrutura da liga 2.5 atacada com nital (2%) e posterior ataque com metabissulfato de sódio (20%). ....	80
Figura 44. Difractogramas das ligas 2.5 e 3.12. ....	80
Figura 45. Microestrutura analisadas em MEV com análise pontual utilizando EDS das ligas (a) 1.2, (b) 3.9 e (c) 3.12. ....	82
Figura 46. Percentual de defeitos do tipo micro rechupes, microporosidades e inclusões. ....	83
Figura 47. Macro dureza HV <sub>30</sub> das ligas. ....	84
Figura 48. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G1. ....	87
Figura 49. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G2. ....	88
Figura 50. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G3. ....	89
Figura 51. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas. ....	90
Figura 52. Perda de massa média do grupo: (a) G1, (b) G2 e (c) G3. ....	92

Figura 53. Taxa de desgaste média do grupo (a) G1, (b) G2 e (c) G3 e taxa de desgaste e dureza superficial em função da força normal do trabalho de Welsh (1965).....	93
Figura 54. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G1, sendo: a) 1.1; b) 1.2; c) 1.3 e d) 1.4.....	94
Figura 55. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G2, sendo: a) 2.5; b) 2.6; c) 2.7 e d) 2.8.....	95
Figura 56. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G3, sendo: a) 3.9; b) 3.10; c) 3.11 e d) 3.12.....	96
Figura 57. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 1, sendo: a) 1.1; b) 1.2; c) 1.3 e d) 1.4.....	97
Figura 58. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 2, sendo: a) 2.5; b) 2.6; c) 2.7 e d) 2.8.....	97
Figura 59. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 3, sendo: a) 3.9; b) 3.10; c) 3.11 e d) 3.12.....	98
Figura 60. Coeficiente de atrito médio por grupo em função da força normal para o grupo: a) G1; b) G2; e c) G3.....	100
Figura 61. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 1.1, 1.3 e 1.4 com 12,6% de manganês e 1,75% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.	101
Figura 62. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 1.1, 1.3 e 1.4 com 12,6% de manganês e 1,75% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N. ....	101
Figura 63. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 2.5 e 2.8 com 12,6% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N. ....	102
Figura 64. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 2.5 e 2.8 com 12,6% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N. ....	103
Figura 65. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 1.1 e 1.2 com 1,29% de carbono e 1,75% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N. ....	104
Figura 66. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 1.1 e 1.2 com 1,29% de carbono e 1,75% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N. ....	104
Figura 67. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 2.7 e 2.8 com 1,0% de carbono e 2,47% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N. ....	105
Figura 68. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 2.7 e 2.8 com	

1,0% de carbono e 2,47% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N. ....	105
Figura 69. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.1 e 2.5 com 1,29% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.....	106
Figura 70. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.1 e 2.5 com 1,29% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N....	107
Figura 71. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.3 e 2.8 com 1,0% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.....	108
Figura 72. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.3 e 2.8 com 1,0% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.....	108
Figura 73. Perda de massa em função do teor de nitrogênio para as ligas 2.6 e 2.7 com 0,98% de carbono, 18,3% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	109
Figura 74. Perda de massa em função do teor de nitrogênio para as ligas 2.6 e 2.7 com 0,98% de carbono, 18,3% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	109
Figura 75. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	110
Figura 76. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	111
Figura 77. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	112
Figura 78. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	112
Figura 79. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	113
Figura 80. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	113
Figura 81. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	114
Figura 82. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	114
Figura 83. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as	

ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	115
Figura 84. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	115
Figura 85. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.....	116
Figura 86. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.....	116
Figura 87. Fluxograma da metodologia de caracterização da superfície de desgaste e da subsuperfícies. ....	120
Figura 88. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 1.3. ....	121
Figura 89. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 2.5. ....	121
Figura 90. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 3.12. ....	121
Figura 91. Relação de dureza entre o disco e o pino após os ensaios em função da força normal para as ligas: (a) 1.3; (b) 2.5 e (c) 3.12.....	124
Figura 92. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x e (b) com 250x utilizando elétrons retroespalhados. ....	125
Figura 93. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 100 N, sendo: (a) 100x e (b) 500x. ....	125
Figura 94. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com força normal de 200 N com ampliação de 250x, sendo: (a) com elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.....	126
Figura 95. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 300 N, sendo: (a) 100x (b) e (c) 250x. ....	126
Figura 96. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 400 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 250x em retroespalhados e indicando os pontos de análise do EDS, (d) e (e) resultados do EDS nos pontos 1 e 2 respectivamente.....	127
Figura 97. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com força normal de 500 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x. ....	127
Figura 98. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 50 N com	

aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados. .....	129
Figura 99. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 100 N com aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.....	129
Figura 100. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 200 N com aumento de 250x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.	129
Figura 101. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 300 N com aumento de 100x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.	130
Figura 102. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 400 N com aumento de 250x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados e (c) com aumento de 500x. ....	130
Figura 103. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 500 N com aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.....	130
Figura 104. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 250x indicando ponto do EDS em imagens com elétrons retroespalhados, (d), (e) e (f) resultados do EDS dos pontos 1, 2 e 3 respectivamente. .....	132
Figura 105. MEV da superfície de desgaste do Pino ensaiado com 100 N, sendo: (a) e (c) 100x, (b) 100x em elétrons retroespalhados, (d) ponto de realização do EDS, (e) e (f) resultados dos pontos 1 e 2 do EDS, respectivamente. ....	133
Figura 106. MEV da superfície de desgaste do pino ensaiado com 200 N, sendo: (a) e (b) 100x com elétrons secundários, (c) 100x com elétrons retroespalhados e (d) 250x com elétrons secundários.....	134
Figura 107. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 ensaiado com 300 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 500x com elétrons retroespalhados e indicação dos pontos de EDS, (d) 500x, (e) EDS do ponto 1 e (f) EDS do ponto 2.....	135
Figura 108. MEV da superfície de desgaste do Pino da liga 2.5 ensaiado com força normal de 400 N, sendo: (a) 250x, (b) 500x, (c) 500x com elétrons retroespalhados, (d) 250x e (f) 250x com elétrons retroespalhados.....	136
Figura 109. MEV da superfície de desgaste do pino ensaiado com força normal de	

500 N, sendo: (a) 100x, (b) 500x, (c) 500x, (d) 500x em elétrons retroespalhados e (e) 100x. ....	137
Figura 110. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x, (b) 100x em elétrons retroespalhados, (c) 500x com pontos do EDS, (d), (e) e (f) pontos 1, 2 e 3 do EDS, respectivamente. ....	138
Figura 111. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 100 N, sendo: (a) 100x e (b) 100x com elétrons retroespalhados. ....	139
Figura 112. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com 200 N, sendo: (a) 250x, (b) 250 com elétrons retroespalhados, (c) 250x e (d) 500x em elétrons retroespalhados ....	139
Figura 113. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 300 N, sendo: (a) 250x, (b) 250x em elétrons retroespalhados, (c) 500x com indicação dos pontos do EDS, (d), (e) e (f) ponto 1, 2 e 3 do EDS, respectivamente. ....	140
Figura 114. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 400 N com 500x de aumento, sendo: (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados. ....	141
Figura 115. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 500 N, sendo: (a) 100x com elétrons secundários e (b) 100x com elétrons retroespalhados. ....	141
Figura 116. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 1.3. ....	143
Figura 117. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 2.5. ....	143
Figura 118. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 3.12. ....	144
Figura 119. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 1.3. ....	145
Figura 120. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 2.5. ....	145
Figura 121. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 3.12. ....	146
Figura 122. Fração de área de óxidos em função do coeficiente de atrito para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12. ....	146
Figura 123. Perda de massa para os ensaios realizados em atmosfera controlada em comparação com os ensaios em atmosfera ambiente. ....	150
Figura 124. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 2.5 com força normal de 50 N, sendo (a) 2.000x, (b) 5.000x, (c)10.000x e (d) 20.000x. ....	151

Figura 125. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 2.5 com força normal de 500 N, sendo (a) 5.000x, (b) 10.000x, (c)5.000x, (d) 10.000x (e) e (f) EDS de uma região indicada pela seta verde e pela seta roxa, respectivamente. ....	153
Figura 126. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 1.3 com força normal de 500 N, sendo (a) 2.000x, (b) 5.000x, (c) 10.000x e (d) e (e) 10.000x e (f) mapeamento de oxigênio por EDS. ....	154
Figura 127. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 3.12 testada com força normal de 50 N, sendo (a) 2000x e (b) 5000x com mapeamento de EDS de (c) Mn, (d) S, (e) O, (f) 5000x e (g) mapeamento de Cr por EDS da figura f. ....	156
Figura 128. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 3.12 testada com força normal de 500 N, sendo (a) 2000x, (b) 5000x, (c) 5000x, (d) 20000x, (e) 5000x com mapeamento de EDS de (f) O e (g) Cr. ....	157
Figura 129. Espectro de difração de raio-X da liga 1.3 para forças normais de 50 N a 200 N. ....	160
Figura 130. Espectro de difração de raio-X da liga 1.3 para forças normais de 300 N a 500 N. ....	160
Figura 131. Espectro de difração de raio-X da liga 2.5 para forças normais de 50 N a 200 N. ....	160
Figura 132. Espectro de difração de raio-X da liga 2.5 para forças normais de 300 N a 500 N. ....	161
Figura 133. Espectro de difração de raio-X da liga 3.12 para forças normais de 50 N a 200 N. ....	161
Figura 134. Espectro de difração de raio-X da liga 3.12 para forças normais de 300 N a 500 N. ....	161
Figura 135. Quantificação de fases presentes para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 para forças normais de 300 N a 500 N. ....	163
Figura 136. Análise do teor de carbono em função da distância da superfície para a liga 3.12 após ensaio com 500 N. ....	164
Figura 137. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 50 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) imagem de alta resolução na região 1 (HRTEM 1) mais próxima à superfície de desgaste; (c) imagem de alta resolução na região 2 (HRTEM 2) mais afastada da superfície de desgaste; (d) difração de elétrons	

pontual na região 1 (CBED); (e) difração de elétrons de área selecionada na região 1 (SAED 1); (f) difração de elétrons de área selecionada na região 2 (SAED 2); (g) EDX da região analisada. ....	166
Figura 138. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) e (b) HRTEM de regiões com elevadas densidades de discordâncias, (c) região com maclação e (d) região interação entre maclas. ....	168
Figura 139. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise com difração de elétrons; (b) EDX da região analisada (c) difração do ponto 1 CFC; (d) difração do ponto 2 HC; (e) difração do ponto 3 CCC; difração de área selecionada. ....	169
Figura 140. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N em MET utilizando sistema ASTAR: (a) imagem HRTEM; (b) Mapeamento de fases, (c) percentual de casa fase em função da distância da superfície de desgaste, (d) figura de polo inverso e (e) perfil de orientação cristalográfica. ....	172
Figura 141. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 3.12 com 50 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) imagem de alta resolução na região indicado pelo número 1; (c) difração de elétrons pontual na região 1; (d) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 1; (e) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 2. ....	174
Figura 142. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 3.12 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) e (c) imagem de alta resolução na região indicado pelo número 3; (d) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 1; (e) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 2; (f) difração de elétrons pontual na região 3; (g) difração de elétrons pontual na região 4. ....	175
Figura 143. Representação esquemática das alterações microestruturais encontradas nas subsuperfícies de desgaste após os ensaios pino contra disco. ....	177
Figura 144. Fluxograma com a síntese dos principais resultados encontrados de acordo com a metodologia de caracterização da superfície de desgaste e da subsuperfície. ....	178
Figura 145. Energia absorvida para as ligas avaliadas em ensaios Charpy. ....	179
Figura 146. Energia absorvida em função do percentual de defeitos do tipo microrechupes, microporosidades e inclusões para as ligas 1.1, 1.2, 2.5, 2.8, 3.9, 3.11	

e 3.12. ....	180
Figura 147. Superfície de fratura das ligas: (a) e (b) 1.1, (c) e (d) 2.8, (e) (f) 3.12. ...	181
Figura 148. Diagrama de fração volumétrica de fases em função da temperatura utilizando ThermoCalc para: (a) liga 1.1 e (b) liga 1.4. ....	198
Figura 149. Perda de massa em função do tempo para ensaios com a liga 2.5 com força normal de: (a) 50 N e (b) 500 N. ....	199
Figura 150. Coeficiente de atrito em função do tempo para ensaios com a liga 2.5 com força normal de: (a) 50 N e (b) 500 N. ....	200
Figura 151. Perda de massa média em função do sistema de aplicação de força normal para a liga 2.5 com força normal de 100 N. ....	201
Figura 152. Perda de massa média para as ligas testadas em ensaios de abrasão na configuração roda de borracha. ....	202
Figura 153. Revestimento (dente e segmento) de britador de rolos. ....	204
Figura 154. Jacaré de aparelho de mudança de via ferroviário usado fabricado com aço Hadfield. ....	204

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1. Composição química dos aços Hadfield.....	23
Tabela 2. Densidade de maclas após os ensaios em função da força normal para os aços Mn <sub>12</sub> CrN e Mn <sub>12</sub> . ....	42
Tabela 3. Composição química das ligas.....	71
Tabela 4. Intervalo de solidificação das ligas (Albertin 2016). ....	83
Tabela 5. Dureza HV30 das ligas e dureza média dos grupos.....	84
Tabela 6. Rugosidade da superfície dos pinos e dos discos antes dos ensaios de deslizamento. ....	86
Tabela 7. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G1 para todas forças normais.....	202
Tabela 8. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G2 para todas forças normais.....	202
Tabela 9. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G3 para todas forças normais.....	203
Tabela 10. Resistência ao impacto e dureza dos revestimentos de britador analisados. ....	204
Tabela 11. Resistência ao impacto e dureza dos jacarés analisados.....	204

## LISTA DE SÍMBOLOS

$H_d$  : Dureza do disco

$H_p$  : Dureza do pino

HV0,3: Dureza Vickers convencional determinada com 2,94 N [MPa]

HV30: Dureza Vickers convencional determinada com 294 N [MPa]

m: metros

$M_d$ : maior temperatura em que pode ocorrer a transformação da austenita em martensita sob tensão

m/s: unidade de velocidade em metros por segundos

MPa: unidade de pressão em megapascal

N: unidade de força Newtons

nm: nanômetros

s: unidade de tempo segundos

x: vezes de aumento. 100x é referente a 100 vezes de aumento

## SUMÁRIO

1. Introdução.....	20
2. Objetivos da Tese.....	22
3. Revisão bibliográfica .....	22
3.1. Aços Hadfield .....	22
3.1.1. Classificação e fatores relevantes na produção de aços Hadfield.....	22
3.1.2. Efeito do teor de carbono, manganês e nitrogênio na resistência ao desgaste e nas propriedades mecânicas do aço Hadfield.....	29
3.1.3. Comportamento do aço Hadfield em função da severidade de desgaste	35
3.2. Mecanismos de endurecimento do aço Hadfield .....	38
3.3. Desgaste por deslizamento .....	48
4. Materiais e Métodos.....	69
4.1. Materiais .....	69
4.2. Ensaios de desgaste por deslizamento (pino contra disco).....	72
4.3. Metalografia e caracterização da superfície .....	73
4.4. Dureza e ensaio de impacto .....	75
5. Resultados .....	76
5.1. Caracterização dos materiais dos pinos antes dos ensaios .....	77
5.1.1. Microestrutura antes dos ensaios de desgaste (microscopia e DRX)..	77
5.1.2. Dureza.....	84
5.1.3. Rugosidade inicial (antes do ensaio).....	85
5.2. Ensaios de desgaste (pino contra disco).....	86
5.2.1. Perda de massa .....	86
5.2.2. Coeficiente de atrito (pino contra disco).....	93
5.2.3. Influência da composição química na perda de massa.....	100
5.2.3.1. Efeito do teor de carbono.....	100
5.2.3.2. Efeito do teor de manganês.....	103
5.2.3.3. Efeito do teor de cromo .....	106
5.2.3.4. Efeito do teor de nitrogênio .....	108
5.2.3.5. Efeito do teor de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) .....	110
5.2.3.6. Efeito do teor de elementos substitucionais (manganês e cromo) .....	113
5.3. Caracterização dos materiais após ensaios de desgaste .....	120

5.3.1.	Perfil de dureza .....	120
5.3.2.	Superfície de desgaste .....	124
5.3.2.1.	Superfície de desgaste dos discos ensaiados contra pino da liga 2.5 .....	124
5.3.2.2.	Superfície de desgaste dos Pinos .....	128
5.3.2.2.1.	Superfície de desgaste dos pinos da liga 1.3 (1%C 12,6%Mn 1,76%Cr 0,01%N) .....	128
5.3.2.2.2.	Superfície de desgaste dos pinos da liga 2.5.....	131
5.3.2.2.3.	Superfície de desgaste – Liga 3.12.....	137
5.3.2.3.	Identificação dos óxidos na superfície de desgaste.....	142
5.3.2.4.	Quantificação da fração total de óxidos .....	144
5.4.	Análise da subsuperfície de desgaste .....	150
5.5.	Resistência ao impacto .....	178
6.	Resumo dos resultados e Conclusões .....	182
7.	Sugestões para trabalhos futuros .....	185
8.	Referências bibliográficas .....	186
Anexo A - Resultados das simulações para obtenção de diagrama de fração volumétrica de fases utilizando ThermoCalc .....		198
Anexo B - Resultados dos ensaios de desgaste preliminares – influência do tempo no regime permanente .....		198
Anexo C - Resultados dos ensaios de desgaste preliminares – influência da aplicação de força pelo sistema pneumático e por peso morto .....		200
Anexo D – Resultados de perda de massa para ensaios de abrasão .....		201
Anexo E - Resultados dos ensaios de desgaste: Perda de massa .....		202
Anexo F - Resultados de resistência ao impacto de aços Hadfield aplicados em peças industriais .....		203

## 1. Introdução

O aço manganês austenítico, ou aço Hadfield como é conhecido, possui uma associação de boa resistência ao impacto com moderada resistência ao desgaste conferida pelo encruamento em serviço. Essas propriedades permitem o uso do aço Hadfield em variadas aplicações: aparelhos de mudança de via ferroviários, peças para a indústria da mineração, como mandíbulas, cones e mantos, na construção civil, na agricultura e na movimentação de solos, como em pontas de escavadeira.

A performance quanto ao desgaste do aço Hadfield, e de qualquer outro material, depende do sistema no qual está sendo empregado. Muitas peças fabricadas com aço Hadfield operam em condições não severas de impacto e desgaste, nas quais a capacidade de endurecimento pelo trabalho não pode ser explorada, resultando assim em uma vida útil reduzida (He et al., 1987).

O aço Hadfield tradicional apresenta a seguinte composição: 1,2% C e 12,5% Mn (Gousseland, 1974). A literatura sobre aço Hadfield trata frequentemente as suas propriedades como sendo decorrentes da composição química e do tratamento térmico. Isso talvez se deva ao fato de haver pouca variação da microestrutura em aços Hadfield elaborados adequadamente para aplicações comerciais. A literatura afirma que a resistência ao desgaste do aço Hadfield varia especialmente com alterações nos teores de carbono e manganês (Avery, 1974; Diesburg; Borik, 1974; Zum-Gahr, 1987; Alyaz, 2003), porém, a adição de outros elementos resulta em aumento da resistência ao desgaste, como por exemplo o cromo (Lindros et al., 2015), titânio (Magdaluyo et al., 2015), molibdênio (Nasajpour et al., 2015), vanádio (Moghaddam et al., 2012), nitrogênio (He et al., 1987), nióbio (Silva 2004) e silício (Wen et al., 2014). Estas afirmações, especialmente as relativas à elevação da resistência ao desgaste, carecem de fundamentação ou de detalhamento.

Os aços Hadfield são comumente empregados nas ferrovias em regiões em que existe associação de desgaste por deslizamento e impacto, como nos aparelhos de mudança de via (jacarés e agulhas) e em cruzamentos. Em ambas condições de solicitação, desgaste por deslizamento ou impacto, os esforços atuantes afetam diretamente a resposta do material empregado. Durante o desgaste por deslizamento, os modos de desgaste adesivo e oxidativo estão presentes e dependem das condições

do tribossistema (Archard e Hirst, 1956). Alterações das condições, como por exemplo a força normal, podem resultar em mudanças de regime de desgaste, em que ocorre variação significativa da taxa de desgaste e dos mecanismos de desgaste atuantes. Com o aumento da força normal o mecanismo de desgaste pode passar de oxidativo para adesivo e a taxa de desgaste aumentar em até 3 ordens de grandeza (Hirst e Lancaster 1956). Além de impactar a taxa de desgaste, o coeficiente de atrito é afetado. No regime moderado se observam menores coeficientes de atrito em comparação com os valores encontrados quando atua o regime severo (Hirst e Lancaster 1956; Lancaster 1957).

Além do aspecto acadêmico, esta tese de doutorado está relacionada com duas aplicações importantes para o Brasil dos aços Hadfield, em partes de britadores de minério (mandíbulas e segmentos dentados) e em aparelhos de mudança de via (AMVs). Nesta última aplicação, a elevada força de contato entre a roda e o trilho do AMV causa danos severos quando a roda exerce repetidos impactos. A tensão de contato entre a roda e o trilho nas regiões do AMV são até quatro vezes maiores que aqueles promovidos pela carga estática da roda (Guo et al., 2013). Por isso, entender como o aço Hadfield se comporta em diferentes níveis de esforços em condições de deslizamento pode auxiliar na correta seleção e no desenvolvimento de novos aços para aplicação em aparelhos de mudança de via ferroviária. Adicionalmente, entender a influência da composição química no comportamento tribológico e nas alterações microestruturais e de propriedades mecânicas (como encruamento e mecanismos de endurecimento) é de extrema importância para o desenvolvimento de aços mais resistentes. As ligas estudadas neste doutorado fazem parte de um estudo anterior, que tinha como objetivo a avaliação da adição de nitrogênio em aços Hadfield e sua influência na resistência ao desgaste abrasivo. O desenvolvimento completo dessas ligas, desde a etapa de alloy design até a produção dos corpos foi realizado no âmbito do Projeto Nitrofiled, uma colaboração entre o Instituto Tecnológico Vale, o Laboratório de Fenômenos de Superfícies da USP e o Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo.

## **2. Objetivos da Tese**

O presente trabalho tem como objetivo principal verificar o efeito da variação dos teores de carbono, de manganês, de cromo e de nitrogênio no encruamento, na resistência ao desgaste e ao impacto dos aços com microestrutura inspirada em aços Hadfield, sob diferentes solicitações variando a força normal aplicada. Ainda, propõe-se associar o efeito do nitrogênio, carbono e manganês ao mecanismo de endurecimento, buscando contribuir para o entendimento dos mecanismos de endurecimento predominantes no aço Hadfield.

Como objetivo tecnológico, de acordo com as respostas dos materiais testados, vislumbra-se auxiliar na correta seleção de materiais para aplicações que requerem elevada resistência ao impacto e ao desgaste por deslizamento, como em aparelhos de mudança de via ferroviária.

## **3. Revisão bibliográfica**

### **3.1. Aços Hadfield**

#### **3.1.1. Classificação e fatores relevantes na produção de aços Hadfield**

Os tipos comerciais de aço manganês apresentam o carbono entre 1,0% e 1,4% e o manganês entre 10% e 14%, em peso, havendo uma tendência a utilizar-se teor de C de 1,2% e Mn entre 12% e 13%. A quantidade de carbono e manganês nos aços Hadfield garantem a estabilização da austenita em temperatura ambiente. A Tabela 1 mostra a composição química dos aços Hadfield proposta pela norma ASTM A128 (2012). As classes A e B são aços Hadfield com especificação dos valores de C e Mn e os limites máximos de Si e P. A classe C, por sua vez, apresenta adição obrigatória de cromo, com teor especificado entre 1,5% e 2,5%, e a classe D tem adição de níquel entre 3,0% e 4,0%. Por fim, as classes E e F contemplam a adição de molibdênio. Para as classes A, B, C, D e E é especificado um teor mínimo de manganês de 11% e para essas mesmas classes, com exceção da classe A, o teor máximo de manganês é limitado em 14%. A classe F (J91340), conhecida como Hadfield de baixo manganês, possui uma especificação de manganês entre 6 e 8%. Para todas as classes, os teores de silício e fósforo são limitados no máximo em 1,0%

e 0,07%, respectivamente.

Tabela 1. Composição química dos aços Hadfield.

Classe <sup>A</sup>	Composição, %						
	Carbono	Manganês	Cromo	Molibdênio	Níquel	Silício	Fósforo
A <sup>B</sup>	1.05–1.35	11.0 min	...	...	...	1.00 max	0.07 max
B-1	0.9 –1.05	11.5–14.0	...	...	...	1.00 max	0.07 max
B-2	1.05–1.2	11.5–14.0	...	...	...	1.00 max	0.07 max
B-3	1.12–1.28	11.5–14.0	...	...	...	1.00 max	0.07 max
B-4	1.2 –1.35	11.5–14.0	...	...	...	1.00 max	0.07 max
C	1.05–1.35	11.5–14.0	1.5–2.5	...	...	1.00 max	0.07 max
D	0.7 –1.3	11.5–14.0	...	...	3.0–4.0	1.00 max	0.07 max
E-1	0.7 –1.3	11.5–14.0	...	0.9–1.2	...	1.00 max	0.07 max
E-2	1.05–1.45	11.5–14.0	...	1.8–2.1	...	1.00 max	0.07 max
F (J91340)	1.05–1.35	6.0–8.0	...	0.9–1.2	...	1.00 max	0.07 max

Fonte: Adaptado de ASTM A128 (2012).

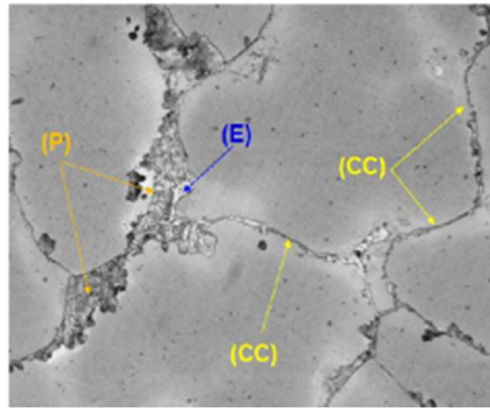
As propriedades mecânicas desses aços são obtidas com um tratamento de austenitização a uma temperatura suficientemente alta para assegurar a dissolução completa dos carbonetos, seguida de resfriamento muito rápido em água, objetivando uma microestrutura totalmente austenítica. A temperatura de austenitização está entre 1000 e 1065 °C, dependendo da composição química (Kuyucak e Zavadil, 2002). Os aços Hadfield estão sujeitos a um fenômeno de fragilização intergranular, que leva, frequentemente, à rejeição e perda de peças por falhas em serviço por impacto. A fragilização intergranular ocorre quando os grãos perdem a coesão devido às fases intermediárias (Kuyucak e Zavadil, 2002), principalmente devido à presença de carboneto hipereutetóide resultante de um resfriamento lento ou reaquecimento entre a faixa de temperaturas de 400 a 800 °C (Maratray 1995). O grau de fragilização depende do grau de cobertura dos contornos de grãos e da perda de coesão da matriz de austenita pela segunda fase (Kuyucak e Zavadil, 2002).

Após o resfriamento em água, feito para minimizar as precipitações de carbonetos, o aço Hadfield com 13% de Mn apresenta, segundo Mahalami e Pan (2014), um alongamento que pode variar de 30% a 40%, dureza entre 180 HB e 220 HB, limite de escoamento de 360 MPa e resistência à tração de 450 MPa. O valor da dureza, entretanto, tem pouco significado, tanto no que se refere à resistência ao desgaste como à usinabilidade do aço. A dureza aumenta consideravelmente por

encruamento, quando o aço começa a sofrer o efeito das condições de serviço. A resistência ao impacto pode ser da ordem de 110 a 180 J.

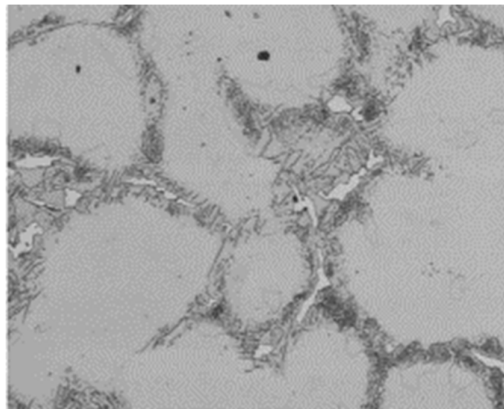
No trabalho realizado por Santos et al. (2010) foram feitas análises microestruturais de aço Hadfield em diferentes etapas de fabricação de uma peça, no estado bruto de fundição e após o tratamento térmico seguido de têmpera. Na Figura 1, se apresenta uma micrografia de uma amostra de aço Hadfield no estado bruto de fundição, sendo indicado pelos autores a presença de carbonetos eutéticos, como os indicados pela letra “E” (eutéticos), de carbonetos contínuos indicados pelas letras “CC” e também de perlita, indicada pela letra “P”. O autor ainda mostrou que o controle do tratamento térmico de solubilização com um resfriamento adequado deve ser empregado para eliminar os precipitados, evitando que carbonetos sejam re-precipitados durante o resfriamento. Na Figura 2, se apresenta uma micrografia de um aço Hadfield após tratamento térmico de solubilização. Notam-se carbonetos eutéticos e perlita após o tratamento térmico, indicando uma dissolução insuficiente destas fases, o que pode ser resolvido com tempos mais longos ou temperaturas mais altas do tratamento de solubilização. Na Figura 3, é apresentada outra micrografia de uma amostra de aço Hadfield após tratamento térmico de solubilização, sendo mostrada a presença de carbonetos contínuos nos contornos de grão após o tratamento térmico. Segundo o autor, esses carbonetos contínuos nos contornos de grão podem ser evitados aumentando a taxa de resfriamento, ajustando a composição química (teor de carbono e cromo) e reduzindo a espessura da peça. Santos et al. (2010) apresenta um resultado de um tratamento térmico bem sucedido, ou seja, sem a presença de carbonetos em contornos de grão e sem a presença de perlita, conforme pode-se visualizar na microestrutura com grãos austeníticos apresentada na Figura 4.

Figura 1. Microestrutura bruta de fundição de aço Hadfield com grãos austeníticos sendo “E” e “CC” carbonetos em contorno de grão e “P” Perlita.



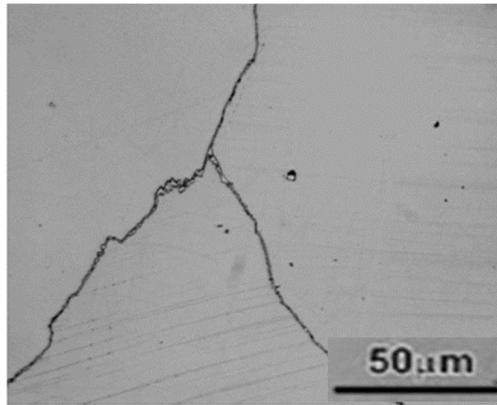
Fonte: Santos et al. (2010).

Figura 2. Microestrutura após tratamento térmico de aço Hadfield com grãos austeníticos com carbonetos em contorno de grão e “P” Perlita.



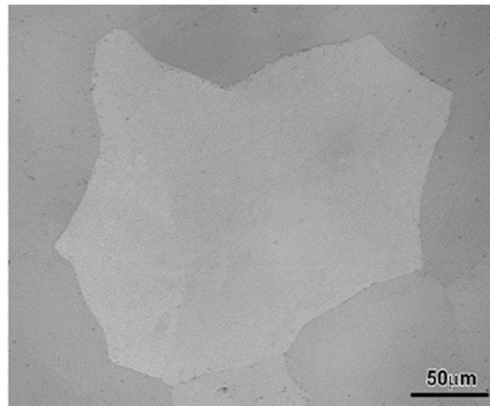
Fonte: Santos et al. (2010).

Figura 3. Microestrutura após tratamento térmico de aço Hadfield com grãos austeníticos com carbonetos contínuos (CC) em contorno de grão.



Fonte: Santos et al. (2010).

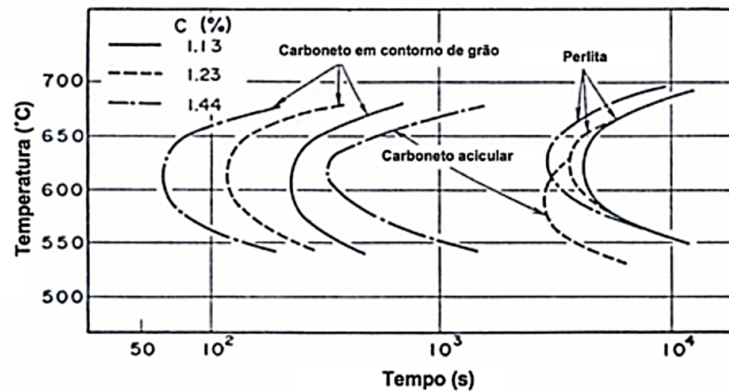
Figura 4. Microestrutura após tratamento térmico bem-sucedido de aço Hadfield.



Fonte: Santos et al. (2010).

Uma das possíveis soluções para a redução da quantidade de carbonetos nos contornos de grão é o ajuste da composição química, em especial a redução do teor de C. Tsujimoto (1979) mostrou que a redução da quantidade de carbono em aços manganês austeníticos resulta em aumento do tempo necessário para a formação de carbonetos nos contornos de grão, como é possível observar na curva Temperatura-Tempo-Transformação mostrada na Figura 5, em que, com aumento da quantidade de carbono, se requerem tempos mais curtos para iniciar a formação de carbonetos nos contornos de grão.

Figura 5. Curva TTT para aços manganês austeníticos com diferentes teores de C.



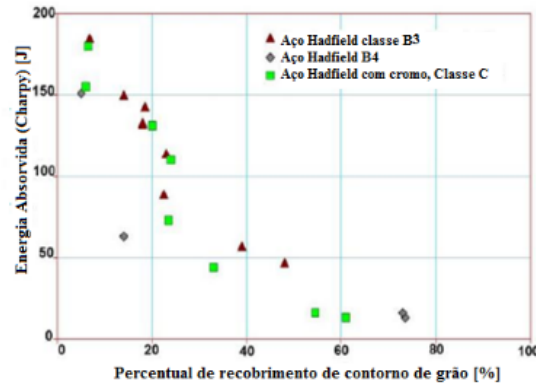
Fonte: Adaptado de Tsujimoto (1979).

Kuyucak e Zavadil (2002) realizaram ensaios de impacto Charpy em amostras de três classes de aço Hadfield com diferentes frações de carbonetos precipitados em contornos de grão, sendo essas amostras avaliadas como o percentual de recobrimento dos contornos de grão com carbonetos. Na Figura 6, se apresenta os resultados encontrados pelo autores de energia absorvida em ensaios de impacto Charpy em função do percentual de recobrimento de contornos de grão. É possível notar que os graus de recobrimento dos contornos de grão menores que 20%, ou seja, as condições com menor presença de carbonetos em contornos de grão, resultam em energias absorvidas por impacto maiores que 150 J.

Ainda no trabalho de Kuyucak e Zavadil (2002), recobrimentos de contornos de grão maiores que 40% resultam em energias de impacto menores que 50 J, sendo provavelmente materiais com microestrutura similares às da Figura 1 e Figura 2 do trabalho de Santos et al. (2010).

Kuyucak e Zavadil (2002) também compararam o aço da classe B4 (1,2 a 1,35 %C) com o aço da classe B3 (1,12 a 1,28 %C). A liga com menor teor de carbono (classe B3) apresentou maior resistência ao impacto, mostrando assim a influência do teor de carbono, em que o aumento desse elemento para os níveis estudados reduz a resistência ao impacto. O aço da classe C (1,05 – 1,35% C), que possui 1,5-2,5% de Cr, apresentou energias de impacto similares às dos aços da classe B3 (1,12 a 1,28% C).

Figura 6. Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy em função do recobrimento percentual do contorno de grãos para diferentes classes de Hadfield

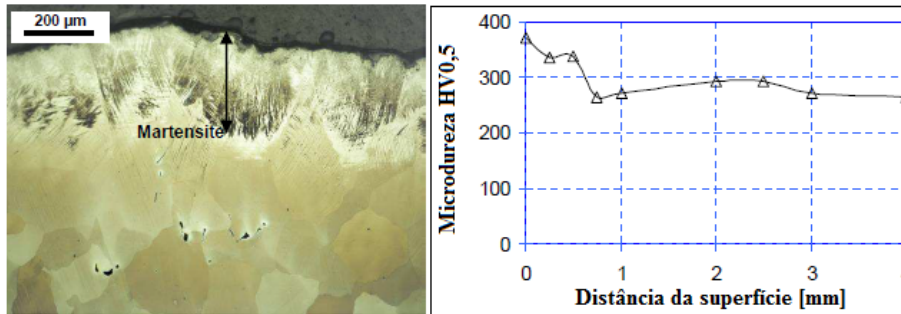


Fonte: Adaptado de Kuyucak e Zavadil (2002).

A revisão apresentada neste tópico mostra a importância do controle de composição química e do tratamento térmico quanto a uma das principais propriedades requeridas do aço Hadfield, que é a resistência ao impacto. O trabalho de Kuyucak e Zavadil (2002) exemplifica de modo quantitativo que a presença de carbonetos em contornos de grão reduz consideravelmente a resistência ao impacto. Essa redução pode chegar a 88% quando comparando um aço com aproximadamente 5% de recobrimento de contornos de grão com carbonetos com outro aço (mesma liga) com 60% de recobrimento.

Outro ponto de controle importante durante o tratamento térmico de solubilização de aços Hadfield é quanto à descarbonetação. Harzallah (2010) mostrou que após o tratamento térmico de um núcleo de aparelho de mudança de via ferroviária ocorreu a formação de uma camada martensítica imediatamente abaixo da superfície. Essa camada martensítica apresenta dureza superior ao núcleo do material. Segundo os autores essa camada é formada como resultado da descarbonetação induzida pelo tratamento térmico. Como o carbono é um elemento estabilizador da austenita, a diminuição de seu teor favorece a transformação martensítica durante o resfriamento rápido sob o qual a peça foi submetida na fabricação (no resfriamento após o tratamento de solubilização).

Figura 7. Microestrutura e perfil de dureza de um aço Hadfield após tratamento térmico antes da etapa de usinagem.



Fonte: Adaptado de Harzallah (2010).

A redução do teor de carbono pode resultar em melhorias na resistência ao impacto pois reduz a propensão à formação de carbonetos, porém pode causar efeito contrário quanto à resistência ao desgaste abrasivo, como mostrado por Diesburg e Borik (1974). Portanto, a presente revisão bibliográfica permite destacar como um dos objetivos dessa tese de doutorado a avaliação da influência do teor de nitrogênio em substituição ou mesmo em complemento ao carbono, pois como são dois elementos intersticiais a substituição de parte do carbono por nitrogênio resulta em uma resistência ao desgaste similar de um aço Hadfield tradicional. Por outro lado, espera-se que, com a redução do teor de carbono, a resistência ao impacto aumente, pois esse é o elemento químico presente na liga que está diretamente ligado à formação de carbonetos.

### 3.1.2. Efeito do teor de carbono, manganês e nitrogênio na resistência ao desgaste e nas propriedades mecânicas do aço Hadfield

A composição química do aço Hadfield é um fator importante para as propriedades mecânicas, para os mecanismos de encruamento e para a resistência ao desgaste. O carbono e o manganês são os principais elementos de liga do aço Hadfield, que estabilizam a austenita e proporcionam um aumento de resistência mecânica por solução sólida (Haakonsen, 2009).

Variações nas concentrações de carbono nos aços Hadfield promovem diferentes efeitos em relação à suas propriedades. Segundo Bayraktar et al. (2004), a resistência à tração e à ductilidade atingem o valor máximo com teores de carbono de 1,2% e depois caem quando o teor de carbono é aumentando. Essa redução é

justificada por Alyaz (2003) devido à fragilização dos aços Hadfield com teores de carbono maiores que 1,2%, em virtude da presença de carbonetos em contornos de grão. Isso ocorre, pois, o aumento do teor de carbono está associado com o aumento da dificuldade de reter todo o carbono em solução sólida.

Diesburg e Borik (1974) variaram o teor de carbono do aço Hadfield entre 0,6 e 1,3% e avaliaram a resistência ao desgaste abrasão-impacto em ensaio de britador de mandíbula. Os resultados obtidos mostraram que o aumento do teor de carbono de 0,6% para 1,3% aumenta a resistência ao desgaste.

Jost e Schmidt (1986) avaliaram o efeito da variação da composição química do aço manganês austenítico na resistência ao desgaste abrasivo e por deslizamento, em ensaios pino contra lixa e pino contra disco. Os autores mostraram que, para o teor de manganês de 8%, variando-se o carbono entre 0,7% e 1,2%, o material com menor teor de carbono apresentou maior resistência ao desgaste para todas as duas condições. Os autores ainda compararam as propriedades variando-se o teor de manganês em aproximadamente 4%, 5%, 6%, 8% e 12%. Os resultados mostraram que a resistência ao desgaste aumenta com a redução do teor de manganês, sendo justificados pela diminuição dos teores de carbono e manganês diminuírem a estabilidade da austenita, ocasionando aumento contínuo da dureza da superfície desgastada, resultando em uma relação aproximadamente linear entre resistência ao desgaste e dureza da superfície desgastada. Em quantidades de até 8% de manganês o aumento de dureza foi justificado pela ocorrência de transformação martensítica induzida por deformação.

Gurol e Kurnaz (2020) estudaram a influência da variação dos teores de carbono e manganês na resistência ao desgaste por deslizamento de aços manganês austeníticos, na configuração esfera contra disco com diferentes forças normais (entre 2,5 N e 15 N), sendo as esferas de alumina e os discos fabricados com os aços manganês austeníticos. A composição química dos aços estudados foram: 0,7%C e 17%Mn; 1,0%C e 13%Mn; 1,0%C e 17%Mn; 1,0%C e 21%Mn; 1,0%C e 21%Mn; 1,3%C e 17%Mn. Os autores mostraram que aumentar os teores de carbono e manganês resultou redução da taxa de desgaste. A liga com 1,3%C e 17%Mn apresentou maior resistência ao desgaste forças normais menores, sendo justificado

pelo maior endurecimento da liga durante o processo de desgaste. A liga 1,0%C e 21%Mn apresentou maior resistência ao desgaste em forças normais maiores e esse resultado não foi justificado pelos autores.

Machado et al (2021) avaliaram a resistência ao desgaste de aços manganês austeníticos com 12% e 18% de Mn em ensaios de britador de mandíbulas. Os autores encontraram que existe uma tendência de redução da perda de massa da mandíbula móvel com aumento da quantidade de manganês. Para a mandíbula fixa os autores não encontraram variação de perda de massa entre os materiais. Os autores não justificaram a variação da perda de massa em função da quantidade de manganês da liga.

O nitrogênio, assim como o carbono e o manganês, é um elemento estabilizador da austenita, retardando a transformação martensítica durante a têmpera realizada após o tratamento térmico de solubilização (Chen et al., 2017). O nitrogênio e o carbono são átomos intersticiais em ligas de ferro e aumentam efetivamente a resistência mecânica dos aços por solução sólida (Byrnes et al., 1987). Segundo Kang e Zhang (2012) adicionar nitrogênio em aços austeníticos resulta em aumento das propriedades mecânicas, da capacidade de endurecimento e da resistência ao desgaste sem que ocorra perda expressiva de tenacidade em comparação com aços sem adição de nitrogênio.

A fabricação de aços com maiores teores de nitrogênio não é simples, devido ao baixo limite de solubilidade do nitrogênio no metal líquido. A solubilidade máxima do nitrogênio em ferro puro é de 0,04% (Li et al., 2007). Para a produção de aços com teores mais elevados de nitrogênio, alguns processos alternativos vêm sendo utilizados, como fundição sob alta pressão e metalurgia do pó (Gavriljuk, 1996; Berns, 1996). Outra alternativa para manter o nitrogênio em solução é aumentar a sua solubilidade adicionando outros elementos de ligas, como o cromo e o manganês (Li et al., 2007).

O cromo, por sua vez, não só aumenta a solubilidade do nitrogênio, mas aumenta a dureza inicial e a capacidade de endurecimento dos aços Hadfield (Chen et al., 2017). A adição de cromo e nitrogênio em aço manganês austeníticos resulta também em aumento de dureza, após o tratamento térmico de solubilização, em

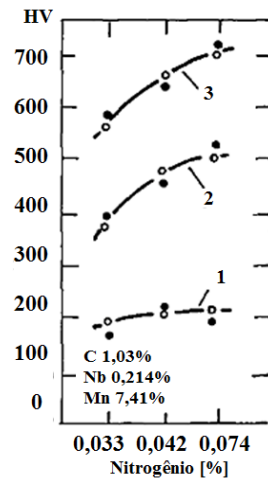
comparação a aços Hadfield com 1,2% C e 12% Mn. No trabalho de Chen et al. (2017) foi mostrado que para temperaturas iguais de solubilização, aço Hadfield com 2,14% Cr e 0,052% N apresentou dureza Vickers de 250 HV enquanto o aço Hadfield convencional apresentou 225 HV.

Tianfu e Fucheng (2009) estudaram o comportamento do endurecimento por deformação do aço Hadfield com 6% e 13% de manganês e com 2,5% de cromo para o primeiro material, em ensaios de abrasão com impacto. A resistência ao desgaste abrasivo do aço com 6% Mn e 2,5% Cr foi maior do que do aço com 13% Mn em condições de baixas e altas energias de impacto. De acordo com os autores, a transformação martensítica induzida por deformação é a principal causa da alta taxa de endurecimento do aço com 6% Mn e 2,5% Cr. No entanto, não foi possível constatar se os resultados obtidos estão associados aos efeitos do manganês e do cromo ou ao efeito de um desses elementos isoladamente, pois no estudo não foi feita a separação.

He e coautores (1987) estudaram o aumento da capacidade de endurecimento do aço Hadfield em função da composição química. Foram realizados ensaios de abrasão-impacto, utilizando uma mistura abrasiva de  $\text{SiO}_2$  e  $\text{CaCO}_3$ . A composição química do aço Hadfield foi variada por meio da alteração dos teores dos elementos carbono (0,6-1,5%), manganês (5,0-14,0%), nióbio (0,1-0,3%) e nitrogênio (0,01-0,07%). Para uma liga com 1,03%C, 7,4%Mn 0,21%Nb, valores crescentes de nitrogênio (0,033%, 0,042% e 0,074%) resultaram em ganho de dureza após ensaios de desgaste de, respectivamente, 351, 468 e 509 HV, mostrando que com o aumento do teor de nitrogênio a dureza após desgaste foi maior (Figura 8). Os resultados ainda mostraram que reduzindo o teor de manganês, aumentando o teor de carbono e adicionando nitrogênio e nióbio, ocorre um aumento na capacidade de endurecimento do material, resultado esse obtido por medições de dureza após ensaios de desgaste (abrasão impacto). Para essas alterações de composição química, também ocorreu aumento da resistência ao desgaste. Segundo os autores o endurecimento do aço Hadfield estudado ocorre devido ao aumento da densidade de discordâncias. No entanto, o arranjo experimental apresentado não permite conclusão segura sobre o efeito do teor de nitrogênio, dado que os teores deste elemento variaram em conjunto com a variação dos teores de carbono, manganês e

nióbio.

Figura 8. Efeito do teor de nitrogênio na capacidade de endurecimento: (1) dureza antes do desgaste; (2) incremento (variação) de dureza após o desgaste; (3) dureza após o desgaste



Fonte: Adaptado de He et al (1987).

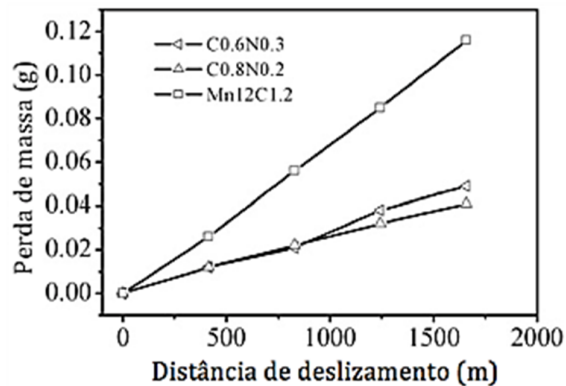
Canadinc et al. (2003) estudaram o efeito do teor de nitrogênio no comportamento tensão-deformação por cargas compressivas de monocristais de aço Hadfield, com teores de 0,05% e 1,06% de N, 1,0% de C e 12,3% de Mn. A adição de nitrogênio foi realizada sob alta pressão e temperatura. Foi observado um aumento no coeficiente de encruamento comparado com o aço Hadfield sem nitrogênio. Para o aço com 1,06% de nitrogênio, o endurecimento foi influenciado por coexistirem maclas de deformação e precipitados, atuando como obstáculos para o movimento de discordâncias.

Iglesias et al. (2009) estudaram o efeito do teor de nitrogênio no endurecimento e na evolução microestrutural do aço Hadfield em ensaios de compressão. Os teores de nitrogênio utilizados foram de 71, 130 e 720 ppm e os teores de carbono de 1,06, 1,11 e 1,11, respectivamente. O trabalho mostra que, com a redução do teor de nitrogênio, menores quantidades de defeitos cristalinos foram encontradas. Nota-se também que o coeficiente de encruamento (“n”) aumenta com o acréscimo do teor de nitrogênio da liga. Em outras palavras, o maior coeficiente “n” foi obtido para o aço com maior teor de nitrogênio (720 ppm), mostrando o efeito

do nitrogênio no endurecimento do aço Hadfield.

Kang e Zhang (2012) estudaram o comportamento da deformação e do desgaste de dois aços austeníticos reforçados com nitrogênio, sendo um deles com composição química de 0,6% C, 0,3% N, 18% Mn e 7% Cr e outro com 0,8% C, 0,2% N, 18% Mn e 7% Cr, em comparação com o aço Hadfield tradicional, com composição química de 1,2% C e 12% Mn. Foram realizados ensaios de desgaste por deslizamento no sistema pino contra disco, sendo os pinos fabricados com os aços austeníticos e os discos fabricados de aço de rolamento (GCr15) com dureza de 700 HV. Foram também realizados ensaios de tração para obtenção das propriedades mecânicas. De acordo com os autores, quando o teor de carbono é de 0,8% e 0,6%, para teores de 18% de manganês e 7% de cromo, a máxima solubilidade do nitrogênio é de 0,16% e 0,2% respectivamente. A adição de nitrogênio foi realizada sob alta pressão. O trabalho mostra que as propriedades mecânicas (dureza, resistência a tração e taxa de endurecimento) do aço com 0,3% N e do aço 0,2% N são maiores do que do aço Hadfield tradicional. Na Figura 9, são apresentados os resultados de perda de massa em função da distância percorrida obtidos por Kang e Zhang (2012) para ensaios de deslizamento no sistema pino contra disco. Nota-se que os materiais com nitrogênio apresentaram uma resistência ao desgaste superior em relação ao aço Hadfield tradicional. De acordo com os autores, o rápido endurecimento desses aços com nitrogênio ocorre devido à formação de maclas de deformação. O aço 0,2% N apresentou os melhores resultados em ensaios pino contra disco e os resultados foram justificados pelo maior teor de átomos intersticiais.

Figura 9. Perda de massa em função da distância de deslizamento.



Fonte: Adaptado de Kang e Zhang (2012).

Como mostrado nessa revisão da literatura, a resistência ao desgaste de aços manganês austeníticos varia especialmente com alterações nos teores de carbono (Diesburg; Borik, 1974; Jost; Schmidt, 1986) e manganês (Jost; Schmidt, 1986; Tianfu; Fucheng, 2009). Porém, a adição de outros elementos também pode resultar no aumento da resistência ao desgaste, como por exemplo o nitrogênio (He et al., 1987; Kang; Zhang, 2012).

A avaliação da influência da composição química de aços manganês austeníticos na resistência ao desgaste por deslizamento é escassa (Jost; Schmidt, 1986; Kang; Zhang, 2012), sendo que a maioria dos trabalhos tratam da resistência ao desgaste abrasivo ou a combinação abrasão-impacto. Sendo assim, o estudo da variação da composição química, quanto aos teores de carbono, manganês, cromo e nitrogênio carece de maiores detalhamentos sobre sua influência perante a resistência ao desgaste por deslizamento e é, portanto, um dos objetivos desta tese.

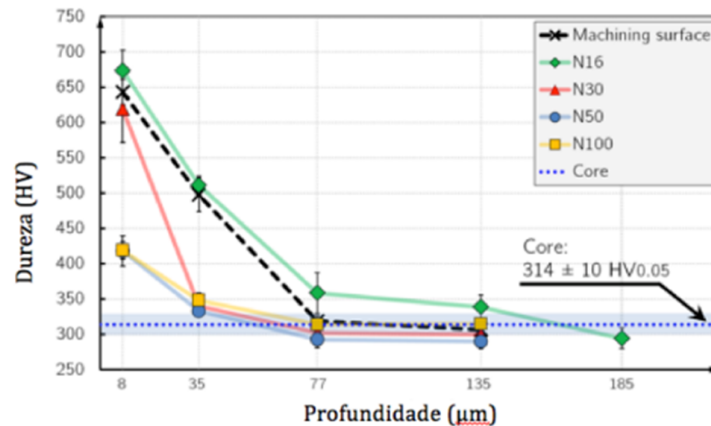
### 3.1.3. Comportamento do aço Hadfield em função da severidade de desgaste

Abbasi et al. (2010) estudaram dois aços Hadfield, um tradicional (1,2%C e 12%Mn) e outro com adição de alumínio (1,5% Al), em função da severidade de desgaste, variando a força normal aplicada, entre 30 e 90 N, em ensaios de desgaste com abrasivo fixo. Os autores mostraram que o aumento da força normal resultou em maiores durezas dos dois materiais após o desgaste. Para a menor força normal,

o aço com alumínio apresentou o maior valor de microdureza e de resistência ao desgaste, mas, para forças normais maiores, esse resultado inverteu. Em condições severas de desgaste, foi observada uma maior capacidade de endurecimento do aço Hadfield tradicional, ocorrendo predominantemente a maclação.

Em trabalho anterior (Tressia et al., 2017), foi estudado o comportamento do aço Hadfield em função da severidade de desgaste com abrasivos soltos, variando o tamanho do abrasivo, sendo que com o aumento da severidade a dureza da superfície desgastada e o tamanho da camada encruada aumentaram (Figura 10).

Figura 10. Perfil de microdureza na seção transversal do aço Hadfield em função do tamanho do abrasivo (Tressia et al., 2017). N16 apresenta tamanho de abrasivo entre 1,2 e 2,4 mm e N100 entre 0,15 e 0,30 mm.



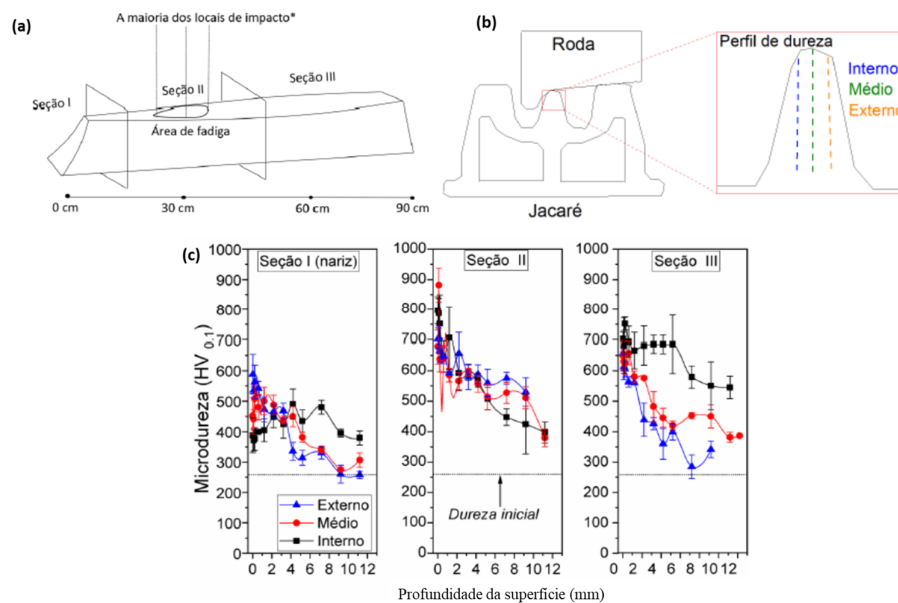
Fonte: Adaptado de Tressia et al (2017).

Zambrano et al. (2016) analisaram a microdureza do aço Hadfield após ensaios de abrasão com abrasivo fixo em função da carga aplicada. Os resultados mostram que ocorre o endurecimento da matriz depois do processo de desgaste para todas as cargas aplicadas, mas com o aumento da carga ocorre redução da dureza máxima atingida. Os autores associam este comportamento com o fato do mecanismo predominante ser de microsulcamento para baixas cargas, e este incrementa a taxa de endurecimento da matriz devido a ampla deformação causada. Para cargas maiores o mecanismo de desgaste predominante foi o de microcorte, estando associado a menores proporções de deformação plástica.

Zambrano et al. (2020) analisaram a região da ponta de um jacaré usado, que foi removido após o uso em uma ferrovia de carga pesada. Esse jacaré analisado

pelos autores não foi submetido ao tratamento prévio de endurecimento por explosão. Na ocasião, os autores realizaram medidas de dureza ao longo da seção transversal da ponta em 3 regiões (Seção I, II e III), como mostrado na Figura 11a. Os perfis de dureza apresentados na Figura 11b mostram diferentes comportamentos para cada região analisada. Na seção I, a dureza atingiu valor máximo de 596 HV e a camada endurecida foi de aproximadamente 8 mm, enquanto na seção II a máxima dureza foi de 894 HV com profundidade da camada endurecida superior a 12 mm. Por fim, na seção III, a máxima dureza obtida foi 764 HV e a profundidade da camada endurecida foi superior a 12 mm. Os autores mostraram que na região em que foi encontrada maior concentração de defeitos cristalinos também foi a região que atingiu maior dureza, possivelmente a região de maior solicitação devido ao contato das rodas com a superfície, ocasionando também maior endurecimento.

Figura 11. Análise de dureza da seção transversal da ponta de um jacaré usado (a) e (b) regiões de análise e (c) perfis de dureza.



Fonte: Adaptado de Zambrano et al. (2020).

Como mostrado nesse tópico, a literatura mostra que o comportamento do aço varia de acordo com a severidade imposta pelo tribossistema. Seja em condições de desgaste abrasivo ou por deslizamento, as alterações microestruturais e de propriedades mecânicas que influenciam a resistência ao desgaste são dependentes

das solicitações impostas ao aço Hadfield. O endurecimento (tamanho da camada e dureza) e as alterações microestruturais (mecanismos de deformação e transformação de fases) são dependentes das solicitações impostas,

### **3.2. Mecanismos de endurecimento do aço Hadfield**

Como se viu, os estudos sobre o efeito da composição química e da severidade do desgaste, seja ele abrasivo ou por deslizamento, se baseiam na capacidade de encruamento dos aços Hadfield. Por isso, a seguir, é apresentada uma revisão bibliográfica sobre os principais mecanismos de endurecimento deste aço. Muitos estudos foram realizados para explicar o elevado endurecimento do aço Hadfield após ser submetido ao trabalho, mostrando que os principais mecanismos de endurecimento são:

- Defeito de falha de empilhamento (Ye et al. 2006; Canadinc et al. 2007);
- Maclação (Chen et al. 2017; Lindros et al. 2015; Harzallah et al. 2010; Allain 2004; Jost e Schmidt 1986; Bayraktar et al. 2004; Karaman et al. 2001; Canadinc et al. 2007; Efstathiou et al. 2010; Kang e Zhang 2012),
- Transformação martensítica (Allain et al. 2004; Petrov, et al. 2006; Tianfu e Fucheng 2009)
- Bandas de deformação (Bahattacharyya 1966).

A ocorrência de um tipo de mecanismo de deformação em aços manganês austeníticos é dependente da composição química, dos níveis dos esforços atuantes e também da temperatura. Segundo Allain et al. (2004), o mecanismo de endurecimento do aço Hadfield depende da energia de falha de empilhamento (EFE). De acordo com as medições e variando a EFE, com o aumento da temperatura do ensaio, a transformação martensítica gerando martensita “ε”, ocorre quando a EFE é menor do  $18 \text{ mJ.mol}^{-1}$  e a maclação ocorre quando a EFE está entre  $12\text{-}35 \text{ mJ.mol}^{-1}$ , no entanto no intervalo entre  $12$  e  $18 \text{ mJ.mol}^{-1}$  os autores não apresentaram um modelo sobre qual mecanismo é predominante ou se ocorrem ambos mecanismos simultaneamente. Alguns trabalhos (Ye et al., 2006; Canadinc et al., 2007) consideram que a formação de defeitos de falha de empilhamento aumenta a dificuldade do escorregamento cruzado de discordâncias e assim ao aumento da taxa

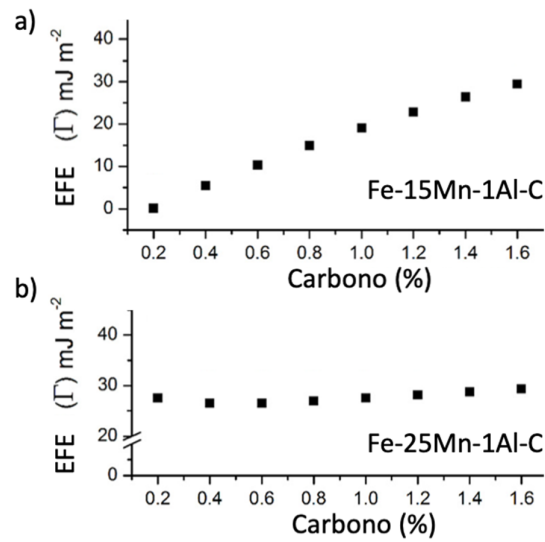
de encruamento do aço Hadfield.

Sabe-se que a energia de falha de empilhamento é dependente da composição química do aço e alguns dos principais elementos adicionados em aços manganês austeníticos resultam em uma tendência de aumento da EFE, como o Al e Cr (Kumar, 2015; Tian; Zhang, 2009; Kato et al., 1976; Schramm et al., 1975; Peng et al., 2014).

O teor de carbono também apresenta influência importante na EFE. Alguns autores mostram que o aumento da quantidade de carbono resulta em aumento da EFE (Schramm et al., 1975; Peng et al., 2014). Por outro lado, Zambrano (2016) mostrou que o efeito do carbono na EFE é alterado de acordo com a composição química do aço. Por exemplo, o autor mostrou que para ligas Fe-Mn-Al-C, para 15% de Mn a EFE aumenta com a variação do teor de carbono de 0,2% para 1,6%C, enquanto para outra liga com 25%Mn a EFE não varia significativamente para a mesma faixa de carbono (Figura 12). Portanto, a variação da EFE propiciada pelo carbono é dependente da composição química da liga, podendo a variação do C resultar em aumento ou redução da EFE.

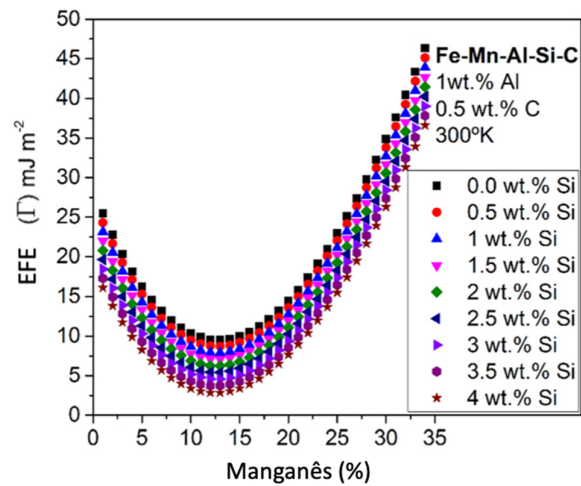
Por outro lado, o manganês, que é um dos principais elementos encontrados nos aços manganês austeníticos, apresenta uma influência diferente na EFE. Uma análise genérica pode mostrar que o aumento do Mn resulta em aumento da EFE. Porém, quando analisado com maior cautela, é possível observar que para uma faixa entre 10% e 30% de Mn, a EFE é menor que entre 12 e 13% de Mn, e a curva característica da EFE em função do Mn é uma parábola, com máximo em quantidades maiores de Mn (Zambrano 2016; Lee e Choi 2000). A variação da EFE em função do Mn foi analisada por Zambrano (2016) e por Lee e Choi (2000) e os resultados são apresentados na Figura 13 e na Figura 14, respectivamente, sendo possível notar que o menor valor da EFE é encontrado quando o Mn está entre 12% e 13%.

Figura 12. Variação da EFE em função do Carbono para liga Fe-Mn-Al-C com: (a) 15% de Mn e (b) 25% de Mn.



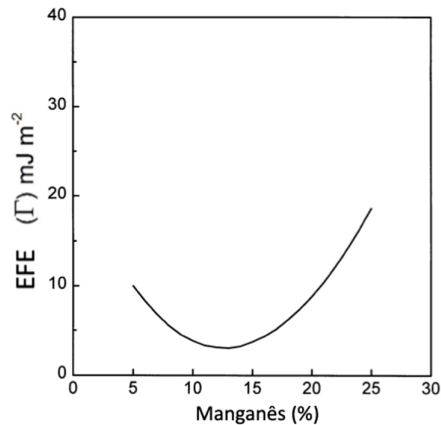
Fonte: Adaptado de Zambrano (2016).

Figura 13. Variação da EFE em função do Mn para liga Fe-Mn-Al-C.



Fonte: Adaptado de Zambrano (2016).

Figura 14. Variação da EFE em função do Mn para liga Fe-Mn.



Fonte: Adaptado de Lee e Choi (2000).

A formação de maclas em aços Hadfield submetidos à altas tensões é causada devido à baixa energia de falha de empilhamento (Canadinc et al., 2007; Efstathiou et al., 2010). Essas maclas, segundo Canadinc et al. (2007), são fortes barreiras para o movimento de discordâncias, justificando assim o endurecimento do aço Hadfield.

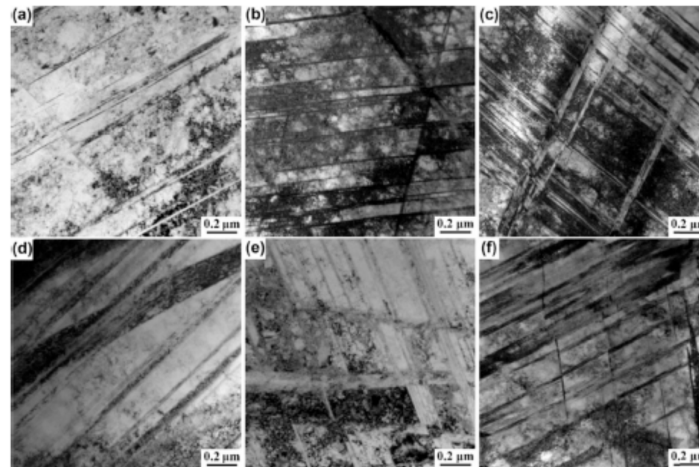
Lindroos et al., (2015) realizaram ensaios de abrasão em amostras de aço Hadfield, sendo encontrado como mecanismo de deformação predominante a maclação, não sendo evidenciada transformação martensítica. Os autores justificam a predominância das maclas devido ao teor elevado de Mn, de 16,5%, favorecendo a maclação perante a transformação martensítica. Ainda, os autores observaram em regiões de elevada deformação da amostra de aço Hadfield intensa maclação em vários grãos. Porém, para baixas deformações a maclação foi menos frequente e mais uniforme.

Bahattacharyya (1966), avaliou com microscópio eletrônico de transmissão amostras de aço Hadfield (1,2%C e 12% Mn) após serem submetidas a ensaios de fadiga de contato de rolamento, na configuração disco contra disco. O autor encontrou bandas de deformação como o mecanismo de deformação predominante.

Chen et al (2018), analisou a microestrutura de aços Hadfield após ensaios de deslizamento com diferentes forças normais aplicadas. Os autores avaliaram um aço Hadfield com composição química em que o teor de carbono é superior ao Hadfield tradicional, contendo 1,41%C e com teor de manganês de 11,7% e com 0,016% de nitrogênio e outro aço Hadfield (12MnCrN) com adição de Cr e N (1,1%C 11,6% Mn

2,17%Cr 0,052%N). A Figura 15 mostra as micrografias obtidas pelos autores em microscópio eletrônico de transmissão das superfícies de desgaste para as forças normais aplicadas nos ensaios de 500 N, 1000 N e 1500 N. Os autores mostraram que o mecanismo de endurecimento predominante foi o de maclação e que a densidade de maclas aumentou após ensaios com forças maiores (Tabela 2). Comparando os dois materiais, não foi evidenciada diferença significativa da densidade de maclas após ensaios com 500 N. Por outro lado, com aumento da força normal, o aço 12MnCrN apresentou maior densidade de maclas após os ensaios com 1000 N e 1500 N em comparação com o aço Mn<sub>12</sub>.

Figura 15. Micrografia obtidas em microscópio eletrônico de transmissão das superfícies de desgaste dos aços 12Mn<sub>2</sub>CrN e 12Mn em diferentes forças aplicadas no ensaio. (a) aço 12M<sub>2</sub>CrN-500 N; (b) aço 12MnCrN-1000 N; (c) aço 12MnCrN-1500 N; (d) aço 12Mn-500 N; (e) aço 12Mn-1000 N; (f) aço 12Mn-1500 N.



Fonte: Adaptado de Chen et al. (2018).

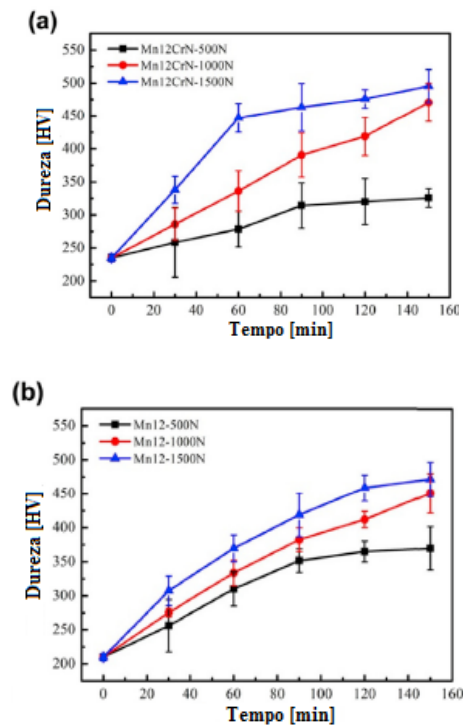
Tabela 2. Densidade de maclas após os ensaios em função da força normal para os aços Mn<sub>12</sub>CrN e Mn<sub>12</sub>.

Aço / Força normal [N]	Densidade de maclas [ 10 <sup>7</sup> x m <sup>-1</sup> ]		
	500 N	1000 N	1500N
12MnCrN	0,48	0,87	1,28
12Mn	0,51	0,72	1,04

Fonte: Adaptado de Chen et al. (2018).

O aumento da densidade de maclas pode ser observado também nos resultados de dureza após o ensaio. Chen et al. (2018) também realizaram medições de dureza em função do tempo de ensaios (Figura 16), mostrando o aumento de dureza com o tempo de ensaio e com a força normal aplicada, para os dois aços estudados. Destaca-se que um endurecimento mais rápido ocorreu para o aço 12MnCrN, atingindo maiores valores de dureza em função do tempo em comparação como aço Mn<sub>12</sub> para as forças de 1000 N e 1500 N. Os resultados de desgaste e a relação entre resistência ao desgaste e as propriedades avaliadas pelos autores serão apresentados na revisão bibliográfica sobre desgaste por deslizamento.

Figura 16. Dureza após ensaios de deslizamento em função do tempo para força normais de 500 N, 1000 N e 1500 N para os aços: (a) 12MnCrN e (b) 12Mn.



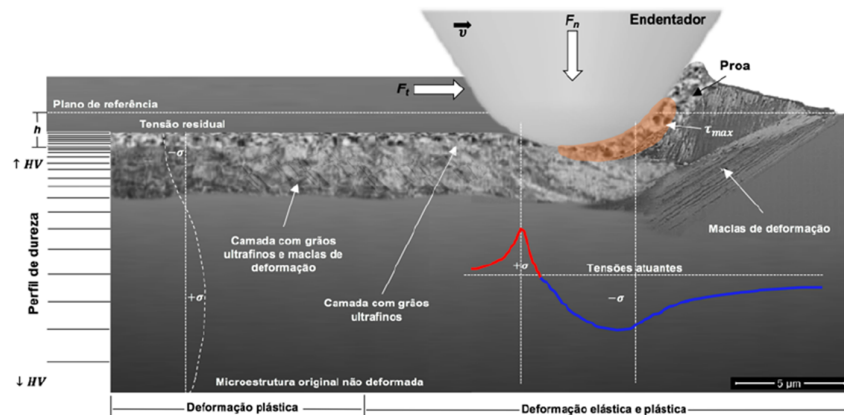
Fonte: Adaptado de Chen et al. (2018).

Segundo Bracke et al. (2007), durante a deformação plástica de aços austeníticos, que possuem estrutura cúbica de face centrada (CFC), pode ocorrer uma transformação parcial da austenita em martensita. Essa transformação pode ocorrer por dois mecanismos. O primeiro propõe a transformação da austenita diretamente em martensita  $\alpha'$ , que possui estrutura cúbica de corpo centrado (CCC).

Um segundo mecanismo propõe que primeiro ocorre a transformação da austenita em martensita  $\epsilon$ , de estrutura hexagonal compacta (HC) e posteriormente essa se transforma em martensita  $\alpha'$ . A formação da martensita  $\epsilon$  é geralmente associada à aços de baixa energia de falha de empilhamento (EFE), como no caso dos aços Hadfield.

Machado (2017) analisou aços Hadfield submetidos a diferentes processos de desgaste de modo a avaliar as alterações microestruturais em função dos níveis de esforços empregados. Os fenômenos foram avaliados em três escalas de observação: ensaio de riscamento, em britador de laboratório e em britador aplicado na indústria da mineração. O autor mostrou que a microestrutura abaixo da superfície desgastada sofre alterações semelhantes, porém em diferentes intensidades. Em todas as três escalas analisadas foi observada uma camada com grãos ultrafinos, nanométricos, na camada imediatamente abaixo da superfície de desgaste. Uma camada seguinte também foi evidenciada para todas as condições, com presença de maclas de deformação. A formação dos grãos nanométricos foi justificada pelo autor devido à ocorrência de recristalização dinâmica induzida por deformação plástica. Na Figura 17, é apresentado um esquema proposto pelo autor para representar as alterações microestruturais e de dureza que ocorrem durante um processo de abrasão via ensaio de riscamento.

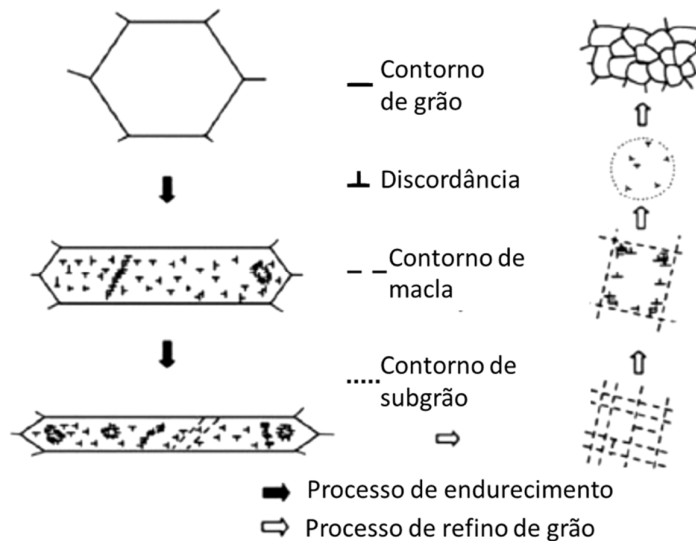
Figura 17. Esquematização do modelo de alterações microestruturais que ocorrem em aço Hadfield submetido a condições de desgaste abrasivo



Fonte: Machado (2017)

Chen et al. (2018b) apresenta esquematicamente (Figura 18) o processo de formação de uma estrutura nanocristalina em aço Hadfield submetido à deformação plástica severa. Os autores dividem o processo em dois estágios. O primeiro é marcado pela geração de discordâncias dentro dos grãos, resultando em aumento considerável de dureza. Nesse estágio inicial, as maclas ainda não são formadas, devido aos diversos sistemas de deslizamentos atuantes (12 sistemas) da estrutura cúbica de face centrada (CFC). Com isso, nessa primeira etapa, o principal mecanismo de deformação plástica dos aços Hadfield é o deslizamento de discordâncias. Conforme a deformação plástica se acumula, maclas que se cruzam começam a compor as microestruturas, e a maclação associada ao deslizamento de discordâncias se tornam os mecanismos de deformação dominantes. No segundo estágio, ocorre o refino de grão do aço Hadfield. A deformação fornece energia para que ocorra interações entre discordâncias e os contornos de macla. Essas interações desempenham um papel fundamental no processo de refinamento de grão. As interseções de maclas são dominantes nos interiores dos grãos, dividindo-os em uma escala nanométrica. Posteriormente, conforme as discordâncias e os contornos de macla interagem, os contornos de maclas são gradualmente transformados em contornos de grão (seja de baixo ou alto ângulo) de modo que uma estrutura nanocristalina é produzida. Por fim, essas interações podem desencadear a formação de nano grãos equiaxiais, com contornos de grão de alto ângulo no estágio final da nano cristalização.

Figura 18. Esquemática do processo de endurecimento por deformação e refinamento da microestrutura de aço Hadfield submetido a processo de deformação plástica severa.

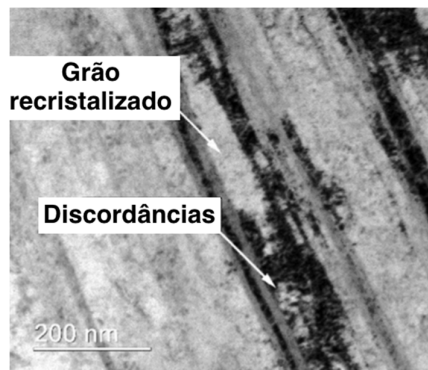


Fonte: Adaptado de Chen et al. (2018b)

Zambrano et al. (2020) detectaram a ocorrência de transformação martensítica em aço Hadfield aplicado em jacarés de aparelho de mudança de via ferroviária utilizado em ferrovia de carga pesada. Utilizando a técnica de difração de elétrons retroespalhados (EBSD) os autores mostraram que a transformação da austenita em martensita ocorre em regiões da superfície afetada pelo contato das rodas dos vagões com o componente (jacaré). Pequenas quantidades de martensita foram encontradas, sendo de no máximo 7% por área analisada, estando concentrada em regiões próximas às trincas. Dois tipos de martensita foram encontradas,  $\epsilon$  de estrutura hexagonal compacta (HC) e  $\alpha'$  de estrutura cúbica de corpo centrado (CCC). Os autores detectaram também nano maclas e grãos recristalizados dinamicamente. A formação de novos grãos recristalizados devido ao processo de desgaste foi confirmada devido à presença de grãos pequenos, em regiões próximas a contornos de grãos, sem orientação preferencial e elevada desorientação entre os grãos pequenos e os grãos maiores (não recristalizados). Os autores mostram outra evidência para a formação de novos grãos, utilizando microscopia eletrônica de

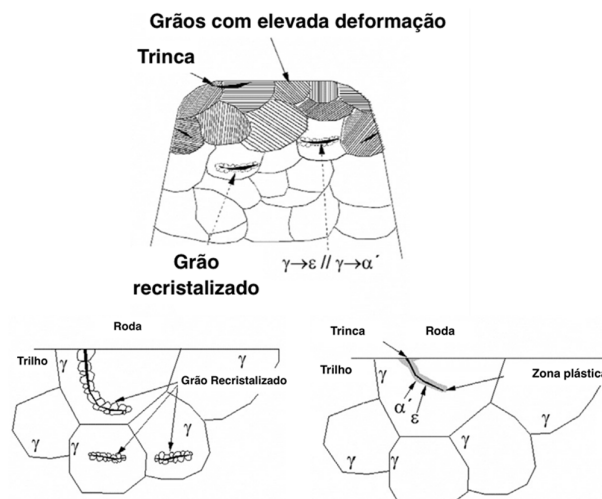
transmissão, em que foi possível observar regiões com elevada densidade de discordância contornando regiões de baixa densidade de discordância, como apresentado na Figura 19. Uma representação esquemática proposta por Zambrano et al (2020) das principais alterações microestruturais encontradas em aço Hadfield aplicado em jacarés de ferrovia de carga pesada é apresentada na Figura 20. Na região da seção transversal mais próxima à superfície constata-se a presença de maclas de deformação, trincas, grão recristalizados e formação de martensita.

Figura 19. Micrografia obtida utilizando microscópio eletrônico de transmissão mostrando grão recristalizado contornado por discordâncias.



Fonte: Adaptado de Zambrano et al. (2020).

Figura 20. Representação esquemática das principais alterações microestruturais encontradas em aço Hadfield aplicado em jacarés de ferrovia de carga pesada.



Fonte: Adaptado de Zambrano et al. (2020).

A seguir, apresenta-se uma revisão sobre desgaste por deslizamento, um dos principais modos de desgaste presentes em aplicações de aços Hadfield, mais precisamente em núcleos de aparelhos de mudança de via ferroviária. Nesta aplicação o desgaste ocorre devido ao deslizamento das flanges das rodas ferroviárias contra o núcleo de aço Hadfield.

### 3.3. Desgaste por deslizamento

Desgaste é o processo de perda progressiva de material da superfície de um corpo devido à ação mecânica. O desgaste por deslizamento ocorre quando duas superfícies sólidas deslizam uma sobre a outra (Hutchings, 1992), ocorrendo o fenômeno de dissipação de energia por atrito, resultando no desgaste das superfícies.

A força conhecida por atrito pode ser definida como a resistência encontrada por um corpo ao deslizar sobre o outro, sendo uma força tangencial à interface de contato, porém com direção contrária à direção de deslizamento (Hutchings, 1992). A relação entre a força de atrito e a força normal é conhecida como coeficiente de atrito. Esse coeficiente não é intrínseco para o deslizamento de um par específico de materiais, mas sim dependente do sistema tribológico (Blau, 2001), ou seja, do meio interfacial, propriedades das superfícies e do meio ambiente.

Assim como o coeficiente de atrito é dependente do sistema tribológico, a resistência ao desgaste dos materiais também. Archard (1953) propôs um modelo (Equação 1) para prever o volume de material desgastado (V). Nesse modelo, o volume removido é diretamente proporcional à força normal aplicada (N) e à distância percorrida (d) e inversamente proporcional à dureza do material mais mole ( $H_m$ ) que está em contato. O volume desgastado é também uma função do coeficiente de desgaste (k), sendo este definido como a probabilidade de que o encontro entre duas asperezas resulte em remoção de material.

$$V = k \frac{N d}{H_m} \quad \text{Equação 1}$$

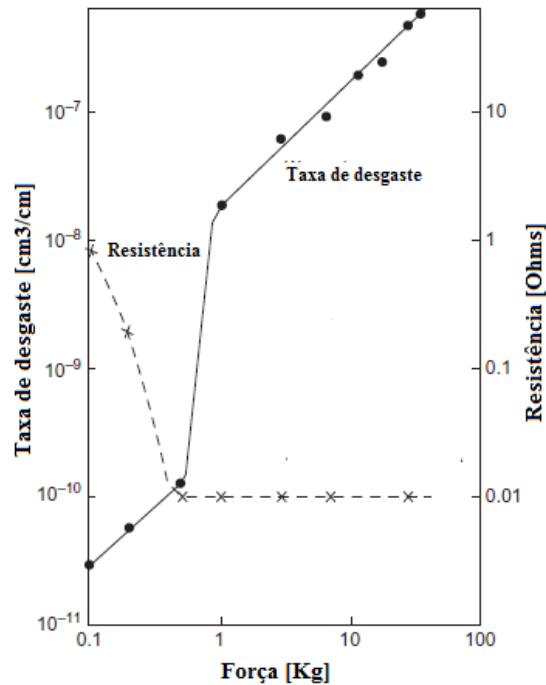
Essa equação ficou conhecida como Equação de Archard, sendo amplamente utilizada pela sua simplicidade, além de possibilitar quantificar a severidade do

desgaste, por meio do coeficiente de desgaste ( $k$ ). Porém o modelo não é capaz de responder a todos os sistemas tribológicos e na revisão que se segue serão apresentadas algumas críticas em momentos oportunos.

Como destacado pela equação de Archard, a força normal aplicada ao sistema é umas das mais importantes variáveis do tribossistema. A seguir, será apresentada uma revisão bibliográfica sobre a influência da força normal e outros aspectos importantes perante ao comportamento tribológico dos metais.

Hirst e Lancaster (1956) estudaram a variação de regimes de desgaste em função da força normal aplicada em ensaios de desgaste por deslizamento. Os autores submeteram pinos de latão contra discos de Stellite e variaram a força aplicada em até 2 ordens de grandeza. Os resultados são mostrados na Figura 21. Os autores observaram um regime de desgaste moderado para forças normais menores, em que a resistência elétrica de contato é alta, característica de superfície oxidada. Com aumento da força normal aplicada nos ensaios, a taxa de desgaste aumenta e a partir de uma certa força normal passa a operar o regime severo, com aumento brusco da taxa de desgaste em três ordens de grandeza e também com grande redução da resistência elétrica, caracterizando contato metal-metal. Para condições mais severas, o aumento brusco da perda de massa foi justificado pela quebra do filme de óxidos, este representado pela redução da resistência elétrica. Os autores ainda verificaram que, para condições menos severas, a superfície de desgaste era lisa, de baixa rugosidade, com partículas de desgastes pequenas e escuras, sugerindo “*debris*” oxidados. Por outro lado, para forças maiores os autores encontraram partículas de desgaste maiores associadas a superfícies de desgaste mais rugosas. Os autores não informaram sobre medições de forças de atrito.

Figura 21. Taxa de desgaste em função da força aplicada e da resistência elétrica.



Fonte: Adaptado de Hirst e Lancaster (1956).

Archard e Hirst (1956) estudaram o efeito da força normal e da distância de deslizamento para diversos materiais, sendo eles latão, aço inoxidável ferrítico, teflon, liga de cobre berílio e Stellite. Na Figura 22, são apresentados resultados de volume removido em função a distância de deslizamento para diversas forças normais utilizadas para um pino fabricado de aço inoxidável ferrítico submetido ao deslizamento contra um disco de metal duro (WC-Co). Os autores mostraram que:

- Com a elevação da força normal aplicada de 80 para 930 g, houve um progressivo aumento da inclinação das curvas de perda volumétrica, ou seja, da taxa de desgaste (perda de massa em função da distância percorrida)
- A curva de perda volumétrica para a força normal de 1500 g apresentou duas regiões lineares. A primeira com taxa de desgaste maior que a segunda, que perdura até aproximadamente  $1,8 \times 10^6 \text{ cm}^3/\text{cm}$ . A partir desta a taxa de desgaste diminui para um valor semelhante ao obtido no ensaio com força normal de

930 g.

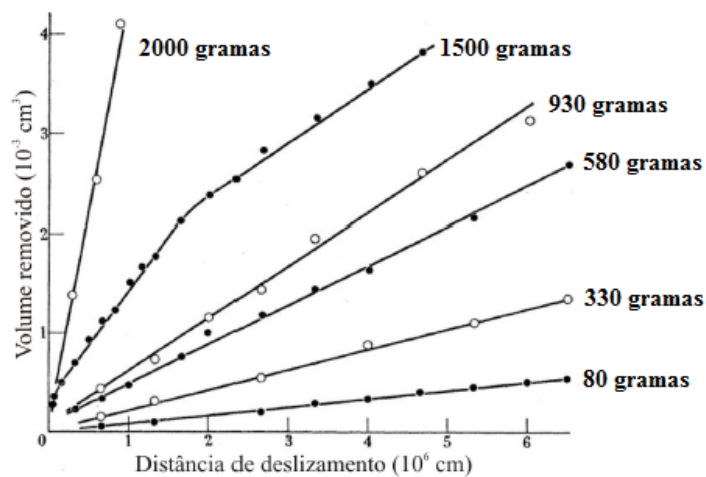
- Para a maior força normal aplicada, 2300 g, os resultados de perda de volumétrica são lineares com a maior taxa de desgaste de todos os experimentos.

Com base nestes resultados os autores concluíram que:

- As perdas de massa e as respectivas taxas de desgaste dos ensaios feitos com 80 a 930g constituíam um regime de desgaste moderado. Neste regime ocorrem também as perdas de massa e a taxa de desgaste do segundo trecho do ensaio feito com 1500g, ou seja, os resultados a partir de  $1,8 \times 10^6$  cm.
- Tanto a primeira região linear de perda de massa do ensaio feito com 1500 g quanto toda a extensão do ensaio feito com 2300g constituíam um outro regime de desgaste, o severo.

Os autores explicaram a transição de desgaste com base nas observações experimentais realizadas, de acordo com a natureza do contato, sendo, segundo os autores, o regime moderado associado ao contato elástico e o regime severo ao contato plástico.

Figura 22. Volume removido em função do tempo de ensaio para diversas forças aplicadas.



Fonte: Adaptado de Archard e Hirst (1956).

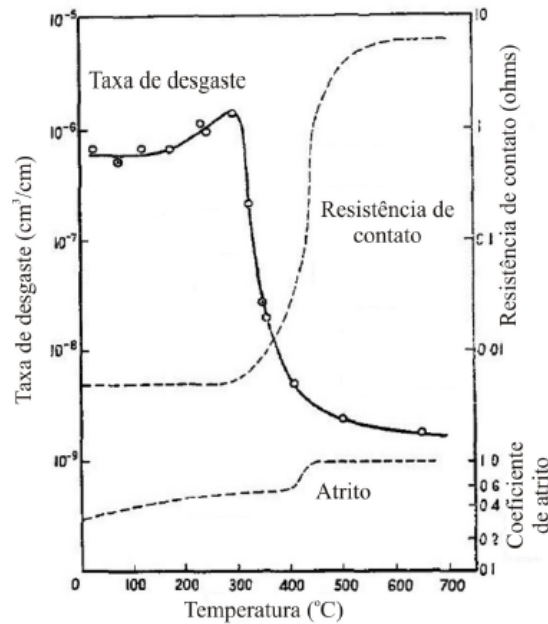
Como citado anteriormente, o trabalho de Hirst e Lancaster (1956) mostrou que em forças normais menores as superfícies dos materiais estavam separadas por

uma camada de óxidos e com o aumento da força normal o contato metálico passava a ocorrer. Nas condições experimentais utilizadas, a força normal foi variada e como consequência ocorreu oxidação e também quebra da camada de óxidos. Seguindo outra linha, Lancaster (1957) estudou a variação da temperatura em ensaios de deslizamento do sistema pino contra disco, sendo o pino fabricado de latão e o disco de aço ferramenta (Figura 23). O aumento da temperatura foi realizado com intuito de alterar a reatividade química das superfícies com a atmosfera e assim a velocidade de formação de óxidos nas superfícies. Foi realizado aquecimento de todo o conjunto (pino e disco). Os autores realizaram medições de taxa de desgaste, resistência de contato e coeficiente de atrito.

Na Figura 23, é possível observar uma brusca queda da taxa de desgaste em temperaturas superiores a 300 °C, caracterizando uma transição de regime de desgaste de severo para moderado. Essa queda da taxa de desgaste foi acompanhada de um aumento da resistência elétrica, associada a formação de óxidos, assim como visto no trabalho de Hirst e Lancaster (1956), porém com essa transição ocorrendo com a redução da força aplicada. Segundo Lancaster (1957), o aumento da temperatura ambiente favorece a formação de óxidos, com a taxa de formação de óxidos sendo superior à taxa de remoção, prevenindo assim as superfícies do contato metal-metal. No trabalho de Hirst e Lancaster (1956), Figura 21, em forças superiores a 1 kg (força crítica de transição), a taxa de remoção dos óxidos é superior à taxa de formação, favorecendo assim a ocorrência do regime severo de desgaste.

Quanto aos resultados de coeficiente de atrito, também na Figura 23, observa-se um aumento de 0,3 para 1,0, enquanto a taxa de desgaste reduziu aproximadamente em 3 ordens de grandeza. Não foi fornecida nenhuma hipótese para explicar o comportamento do coeficiente de atrito.

Figura 23. Taxa de desgaste, resistência de contato e coeficiente de atrito em função da temperatura.

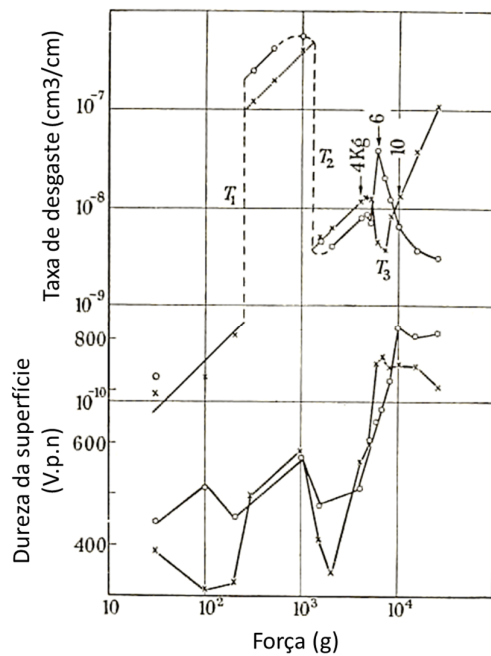


Fonte: Adaptado de Lancaster (1957).

Outro importante trabalho sobre a influência da força normal na taxa de desgaste foi realizado Welsh (1965). Na Figura 24, são apresentados resultados de taxa de desgaste em função da força normal aplicada. Notam-se quatro regiões, sendo marcadas por três transições, indicadas por três forças T1, T2 e T3, em que T1 é uma força, a partir da qual há uma transição de aumento de taxa de desgaste. A partir da força T1, a taxa de desgaste aumenta mais intensamente do que abaixo dela. T2, por sua vez, é uma força a partir da qual ocorre uma transição de redução de taxa de desgaste. Os autores mostraram que para forças menores do que T1 o regime de desgaste foi moderado, sendo marcado por uma baixa taxa de desgaste e com as superfícies sendo separadas por um filme de óxido. Com aumento da força normal, ocorre aumento da taxa de desgaste até atingir a força referente à primeira transição, T1, em que ocorre um grande aumento da aceleração da taxa de desgaste, sendo de 3 a 4 ordens de grandeza maior, passando assim a operar outro regime de desgaste, o severo, marcado pelo contato metal-metal e por partículas de desgaste metálicas. Nessa região a taxa de desgaste aumenta com a força normal, até uma determinada força T2, onde ocorre outra transição, marcada por uma brusca redução da taxa de

desgaste. Após a força T2, volta a operar o regime moderado, com as superfícies sendo separadas por um filme de óxido que foi formado devido ao aumento de temperatura e com isso a taxa de formação de óxidos é capaz de superar a taxa de remoção do mesmo. Após T2 com o retorno ao regime de desgaste moderado, a dureza tende a cair em vez de aumentar, e o endurecimento expressivo das superfícies não ocorre até que seja atingida a transição T3. Após T3, a dureza da superfície aumenta expressivamente e a taxa de desgaste sofre uma redução.

Figura 24. Taxa de desgaste e dureza superficial em função da força normal



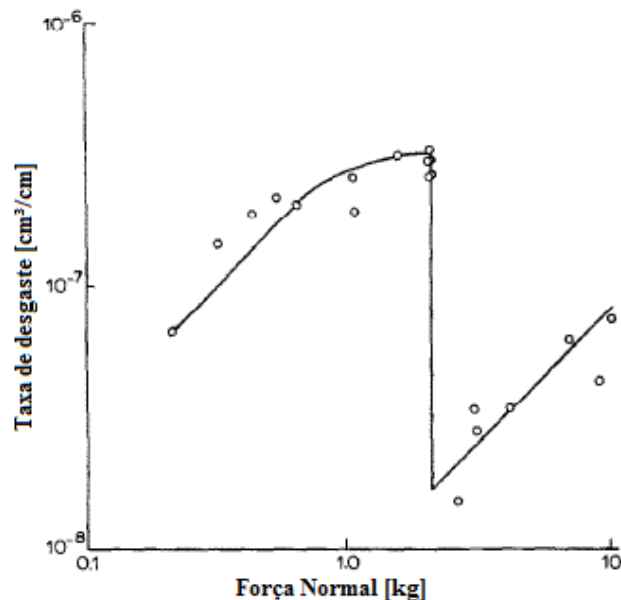
Fonte: Adaptado de Welsh (1965).

No trabalho de Farrell e Eyre (1970) o comportamento de um aço carbono submetido a ensaios de deslizamento, na configuração pino contra disco, foi avaliado em função a força normal (Figura 25). Para a faixa de força normal estudada, os autores mostraram que a taxa de desgaste inicialmente aumenta monotonicamente com aumento da força aplicada em uma ordem de grandeza, de 0,3 para 2 quilogramas, e depois, para forças entre 2,0 e 2,5 quilogramas, passa por uma brusca redução. Posteriormente, com aumento da força normal entre 2,5 e 10 quilogramas, a taxa de desgaste aumenta. A taxa de desgaste obtida para 10 quilogramas foi menor do que a taxa obtida para 0,3 quilogramas. A transição de desgaste encontrada pelos

autores é similar a transição T2 apresentada no trabalho de Welsh (1965).

Ao contrário da taxa de desgaste, os autores encontraram que coeficiente de atrito diminui com o aumento da força normal aplicada. A justificativa proposta pelos autores foi a mesma proposta por Welsh (1965) para a transição T2, em que ocorre a formação de uma camada de óxidos que separa as superfícies evitando o contato metal-metal. Os autores explicam que o incremento da força normal aplicada nos ensaios resulta em maiores temperaturas superficiais dos corpos em deslizamento, sendo essas temperaturas suficientes para causar a reação de oxidação das superfícies.

Figura 25. Taxa de desgaste em função da força normal.

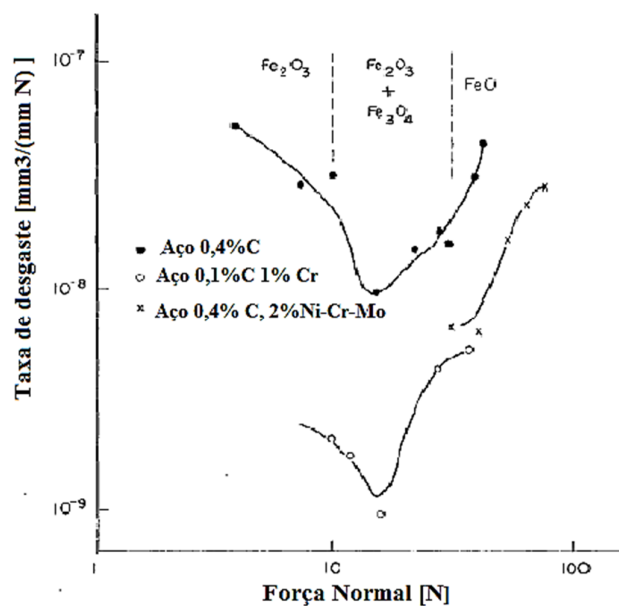


Fonte: Adaptado de Farrell e Eyre (1970).

Childs (1980) também estudou a influência da força normal na taxa de desgaste por deslizamento. O autor compilou resultados de outros autores, permitindo assim comparar resultados de três aços, com diferentes composições químicas. Apenas a microestrutura do aço com 0,4% de carbono foi informada, sendo ela perlítica. Para os aços com 0,1% de carbono e com 0,4% de carbono e 2% de NiCrMo as microestruturas não foram informadas pelo autor. Os resultados mostraram que com aumento da força normal, inicialmente, ocorre uma redução da taxa de desgaste, até uma certa força normal em que a taxa de desgaste passa a

aumentar com a elevação da força normal (Figura 26). A análise dos óxidos formados foi realizada utilizando difração de Raio-X, mostrando que até uma força de 10 N, os óxidos formados foram predominantemente hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). Para uma faixa de força entre 10 e 50 N, em que se concentram as menores taxas de desgaste, foram encontrados predominantemente dois tipos de óxidos, continuando a ocorrer formação de hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) porém também com presença de magnetita ( $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ). Para as forças maiores do que 50 N, a perda de massa continua a aumentar, sendo essas condições marcadas pela presença do óxido de ferro wustita ( $\text{FeO}$ ). Nesse trabalho o comportamento da taxa de desgaste foi associado à mudança do óxido formado, sendo que com aumento da força normal, os tipos de óxidos encontrados mudaram e para uma faixa intermediária de forças estudadas (entre 10 N e 50 N), menores taxas de desgaste foram encontradas sendo associadas a presença do óxido de ferro magnetita.

Figura 26. Taxa de desgaste em função da força aplicada para três aços com diferentes composições químicas



Fonte: Adaptado de Childs (1980)

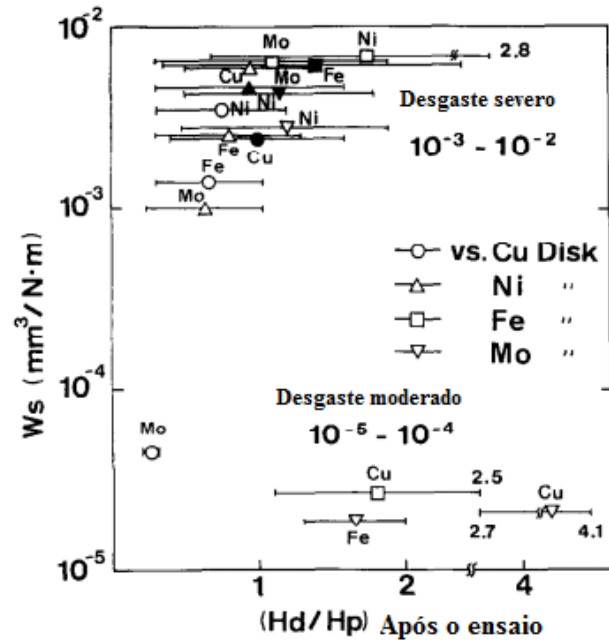
Essa revisão mostrou até o presente momento que as transições de desgaste são dependentes das variáveis do sistema tribológico, como força normal e condições atmosféricas (temperatura e atmosfera) e que essas transições são

associadas à oxidação de superfícies (Hirst; Lancaster, 1956; Lancaster, 1957; Welsh, 1965; Farrell; Eyre, 1970; Childs, 1980), o tipo de óxido formado (Childs, 1980) e a natureza do contato, seja ele plástico ou elástico (Archard; Hirst, 1956).

Transições de desgaste são também encontradas em função de outras variáveis do sistema tribológico, como por exemplo a dureza dos materiais. Embora o modelo proposto por Archard assumira que apenas as propriedades do material do corpo mais mole influenciam o desgaste das superfícies em contato, sem considerar a dureza do corpo mais duro, existem trabalhos que encontraram resultados em que a relação de dureza entre o par deslizante é muito relevante na taxa de desgaste e, assim, no regime operante.

Akagaki e Rigney (1991) estudaram o desgaste por deslizamento em vácuo para 16 combinações entre metais puros (cobre, níquel, ferro e molibdênio). Foi utilizada a configuração de ensaio pino contra disco. Os pinos e discos foram fabricados com os quatro metais. As taxas de desgaste foram relacionadas com a relação de dureza entre o disco e o pino ( $H_d/H_p$ ) (Figura 27). Para essa relação, valores superiores a 1 indicam que o disco possui maior dureza que o pino e, por outro lado, valores menores do que 1 indicam que o pino possui maior dureza. Verificou-se que o desgaste severo, ocorreu, geralmente, para valores em que a faixa de relação de dureza após o teste é inferior 1,0. O desgaste moderado ocorreu quando essa razão de dureza incluía apenas valores maiores do que 1,0.

Figura 27. Taxa de desgaste em função da relação de dureza do par após ensaios pino contra disco.



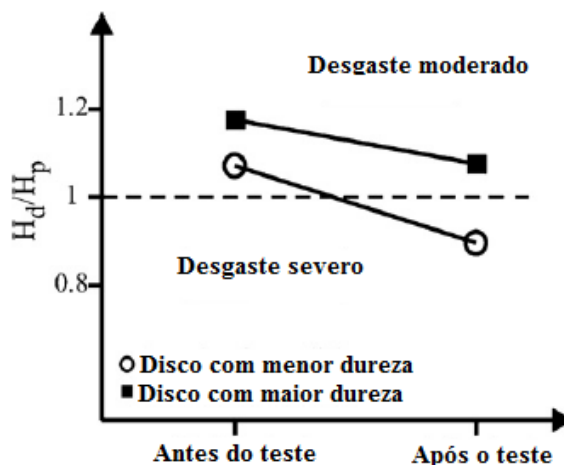
Fonte: Adaptado de Akagaki e Rigney (1991).

Viafara e Sinatora (2009) também estudaram a influência da dureza do par no desgaste por deslizamento no sistema pino contra disco. Os pinos foram fabricados com aço AISI 4140 (433 HV) e os discos com aço H-13, com dois níveis de dureza, 460 HV e 525 HV, permitindo obter duas relações de dureza antes dos ensaios, 1,06 e 1,2. Os autores também realizaram medições de dureza após o ensaio, mostrando a importância da relação de dureza também após os ensaios (Figura 28). Segundo os autores, a natureza da deformação devido ao contato superficial depende principalmente da dureza de ambas as superfícies que estão em deslizamento. Quando existe uma diferença significativa de dureza dos corpos em contato, pode-se supor que o corpo mais duro causará uma deformação plástica na superfície de menor dureza durante o deslizamento. Esta é a condição considerada pela equação de Archard (Archard, 1953), em que o desgaste depende exclusivamente a dureza do material de menor dureza. Por outro lado, quando a dureza dos corpos é similar, ou seja, quando a relação de dureza se aproxima de 1, os autores sugerem que a natureza de contato será fortemente influenciada pela dinâmica do deslizamento e pelo seu

endurecimento.

Viafara e Sinatora (2009) avaliaram o coeficiente de atrito em função da dureza do disco. Os resultados mostraram que não ocorreu uma variação do coeficiente de atrito médio alterando a dureza do disco. Porém, quando o coeficiente de atrito apresentou maiores variações em ensaios com o disco de menor dureza, esses resultados, segundo os autores, são característicos da intensa interação entre asperezas. A Figura 28 apresenta os valores iniciais e finais da relação de dureza entre o disco e o pino ( $H_d / H_p$ ) para os resultados dos testes de desgaste. Como uma consequência do maior endurecimento dos pinos, os autores observaram que os valores de relação de dureza diminuem após os ensaios de deslizamento. Foi mostrado também que o endurecimento para a condição do disco de menor dureza resultou em valores de relação de dureza menores do que 1, sendo associado ao regime de desgaste severo. Ao contrário, o valor  $H_d / H_p$  permaneceu superior a 1 para a condição com disco de maior dureza, em que o regime de desgaste moderado permaneceu.

Figura 28. Relação de dureza antes e após os ensaios pino contra disco.



Fonte: Adaptado de Viafara e Sinatora (2009).

Os resultados encontrados por Viáfara e Sinatora (2009) corroboram o proposto por Akagaki e Rigney (1991), que estabeleceram que a relação de dureza é um ponto crítico para determinar a transição entre regime moderado e severo. Segundo Viáfara e Sinatora (2009), os valores de  $H_d / H_p$  variam no início dos ensaios até atingir valores estáveis no regime permanente do teste, sendo associado a

mudança da natureza do contato das superfícies. Quando a dureza do disco é mais alta que a dureza dos pinos, o valor  $H_d / H_p$  é superior a 1 ocorre predominantemente contato elástico. Isso é possível, já que o disco que é mais duro tem apenas um contato intermitente com pino, sobre o qual o primeiro remove ineficientemente os óxidos das superfícies deslizantes. Ou seja, a ação protetora dos óxidos não é inibida, promovendo o regime de desgaste moderado.

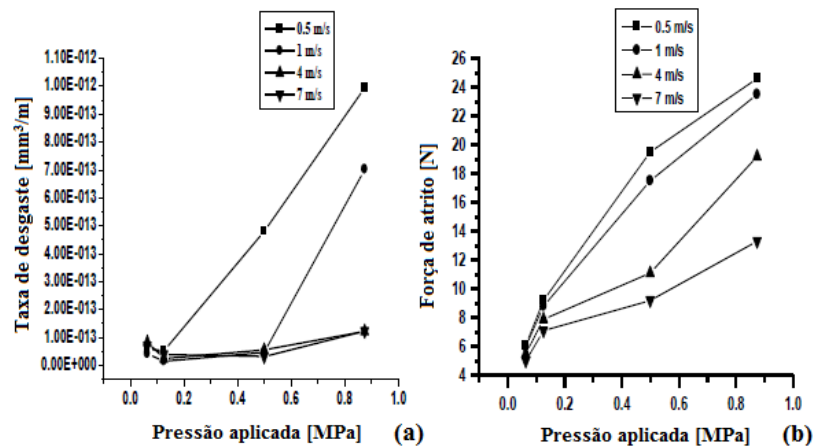
Por outro lado, segundo os autores, para o valor de  $H_d / H_p$  menor do que 1, em que o pino é mais duro que o disco, a natureza do contato é predominantemente plástica, sendo justificado pelos autores pelo fato do corpo mais duro, nesse caso o pino, estar sempre em contato com o corpo de menor dureza (disco). Nesta condição, como o pino desgasta o disco e assim ocorre a remoção de óxidos, torna-se mais favorável a ocorrência do regime de desgaste severo. Com esses resultados os autores mostraram que é possível prever o regime de desgaste, considerando a relação de dureza dos corpos, sendo essa relação de dureza influenciada pelo endurecimento.

Tikotkar (2012) submeteu aços Hadfield a ensaios de deslizamento na configuração pino contra disco. Os pinos foram fabricados com aço Hadfield e os discos com aço AISI 316. No trabalho não foi informada a dureza para nenhum dos materiais. A pressão aplicada no ensaio foi variada entre 0,063 Mpa e 0,874 Mpa, resultando em, aproximadamente, uma variação de força normal entre 5 N e 70 N. A velocidade de deslizamento também foi variada, com valores entre 0,5 m/s e 7 m/s. Segundo os autores, a taxa de desgaste (Figura 29) é a mesma para condições mais extremas de velocidade e pressão aplicada, ou seja, para forças normais de 40 N e 70 N e velocidades de 4 m/s e 7 m/s não foi observada variação significativa da taxa de desgaste. Os autores também mostraram, em linhas gerais, que ocorre uma redução da força de atrito com aumento da velocidade de deslizamento para as diferentes pressões aplicadas. A redução da taxa de desgaste e da força de atrito para maiores forças normais e maiores velocidades de deslizamento foi justificada pela ocorrência de oxidação nas superfícies de desgaste. Esse fenômeno foi constatado com observação em MEV das superfícies de desgaste.

No trabalho de Tikotkar (2012), não foi avaliado o coeficiente de atrito, mas

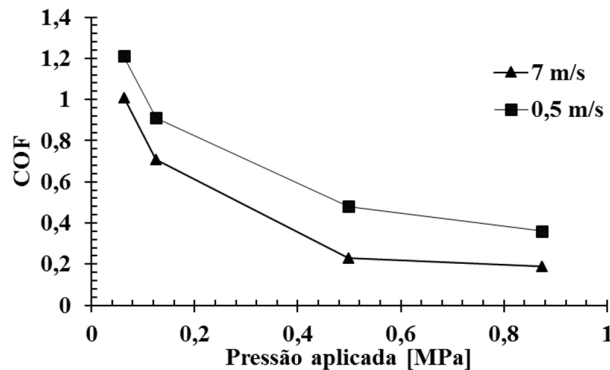
os resultados de força de atrito permitem calcular seus valores, dividindo a força de atrito pela força normal, sendo essa última obtida pela multiplicação da pressão aplicada pela área da seção do pino que possui 10 mm de diâmetro. Os resultados do coeficiente de atrito em função da pressão de contato para a maior e menor velocidades, 7 m/s e 0,5 m/s, são apresentados na Figura 30. Observa-se que para ambas velocidades uma redução do coeficiente de atrito com aumento da pressão aplicada. Também se nota que o coeficiente de atrito em função da mesma força aplicada é menor para velocidades de deslizamento maiores.

Figura 29. (a) Taxa de desgaste e (b) força de atrito em função da pressão aplicada para aço Hadfield em ensaios pino contra disco.



Fonte: Adaptado de Tikotkar (2012)

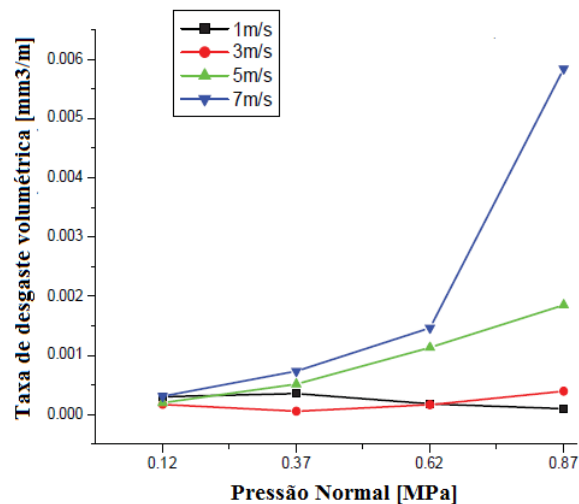
Figura 30. Coeficiente de atrito em função da pressão aplicada para aço Hadfield em ensaios pino contra disco.



Fonte: Adaptado de Tikotkar (2012).

Sharanabasappa e Kabadi (2013) mostraram que o comportamento de um aço martensítico em função da força normal é também dependente da velocidade de deslizamento. Os autores realizaram ensaios de desgaste pino contra disco para diferentes forças aplicadas e velocidades de deslizamento. Para velocidades menores, de 1 m/s e de 3 m/s, a taxa de desgaste não varia significativamente com aumento da pressão aplicada. Para velocidade maiores, de 5 m/s e 7 m/s, a taxa de desgaste aumentou consideravelmente com a pressão aplicada. Os autores justificaram os resultados para velocidades baixas devido ao aumento de dureza das amostras com força normal, sendo esse aumento de dureza devido às deformações ocorridas pelo contato entre as superfícies. Por outro lado, para velocidade maiores, os autores sugerem que ocorreu aumento significativo da temperatura na interface de contato, que ocasionou a redução de dureza das amostras e consecutivamente aumento da taxa de desgaste com aumento da força normal. É importante ressaltar que autores não realizaram medições de dureza, apenas sugerem a hipótese.

Figura 31. Taxa de desgaste volumétrica em função da pressão para aço martensítico com 0,92%C.

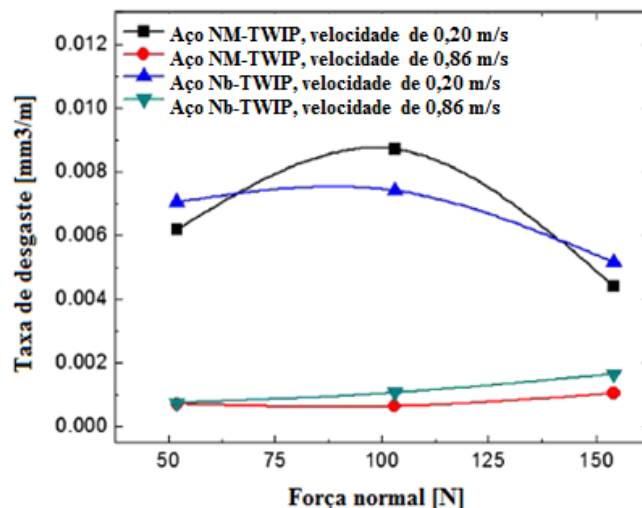


Fonte: Adaptado de Sharanabasappa e Kabadi (2013).

Mejía et al. (2013) realizaram um estudo da influência da força normal em ensaios de deslizamento para aços austeníticos de alto manganês (22% Mn) com e sem adição

de nióbio. Foi também avaliada a influência da velocidade de deslizamento. Os resultados obtidos são mostrados na Figura 32. Segundo os autores, para a maior velocidade de deslizamento, de 0,86 m/s, ocorre um pequeno aumento da taxa de desgaste em função do aumento da força normal de 50 N para 150 N. Para a velocidade de deslizamento menor, 0,2 m/s, foi observada uma redução da taxa de desgaste com aumento da força normal de 50 N para 150 N. Para nenhuma das condições foram apresentados os valores de desvio padrão das taxas de desgaste. Comparando os resultados em função da velocidade, os autores mostraram que a taxa de desgaste obtida, para uma mesma força normal, foi menor para a velocidade maior. Os autores sugeriram que a redução da taxa de desgaste com o aumento da força normal ocorre devido a formação de uma fina camada oxidada na superfície de desgaste após os ensaios com a maior força normal. A justificativa para menores taxas de desgaste em velocidades mais elevadas foi relacionada com a formação de maior quantidade de óxidos na superfície das amostras testadas, reduzindo assim o contato metal-metal e consequentemente a taxa de desgaste. Os autores não realizaram medições da fração de óxidos nas superfícies, sugerindo essa hipótese apenas devido a observações das superfícies de desgaste em microscópio eletrônico de varredura.

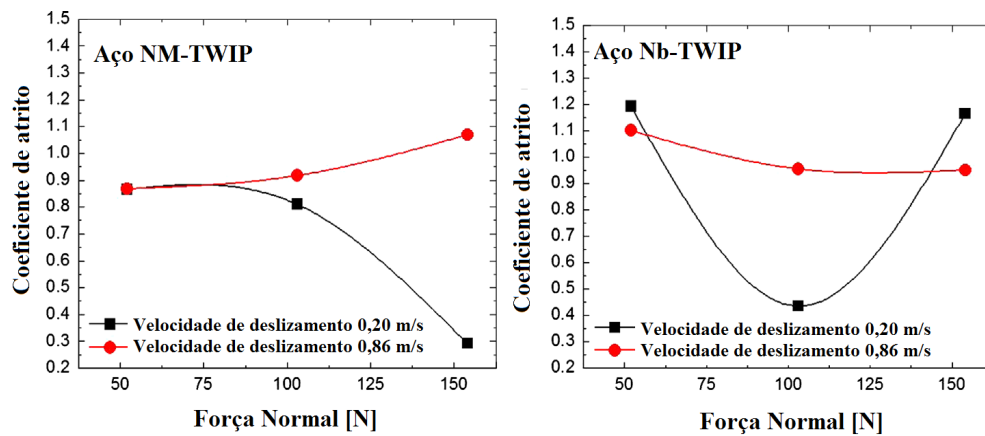
Figura 32. Taxa de desgaste em função da força normal para aços austeníticos de alto manganês.



Fonte: Adaptado de Mejía et al. (2013).

Ainda no trabalho de Mejía et al (2013), foi avaliado o coeficiente de atrito médio em função da força normal (Figura 33). Para o aço sem adição de nióbio, ocorreu uma redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal para a menor velocidade e, por outro lado, aumento do coeficiente de atrito com a força normal para a maior velocidade. Por outro lado, um comportamento diferente foi observado para o aço com adição de nióbio, em que o ocorre uma redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal para a maior velocidade de deslizamento. Os resultados não foram justificados pelos autores.

Figura 33. Coeficiente de atrito em função da força normal para aços austeníticos de alto manganês.

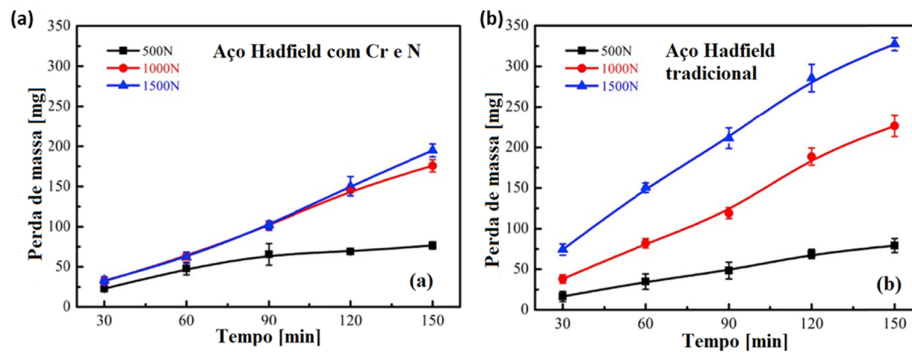


Fonte: Adaptado de Mejía et al. (2013).

A avaliação de aço Hadfield submetido a desgaste por deslizamento foi realizada por Chen et al (2018). No trabalho em questão, os autores submeteram um aço Hadfield com composição química tradicional (1,41%C e 11,7%Mn) e outro aço Hadfield com adição de Cr e N (1,1%C 11,6%Mn 2,17%Cr 0,052%N) a ensaios de deslizamento variando a força normal aplicada. A perda de massa do aço Hadfield com Cr e N foi menor para todas as duas condições de maior severidade (1000 N e 1500 N) em comparação com o aço Hadfield tradicional. Para a menor força normal aplicada, 500 N, não foi observada variação significativa de perda de massa entre os dois aços. Não foi observada variação significativa de perda de massa entre as duas condições de maior severidade (1000 N e 1500 N) para o aço Hadfield com Cr e N, enquanto para o

aço Hadfield tradicional, segundo os autores, foi notada uma diferença significativa de perda de massa com aumento da força normal (Figura 34). Os autores atribuíram os resultados em função da força normal devido ao maior endurecimento em forças mais altas para o aço com adição de Cr e N. Os resultados de dureza foram discutidos anteriormente na Figura 16.

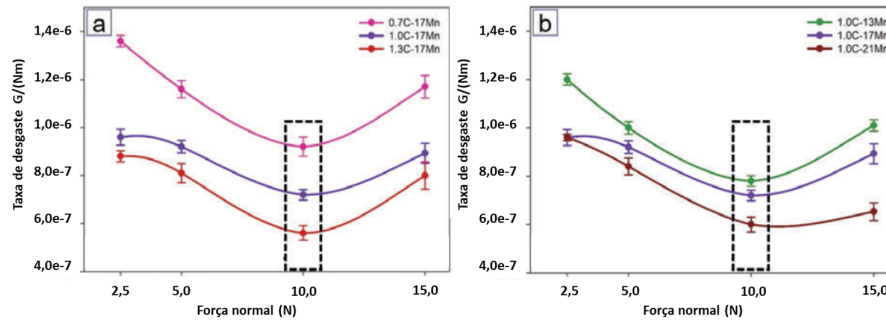
Figura 34. Perda de massa em função do tempo para aço Hadfield com Cr e N (a) e Hadfield tradicional (b) para 3 forças aplicadas.



Fonte: Adaptado de Chen et al. (2018).

Gurol e Kurnaz (2020) estudaram o efeito da força normal e da variação dos teores de carbono e manganês na resistência ao desgaste por deslizamento de aços manganês austeníticos, na configuração esfera contra disco. Foram avaliadas forças normais entre 2,5 N e 15 N. Os discos foram fabricados com os aços austeníticos manganês com as seguintes variações de C e Mn: A composição química dos aços estudadas foram: 0,7%C e 17%Mn; 1,0%C e 13%Mn; 1,0%C e 17%Mn; 1,0%C e 21%Mn; 1,0%C e 21%Mn; 1,3%C e 17%Mn. O material das esferas foi a alumina. Os resultados de taxa de desgaste em função da força normal são apresentados na Figura 35. Nota-se que para todas as ligas ocorreu uma redução da taxa de desgaste em função do aumento da força normal de 2,5 N para 10 N e posteriormente com aumento da força normal para 15 N a taxa de desgaste passa a aumentar. Os autores não justificaram a redução da taxa de desgaste com aumento da força normal até 10 N, porém o aumento da taxa de desgaste com aumento da força normal de 10 N para 15 N foi justificado pela ação de partículas de desgaste na interface como abrasivo, devido à presença de riscos de abrasão nas superfícies de desgaste das amostras ensaiadas com 15 N.

Figura 35. Taxa de desgaste em função da força normal para as ligas com (a) 0,7%C e 17%Mn, 1,0%C e 17%Mn e 1,3%C e 17%Mn e (b) 1,0%C e 13%Mn, 1,0%C e 17%Mn e 1,0%C e 21%Mn.



Fonte: Adaptado de Gurol e Kurnaz (2020).

Nesse capítulo, foi realizada uma revisão bibliográfica sobre os efeitos das variáveis do tribossistema, com maior enfoque na força normal aplicada, no comportamento da taxa de desgaste e das transições de regimes de desgaste que ocorrem durante o deslizamento de superfícies de materiais metálicos. Os principais pontos são resumidos a seguir:

a) Efeito da força

Segundo a equação de Archard (1953), o volume de desgaste é proporcional a força aplicada e inversamente proporcional a dureza da superfície de menor dureza.

Alguns trabalhos mostraram que materiais submetidos a deslizamento apresentam aumento da taxa de desgaste com a força normal até uma força T1, com a taxa de desgaste sendo controlada pela formação de um filme de óxidos que protege as superfícies. Porém, a partir desta força normal, T1, ocorre remoção da camada oxidada e um brusco aumento da taxa de desgaste (Archard; Hisrt, 1956; Welsh, 1965). Com aumento da força normal, até uma força crítica T2, ocorre outra transição de desgaste, com uma redução da taxa de desgaste pois a taxa de formação de óxidos na superfície supera a taxa de remoção devido ao aumento de temperatura de contato (Welsh, 1965; Farrell; Eyre, 1970).

Outros trabalhos não trataram de transições de desgaste, porém mostraram que para uma determinada faixa de força normal estudada, ocorre redução ou estabilização

da taxa de desgaste com aumento da força aplicada (Tikotkar, 2012 e Chen et al., 2018). A redução da taxa de desgaste foi justificada pela formação de óxidos nas superfícies em ensaios com forças maiores (Tikotkar, 2012) e devido ao aumento de dureza da superfície em deslizamento (Chen et al., 2018). Por outro lado, existem trabalhos em que o aumento da força normal promoveu aumento da taxa de desgaste (Sharanabasappa; Kabadi, 2013; Chen et al., 2018). Nessa constatação, uma das justificativas sugeridas pelos autores foi que com aumento da força normal ocorreu aumento da temperatura superfície causando redução de dureza das superfícies e assim aumentando a taxa de desgaste (Sharanabasappa; Kabadi, 2013).

Como destacado aqui, o comportamento da taxa de desgaste é de difícil modelamento, pois é dependente de algumas variáveis do tribossistema. Por isso, o modelo proposto por Archard (1953) não pode ser aplicado em qualquer condição, principalmente em condições de maiores esforços, que envolvem alterações como a remoção da camada de óxidos, variações significativas da taxa de formação de óxidos ou mesmo em que ocorrem variações de dureza das superfícies.

#### b) Efeito da velocidade de deslizamento

Assim como a força normal, a velocidade de deslizamento também é uma variável importante do sistema tribológico. Alguns trabalhos mostraram uma redução da taxa de desgaste com aumento da velocidade de deslizamento (Tikotkar, 2012; Sharanabasappa; Kabadi, 2013), com os resultados sendo justificados devido a formação de uma camada de óxidos nas superfícies. Por outro lado, Sharanabasappa e Kabadi (2013) encontraram um aumento da taxa de desgaste com aumento da velocidade de deslizamento, devido ao aumento de temperatura das superfícies, levando a uma redução de dureza das mesmas.

A velocidade de deslizamento pode então causar comportamentos antagônicos, a depender do par em contato e do nível de forças aplicadas. Nos trabalhos citados, as microestruturas dos materiais são diferentes, portanto a resposta delas ao aumento de temperatura é diferenciada, podendo assim formar um filme protetivo de óxidos ou mesmo causar redução de dureza.

#### c) Efeito do corpo e do contra corpo

A influência da dureza dos corpos em contato também foi destacada nessa revisão bibliográfica. Em ensaios de deslizamento, na configuração pino contra disco, sendo o disco mais duro que o pino, elevando-se a dureza do disco ocorre redução da taxa de desgaste do pino (Akagaki; Rigney, 1991; Viáfara; Sinatora, 2009).

d) Papel do filme de óxidos

O filme de óxidos formado nas superfícies em deslizamento exerce influência na taxa de desgaste por deslizamento. A presença de óxidos nas superfícies previne o contato metal-metal e resulta em redução da taxa de desgaste (Archard; Hirst, 1957; Lancaster, 1957; Welsh, 1965; Farrell; Eyre, 1970; Childs, 1980; Tikotkar, 2012; Mejía et al., 2013), desde que esse filme de óxidos não seja rompido e removido, gerando um efeito contrário em que atua como partículas abrasivas e aumenta, consideravelmente, a taxa de desgaste (Welsh, 1965; Farrell; Eyre, 1970).

O tipo de óxido formado também é importante. Para óxidos de ferro, Childs (1980) mostrou que a formação de magnetita reduz a taxa de desgaste em comparação com outros óxidos, como a hematita e a wustita.

e) Coeficiente de atrito: Força normal

Os trabalhos apresentados nessa revisão permitem destacar a redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal (Farrell; Eyre, 1970; Tikotkar, 2012; Mejía et al., 2013). Farrell e Eyre (1970) justificaram que essa redução do coeficiente de atrito está associada ao filme de óxido formado devido ao aumento da força normal, sendo a mesma hipótese para a explicação, apresentada anteriormente, da redução da taxa de desgaste com o aumento da força normal.

No trabalho de Mejía et al. (2013) ficou também registrado o aumento do coeficiente de atrito com a força normal para ensaios no sistema pino contra disco, utilizando aço Hadfield, porém nessa ocasião nenhuma hipótese foi proposta pelos autores para explicar o fenômeno.

f) Coeficiente de atrito: Velocidade de deslizamento

Assim como apresentado para a força normal, o coeficiente de atrito também apresenta dois comportamentos em função da velocidade de deslizamento. No trabalho de Tikotkar (2012), menores coeficientes de atrito foram encontrados para velocidades

maiores de deslizamentos, sendo justificado pelo aumento de temperatura com aumento da velocidade e conseqüentemente aumento da oxidação das superfícies. Por outro lado, no trabalho de Mejía et al. (2013), maiores coeficientes de atrito foram encontrados para velocidade maiores.

g) Coeficiente de atrito: dureza e composição química

Ao contrário da taxa de desgaste que apresenta uma redução com alteração da dureza de uma das superfícies em contato, o coeficiente de atrito não apresentou alteração de valor médio em ensaios pino contra disco aumentando-se a dureza do disco (Viáfara; Sinatora, 2009).

Os estudos sobre efeito da força normal em desgaste por deslizamento mostram sua dependência com relação ao par de materiais em contato (da composição química e da dureza das superfícies) bem como de outros fatores do tribossistema, da velocidade de deslizamento, do meio interfacial e da temperatura ambiente. Porém, tratando-se de aços Hadfield, a bibliografia carece de estudos sobre esse material em condições de deslizamento que avaliem a influência da força normal e de diferentes composições químicas. Por isso, avaliar o comportamento de aços Hadfield, variando a composição química e a força normal aplicada em ensaios de deslizamento é um dos objetivos dessa tese.

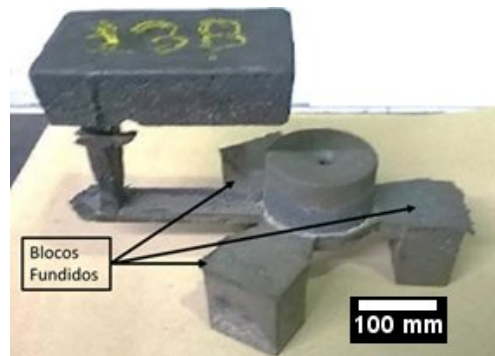
## **4. Materiais e Métodos**

### **4.1. Materiais**

Diferentes aços manganês austeníticos foram produzidos no Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT-SP). A produção dos corpos de provas compreende as etapas de moldagem, de elaboração e fundição e de tratamento térmico de solubilização. A etapa de moldagem consistiu na produção de moldes em areia ligada com resina fenólica, contendo três blocos de 80x60x40 mm. Os moldes foram pintados com tinta à base de zirconita. A etapa de elaboração e fundição foi realizada em forno de indução com capacidade de 25 kg. A fundição foi realizada sob proteção de argônio e mantidas a 1500 °C para homogeneização. Antes do vazamento, a temperatura do metal líquido foi elevada para 1600 °C. Os vazamentos foram realizados na faixa de temperatura entre 1490 °C e 1520 °C. As amostras para análise

química foram obtidas durante o vazamento. Após o processo de fundição das ligas, os blocos foram submetidos ao tratamento térmico de solubilização. Os tratamentos térmicos foram realizados mantendo os blocos a 1120 °C por um período de 12 horas, objetivando a completa solubilização dos carbonetos e de outras fases presentes na microestrutura bruta de fundição, de modo a se obter uma microestrutura constituída exclusivamente por austenita (como na Figura 4). Finalizado o tratamento térmico, os blocos foram imediatamente temperados em um tanque com água (capacidade de 160 litros) sob agitação a fim de evitar a re-precipitação dos carbonetos. A Figura 36 mostra blocos fundidos de uma das ligas. As composições químicas estão apresentadas na Tabela 3.

Figura 36. Blocos fundidos.



As ligas foram separadas em 3 grupos, identificados pelo primeiro dígito da nomenclatura, como se vê na Tabela 3. No primeiro grupo, G1, foram variados, intencionalmente, os teores de carbono e manganês permitindo a avaliação sistemática dos teores destes elementos, tendo em vista que para cada elemento variado existe outra liga sem que os demais elementos tenham sido modificados. Por exemplo, para eventuais comparações entre as 1.1 e 1.2, em que o teor de manganês foi variado de 12,6% para 18,3%, sem alterações nos teores dos demais elementos químicos. É possível notar a presença de nitrogênio em todos os materiais deste grupo, porém esse elemento não foi adicionado, sendo os teores resultantes da absorção dele no processo de fundição.

No segundo grupo, G2, o teor de cromo foi mantido fixo em 2,45%, e os elementos carbono, manganês e nitrogênio foram variados. Devido ao maior teor de cromo nas ligas desse grupo, a solubilidade do nitrogênio é maior, possibilitando

incorporar maiores teores do que no grupo G1. Nesse grupo, o nitrogênio foi adicionado intencionalmente por meio de ferro-liga (Fe-Cr-N). As ligas deste grupo possibilitaram a avaliação sistemática do efeito do teor de nitrogênio, carbono e manganês. A comparação da influência do teor de C poderá ser feita comparando as ligas 2.5 e 2.8. A influência da quantidade de N poderá ser avaliada comparando as ligas 2.6 e 2.7. A influência do teor de Mn poderá ser realizada comparando as ligas 2.7 e 2.8.

Por fim, no último grupo, G3, foram fundidas ligas com objetivo de obter teores ainda mais elevados de nitrogênio, acima dos teores máximos de solubilidade permitidos pelo método de adição deste elemento. Para aumentar a solubilidade do nitrogênio, elevou-se o teor de cromo para entre 6% e 13,1% e foi reduzido o teor de carbono entre 0,63% e 0,81%. Com essas ligas foi possível uma comparação assistemática com as ligas dos demais grupos, avaliando em conjunto as variações dos teores de carbono, manganês, cromo e nitrogênio. Para todas as ligas o teor de enxofre foi mantido em valores inferiores a 0,02% e os teores de fósforo inferiores a 0,04%.

Tabela 3. Composição química das ligas.

[%]							
Liga	C	Mn	Cr	Mo	Si	N	Al
<b>1.1</b>	1,29	12,6	1,74	0,91	0,12	0,0262	0,0009
<b>1.2</b>	1,29	18,3	1,79	0,92	0,19	0,0323	0,0005
<b>1.3</b>	1,01	12,6	1,76	0,96	0,26	0,0099	0,0018
<b>1.4</b>	1,5	12,4	1,74	0,91	0,14	0,0109	0,0012
<b>2.5</b>	1,24	12,6	2,47	0,95	0,48	0,0467	0,0013
<b>2.6</b>	0,98	18,2	2,47	0,96	0,62	0,0739	0,0005
<b>2.7</b>	0,97	18,3	2,45	0,94	0,62	0,0600	0,0005
<b>2.8</b>	1,02	12,7	2,51	0,93	0,56	0,0504	0,0015
<b>3.9</b>	0,81	18	6,5	0,95	0,61	0,1250	0,0005
<b>3.10</b>	0,81	12,9	6,4	0,96	0,58	0,0956	0,001
<b>3.11</b>	0,78	12,8	8,7	0,96	0,58	0,1200	0,014
<b>3.12</b>	0,63	18,1	13,1	0,97	0,62	0,2660	0,0005

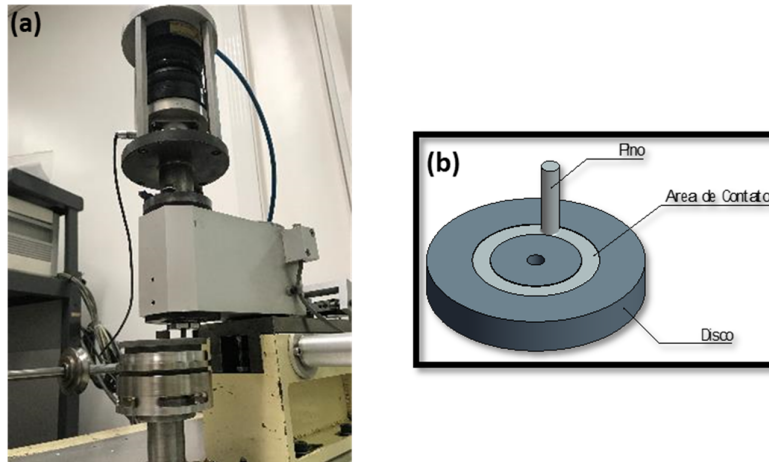
#### **4.2. Ensaio de desgaste por deslizamento (pino contra disco)**

Os ensaios de desgaste por deslizamento foram conduzidos utilizando um tribômetro pino contra disco. O ensaio consiste em um disco horizontal rotativo e uma amostra cilíndrica, o pino, pressionado o disco com uma carga constante. O pino foi fabricado com as ligas da Tabela 3 com 5 mm de diâmetro e comprimento de 10 mm e o disco, com 60 mm de diâmetro, foi fabricado com aço H13 (600 HV  $\pm$  10 HV). O disco foi mantido com rotação constante de 75 rpm e esteve em contato com o pino em um raio de 25 mm, o que resulta numa velocidade tangencial de 0,18 m/s. Os testes foram realizados por 60 minutos e a força normal foi variada entre 50 e 500 N, sendo 50N, 100 N, 200 N, 300 N, 400 N e 500 N. Para os extremos da faixa de força normal empregada (50 N e 500 N) foi feito um estudo em separado que mostrou que no tempo de ensaio de uma hora se atingiam tanto o regime permanente de atrito como o regime permanente de desgaste (Anexo B). A força normal foi aplicada utilizando sistema pneumático para valores iguais ou superiores a 200 N e para valores de força de 50 N e 100 N foi utilizado peso morto. Este procedimento experimental decorreu da observação em ensaios preliminares (Anexo C) nos quais a aplicação de força utilizando o sistema pneumático das menores forças resultava em uma dispersão excessiva dos resultados causada pela imprecisão da célula de carga em controlar forças menores do que 150 N. Os ensaios foram realizados a seco. Para cada condição foram realizadas pelo menos três repetições.

O coeficiente de atrito foi determinado pela razão entre a força tangencial e a força normal. Uma célula de carga foi utilizada para mensurar a força tangencial em tempo real. Antes e após os ensaios, as amostras foram limpas em banho ultrassônico de álcool por 10 minutos, secadas utilizando ar comprimido e pesadas em balança de precisão com sensibilidade de 0,0001 gramas. A perda de massa foi obtida pela diferença entre a massa da amostra antes e após o teste. A taxa de desgaste foi obtida pela razão entre o volume de material perdido em milímetros cúbicos e a distância percorrida no ensaio em metros. Para o cálculo do volume perdido, foi considerada a densidade de 7,86 g/cm<sup>3</sup> para todas as ligas. Para garantir homogeneidade de paralelismos e de rugosidade inicial para todos os testes, todas os pinos foram

submetidos ao mesmo processo de assentamento, passando por lixas grana #220, #400 e #600 por aproximadamente 30 segundos e os discos foram retificados. O equipamento utilizado para os ensaios de desgaste é mostrado na Figura 37, juntamente com um esquema ilustrativo do ensaio.

Figura 37. Tribômetro pino contra disco: (a) equipamento e (b) esquema do ensaio.



Ensaio crítico, para avaliar a influência da presença de óxidos nas superfícies, foram realizados com as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 com força normal de 500 N utilizando atmosfera controlada com argônio, mantendo a quantidade de oxigênio inferior a 2%. Para possibilitar o ensaio com atmosfera controlada foi utilizada uma câmara fechada e um oxímetro para garantir a quantidade de oxigênio da atmosfera local. O fluxo de argônio foi mantido constante durante todo o ensaio. Os ensaios foram iniciados após a atmosfera no interior da câmara apresentar teor de oxigênio inferior a 2%. Os demais procedimentos e parâmetros foram os mesmos dos ensaios realizados em atmosfera ambiente.

#### 4.3. Metalografia e caracterização da superfície

Para a análise da microestrutura dos materiais, foram retiradas amostras dos corpos de prova e embutidas em baquelite, em seguida preparadas passando por processo de lixamento com lixa grana 220 até 1200 e, posteriormente, polimento com suspensão de diamante de 6 a 1  $\mu\text{m}$ .

As microestruturas das ligas dos grupos G1 e G2 foram reveladas com a

aplicação de reagente Nital 2 % (2 ml de ácido nítrico e 98 ml de álcool etílico) por imersão durante 15 segundos. As microestruturas das ligas do grupo G3 foram reveladas com reagente Vilela (5 ml de ácido clorídrico, 2 gramas de ácido pícrico e 100 ml de álcool etílico). A ligas dos grupos G1 e G2 também foram atacadas utilizando metabissulfito de sódio a 20% (20 gramas de metabissulfito de sódio e 100 ml de água deionizada), após ataque com nital 2%, para possibilitar a observação de regiões com segregação. As microestruturas foram observadas utilizando microscópio óptico (OLYMPUS BX60M com câmera JVC TK-1380) e em microscópio eletrônico de varredura (Jeol JSM – 6010LA), possibilitando analisar a microestrutura inicial, quanto à possível presença de carbonetos precipitados em contornos de grão, bem como o tamanho dos grãos. Foi realizada metalografia quantitativa para determinação da quantidade de defeitos (microporosidades, microrechupes e inclusões) utilizando “software” para análise de imagens ImageJ. Os resultados apresentados são uma média da análise de 5 regiões com aumento de 100x. Para a metalografia quantitativa, as microestruturas não foram atacadas quimicamente, possibilitando assim por diferença de contraste a identificação e quantificação dos defeitos.

As análises das superfícies de desgaste foram realizadas em microscópio eletrônico de varredura permitindo avaliar a superfície de desgaste e identificar os micromecanismos de desgaste presentes.

As superfícies de desgaste foram analisadas com espectrômetro Raman, Horiba Xplora, permitindo identificar os óxidos formados após os ensaios de desgaste. Essa técnica consiste em utilizar um feixe de luz monocromático que é capaz de interagir com as vibrações moleculares, permitindo assim obter informações dos modos vibracionais e rotacionais de um dado sistema que estão relacionadas ao tipo de ligação química e à simetria das moléculas, possibilitando assim identificar e diferenciar óxidos (Gardiner et al. 1989). Os espectros Raman foram obtidos utilizando laser com comprimento de onda de excitação Raman de 532 nm e com lente de 100x de aumento, sendo adotado um tempo de exposição de 10 segundos.

A topografia das superfícies dos pinos e dos discos antes dos ensaios foram obtidas utilizando perfilômetro óptico 3D Taylor Hobson, modelo CCI. Foram

obtidos os parâmetros  $S_a$ , que representa a rugosidade média, ou seja, o valor aritmético de todos os desvios de rugosidade da linha média, e o parâmetro de assimetria  $S_{sk}$  que avalia o grau de simetria das alturas dos picos de uma superfície sobre a linha média, sendo que valores positivos desse parâmetro indicam a predominância de picos e valores negativos a predominância de vales na superfície analisada. Foram realizadas 9 medições em pinos e 9 medições em discos. Para os pinos foram realizadas avaliações das ligas 1,3, 2.5 e 3.12, após o procedimento de assentamento. Para os discos as medições foram realizadas após o processo de retificação.

A verificação das fases existentes antes e após os ensaios de desgaste foi realizada utilizando difração de raio-X (DRX). O equipamento utilizado foi um difratômetro de raio-X Philips - X Pert PRO PW 3040/00 utilizando radiação Cu K-alpha, tensão de 45 kV/mA, passo angular de  $0,02^\circ$  e tempo por passo de 200 segundos. Os dados foram obtidos para ângulo 2-theta entre 10 e 100 graus. Para a identificação e quantificação das fases foi utilizado o “software” GSAS (Larsen e Dreele 1994) aplicando-se o método Rietveld (1969) e os arquivos de informação cristalográfica das fases analisadas foram obtidos na base de dados [ruff.geo.arizona.edu](http://ruff.geo.arizona.edu).

As subsuperfícies de desgaste das amostras foram analisadas utilizando microscópio eletrônico de transmissão (MET), Tecnai G2-20 - FEI SuperTwin 200 kV. Para a preparação das amostras (lamelas) para MET foi utilizado Microscópio de Feixe Duplo - FEI Quanta 3D FEG equipado com FIB. Para a indexação das difrações foi utilizado o “software” Crystallographic Tool Box – CrysTBox e os arquivos de informação cristalográfica das fases analisadas foram obtidos na base de dados [materialsproject.org](http://materialsproject.org). Nas análises em MET também foi utilizado sistema de indexação e mapeamento de fases automático, Astar Nanomegas, que possibilita, por análise pixel-a-pixel dos padrões de difração, determinar as fases presentes e suas orientações na região desejada.

#### **4.4. Dureza e ensaio de impacto**

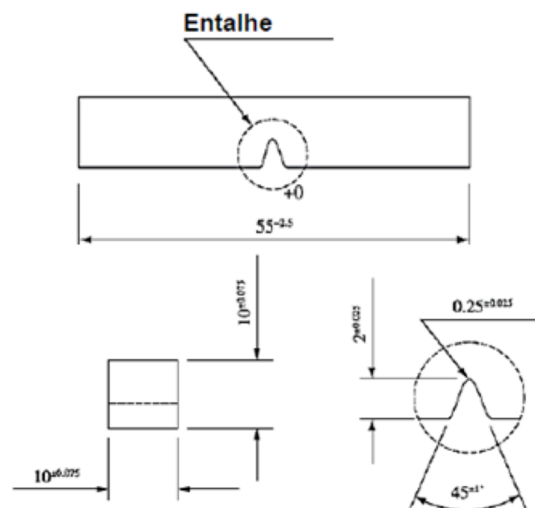
Ensaio de macro dureza foram realizados utilizando método Vickers, com Durômetro marca Buehler, modelo VMT-7, aplicando carga de 30 kgf durante 15

segundos. Foram realizadas 5 medições para cada região analisada. Os ensaios de microdureza foram realizados também utilizando o método Vickers, com Durômetro marca Buehler, modelo MMT-3 e aplicando carga de 100 gf durante 15 segundos. Os resultados apresentados são a média de 10 medições.

Para a obtenção do perfil de microdureza na secção transversal dos corpos de prova após os ensaios, os mesmos foram cortados na região central da superfície de desgaste. Medições foram realizadas até que a microdureza apresentasse valor igual à do núcleo do material. Para cada distância da superfície foram realizadas dez medições.

Para avaliação da resistência ao impacto foram realizados ensaios Charpy. Os ensaios foram realizados em equipamento Time JB300 com martelo de 300 J e corpos de prova tipo A, conforme estipulado pela norma ASTM E23 (2016). Na Figura 38 é apresentada a geometria dos corpos de prova. Para cada material foram realizados cinco ensaios.

Figura 38. Geometria dos corpos de prova para ensaio Charpy, com as cotas em mm.



Fonte: Adaptado de ASTM E23 (2016).

## 5. Resultados

A seguir serão apresentados os resultados de dureza e microestrutura das ligas estudadas. Posteriormente serão apresentados os resultados de desgaste e atrito obtidos nos ensaios na configuração pino contra disco bem como as caracterizações microestruturais, de dureza e de superfície de desgaste realizadas após os ensaios.

Por fim, serão apresentados os resultados de resistência ao impacto.

## **5.1. Caracterização dos materiais dos pinos antes dos ensaios**

Neste tópico serão apresentados os resultados obtidos nas caracterizações realizadas antes dos ensaios de desgaste, sendo: dureza das ligas, microestrutura obtida em microscópio óptico e em MEV, DRX e rugosidade das superfícies que foram ensaiadas.

### **5.1.1. Microestrutura antes dos ensaios de desgaste (microscopia e DRX)**

As micrografias obtidas em microscópio óptico das ligas dos grupos G1, G2 e G3 são apresentadas na Figura 39, na Figura 40, na Figura 41 e na Figura 42. É possível notar que todos os materiais possuem uma microestrutura típica com estrutura austenítica, não sendo evidenciada a presença de carbonetos em contorno de grão, exceto para a liga 1.4. Em todas as ligas foi observada a presença de microporosidades.

A liga 1.4, que contém maior quantidade de carbono, mesmo após o tratamento térmico de solubilização, apresentou algumas regiões com contornos de grão mais nítidos e irregulares. Essa constatação sugere a ocorrência de re-precipitação de carbonetos nestes contornos de grãos, como pode ser observado na Figura 40, com os carbonetos sendo indicados pelas setas pretas. No anexo A, na Figura 148 são apresentados os diagramas para a liga 1.1 e para liga 1.4, obtidos por Albertin (2016). Nota-se que a temperatura de início de formação de carbonetos para a liga 1.4 é de 1055 °C, enquanto para a liga 1.1 é de 990 °C. Como ambas as ligas foram solubilizadas à temperatura de 1120 °C, é esperado que os carbonetos formados durante a solidificação fossem dissolvidos. Sendo assim, sugere-se que os carbonetos encontrados na liga 1.4 provavelmente foram re-precipitados durante a têmpera. Segundo Subramanyam (2005), aços Hadfield com teores superiores a 1,4% de C não mantêm todo o carbono em solução sólida e um fração desses átomos formam carbonetos, preferencialmente em contorno de grão.

Análises utilizando DRX foram realizadas para verificar quais as fases presentes nas ligas estudadas. Na Figura 44 são apresentados os difratogramas para duas ligas, 2.5 e 3.12. Os resultados mostraram que as microestruturas das ligas 2.5

e 3.12 são constituídas apenas pela fase austenita, não sendo possível identificar outras fases, conforme encontrado nas análises microestruturais utilizando microscópio óptico.

Figura 39. Microestrutura da liga 1.3 com diferentes utilizando reagente Nital.

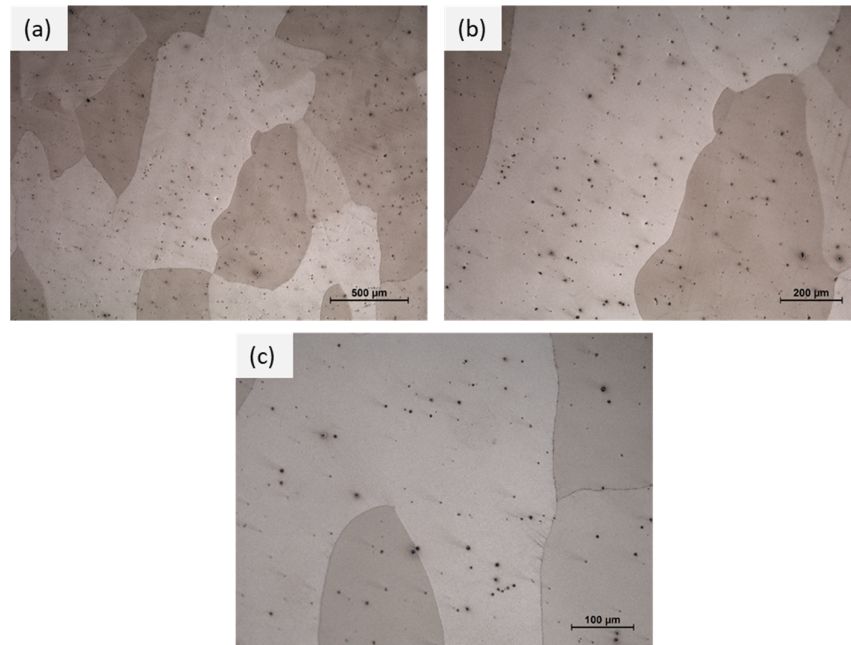


Figura 40. Microestrutura da liga 1.4 com diferentes utilizando reagente Nital

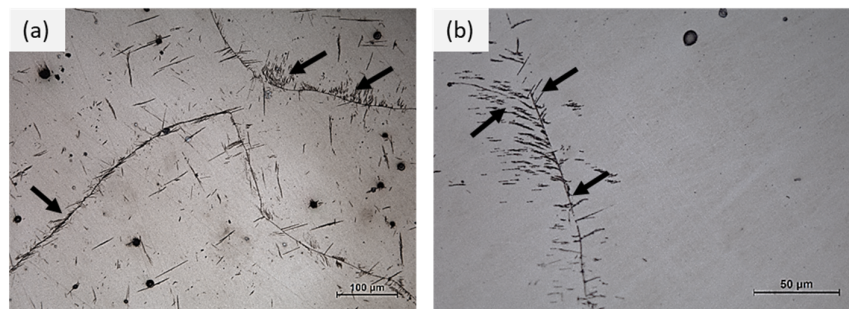


Figura 41. Microestrutura da liga 2.5 com aumento de (a) 50x, (b) 100x e (c) 200x utilizando reagente Nital.

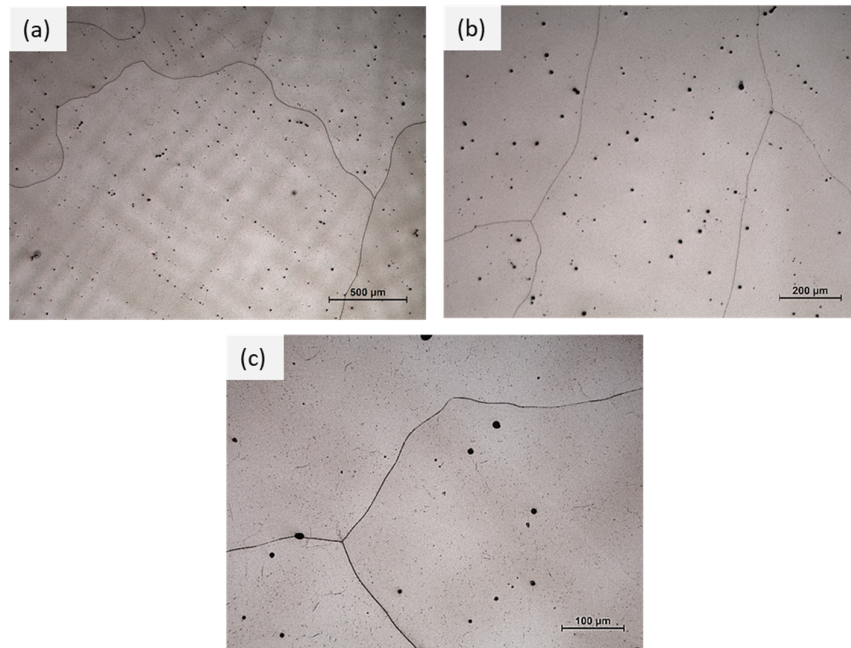
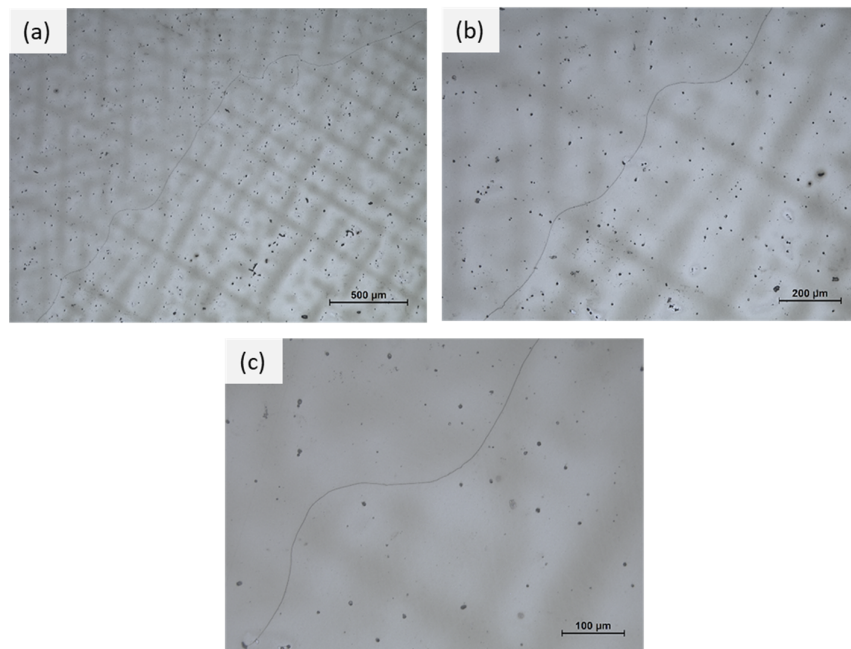


Figura 42. Microestrutura da liga 3.12 com diferentes ampliações utilizando reagente Vilela.



Após observação das ligas do grupo G3 (Figura 42), que tiveram microestrutura reveladas com Vilela, foi possível notar segregação delineando as

dendritas de solidificação após o tratamento térmico de solubilização. Nas ligas dos grupos G1 e G2, quando utilizado reagente Nital (2%), não foram observadas regiões com segregação. Para verificar se a presença de segregação ocorria apenas nas ligas do grupo G3, com maiores teores de cromo e nitrogênio, foi então realizado um outro tipo de ataque químico nas ligas dos grupos G1 e G2, utilizando metabissulfito de sódio (20%) após o ataque com nital (2%). Na Figura 43 é apresentada a micrografia obtida da liga 2.5, sendo essa representativa para todas as demais ligas, ficando evidenciada a segregação delineando dendritas de solidificação.

Figura 43. Microestrutura da liga 2.5 atacada com nital (2%) e posterior ataque com metabissulfito de sódio (20%).

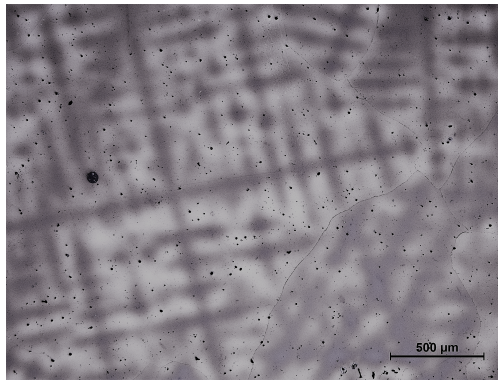
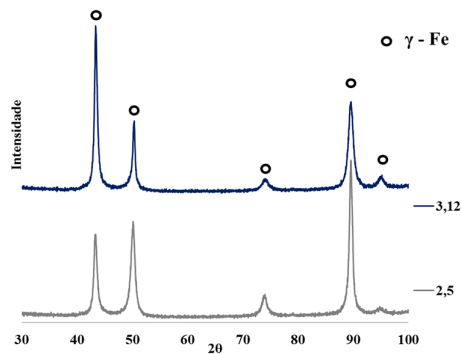


Figura 44. Difratomogramas das ligas 2.5 e 3.12.

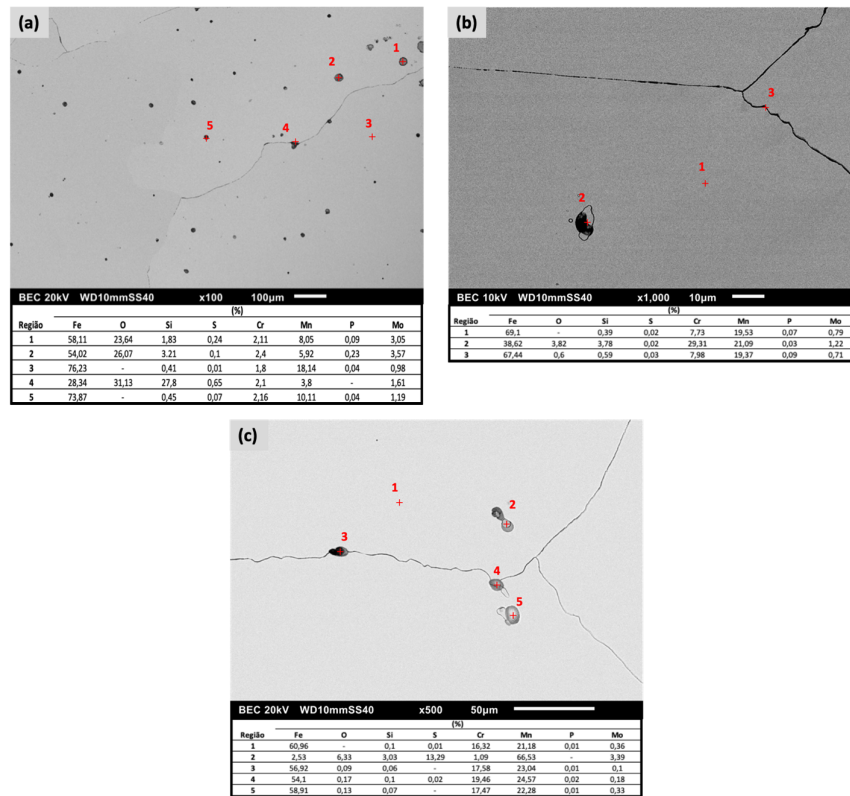


Na Figura 45 são apresentadas algumas micrografias obtidas em MEV. Para identificar a composição química de algumas regiões específicas foi utilizado EDS. Na Figura 45a é apresentada uma micrografia da liga 1.2 com seus respectivos

pontos analisados por EDS. Foram encontrados inclusões de óxidos ricos em Fe e Si (pontos 1, 2 e 4). Na Figura 45b é apresentada uma micrografia da liga 3.9 e a análise por EDS mostrou presença de precipitados de elevado teor de cromo (ponto 2), sendo provavelmente carbonetos de cromo. A liga 3.12 também foi analisada em MEV, cuja micrografia se apresenta na Figura 45c, em que foi encontrado a presença de inclusões do tipo sulfeto de manganês (ponto 2).

As micrografias apresentadas mostraram de modo geral, que o tratamento térmico de solubilização foi eficiente para dissolver os carbonetos e a perlita precipitados em contornos de grão presentes no estado bruto de fundição, sendo que a liga 1.4 apresentou em algumas regiões carbonetos contínuos em contornos de grão e as ligas do grupo G3 apresentaram em regiões isoladas precipitados ricos em cromo. Adicionalmente, em todas as ligas foram encontradas, além de microporosidades, inclusões de óxidos e de sulfetos de manganês. Todas as ligas também apresentaram segregação delineando dendritas de solidificação. Esse fenômeno está associado ao resfriamento lento após a solidificação e geralmente resulta na variação local de carbono e manganês (Bhero et al 2014). Bleck et al (2007) mostraram que aços manganês austeníticos com teores de 8 a 23% de manganês apresentaram regiões de segregação mesmo após o tratamento térmico de solubilização em temperaturas de até 1300 °C.

Figura 45. Microestrutura analisadas em MEV com análise pontual utilizando EDS das ligas (a) 1.2, (b) 3.9 e (c) 3.12.



Na Figura 46 são apresentados os resultados de percentual de área com defeitos do tipo inclusões, precipitados, micro recupes e microporosidades para as ligas estudadas. As ligas do grupo G3 foram as que exibiram maior quantidade de defeitos, seguidas pelas ligas do grupo G1. As ligas que apresentaram menor quantidade de defeitos foram as do grupo G2. Devido ao grande intervalo de solidificação do aço Hadfield, as dendritas de austenita são grandes na interface líquido-sólido, o que dificulta a alimentação do material durante a solidificação, causando microporosidades em zonas quentes (Bhero et al, 2014). O intervalo de solidificação das ligas é apresentado na Tabela 4 e foram obtidos mediante a diferença do valor da temperatura liquidus e solidus obtidas por cálculos por termodinâmica computacional utilizando o “software” Thermo-Calc (Albertin, 2019). As ligas do grupo G2 possuem menor intervalo de

solidificação do que as ligas do grupo G1, reforçando a hipótese de que a formação de parte dos defeitos encontrados, como as microporosidades, pode estar relacionada ao intervalo de solidificação. Por outro lado, as ligas do grupo G3 apresentaram os menores intervalos de solidificação e maiores quantidades de defeitos. Esse resultado sugere que além dos defeitos de microporosidades, uma fração considerável de defeitos encontrados nas ligas do grupo G3 podem ser inclusões e precipitados, como evidenciado nas análises em MEV e EDS (Figura 45b e Figura 45c).

Figura 46. Percentual de defeitos do tipo micro rechupes, microporosidades e inclusões.

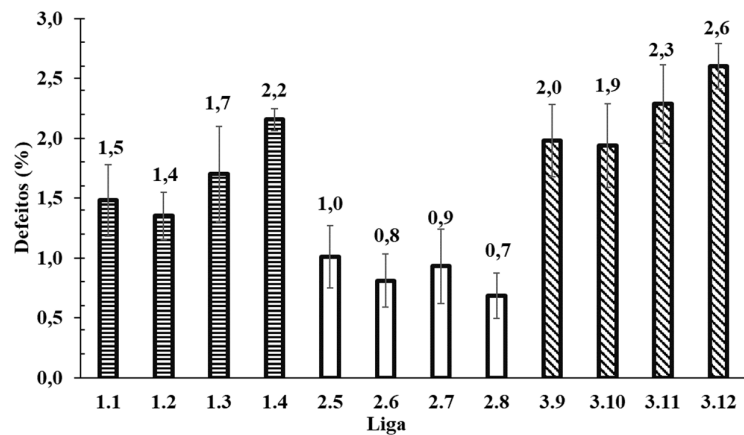


Tabela 4. Intervalo de solidificação das ligas (Albertin 2016).

	$T_{Liquidus}$ (°C)	$T_{Solidus}$ (°C)	Intervalo de solidificação (°C)
<b>1.1</b>	1380	1208	172
<b>1.2</b>	1357	1185	172
<b>1.3</b>	1380	1208	172
<b>1.4</b>	1363	1156	207
<b>2.5</b>	1380	1208	172
<b>2.6</b>	1397	1258	139
<b>2.7</b>	1373	1232	141
<b>2.8</b>	1397	1258	139
<b>3.9</b>	1379	1262	117
<b>3.10</b>	1403	1291	112
<b>3.11</b>	1398	1285	113
<b>3.12</b>	1362	1240	122

### 5.1.2. Dureza

Os resultados de dureza das amostras antes dos ensaios de desgaste são apresentados na Figura 47 e na Tabela 5. As ligas 2.5 e 3.12 apresentaram maiores valores de dureza, sendo estes respectivamente de 245 HV e 232 HV. Por outro lado, as ligas do grupo G1 apresentaram menores valores de dureza, aproximadamente 210 HV em média.

Figura 47. Macro dureza HV<sub>30</sub> das ligas

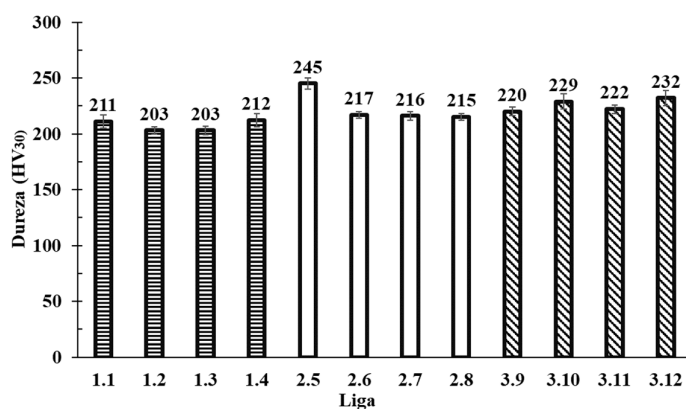


Tabela 5. Dureza HV30 das ligas e dureza média dos grupos.

Liga	HV30		HV30 Grupo	
	Média	Desvio	Média	Desvio
1.1	211	6	207	5
1.2	203	3		
1.3	203	4		
1.4	212	6		
2.5	245	5	223	15
2.6	217	3		
2.7	216	4		
2.8	215	3		
3.9	220	4	226	6
3.10	229	7		
3.11	222	4		
3.12	232	7		

As amostras do grupo G2 e G3 apresentaram maiores durezas em comparação à média de dureza do grupo G1. Esse resultado pode ser justificado pelos maiores teores de cromo das ligas do grupo G2 e G3, variando entre 2,5% e 13,1%, ao contrário das ligas do grupo G1, que contêm em média 1,75% de cromo. Segundo Chen et al (2017), o aumento do teor de cromo resulta em aumento da dureza inicial dos aços manganês austeníticos por solução sólida.

A maior dureza da liga 2.5 em comparação com as demais ligas do grupo G2 pode ser associado a essa liga conter 1,24% de carbono, enquanto as demais ligas possuem valores em torno de 1,0% de carbono. O aumento de dureza inicial em função do teor de carbono para aços Hadfield já é conhecido na literatura (Diesburg; Burik, 1974; Jost; Schmidt, 1986; Bayraktar et al., 2004; Haakonsen, 2009), seja em situações em que o carbono está mantido em solução sólida ou formando carbonetos. No trabalho de Chen et al (2017) os autores encontraram uma dureza de 250 HV para amostras de aço Hadfield com composição química 1,1% C, 11,6% Mn, 2,14% Cr e 0,052% N, composição essa similar à da liga 2.5. Na ocasião, os autores também realizaram um tratamento térmico de solubilização em temperaturas compreendidas entre 1100 °C e 1150 °C. Os autores também avaliaram a dureza de um aço Hadfield tradicional, com 1,14% C e 11,7% Mn, encontrando uma dureza de 220 HV após solubilização com temperatura entre 1100 °C e 1150 °C. Essa dureza foi similar à encontrada para a liga 1.1, de 211 HV, possuindo composição química mais próxima à liga avaliada pelos autores.

A liga 3.12 que apresentou dureza de 230 HV, dureza essa inferior a uma liga de composição química similar avaliada por Kang e Zhang (2012), com 0,6% C, 0,3% N, 18,2% Mn, 6,8% Cr e 1,2% W, que apresentou dureza de 275 HV. A principal diferença entre as ligas é que a 3.12 possui um maior teor de cromo (13,1%) e não contém tungstênio, ao contrário da liga de Kang e Zhang (2012) que contém 1,2% W.

### **5.1.3. Rugosidade inicial (antes do ensaio)**

A seguir, na Tabela 6 são apresentados os resultados de rugosidade da superfície dos pinos e dos discos antes dos ensaios. Para os pinos foram realizadas medidas após o procedimento de assentamento e para os discos após o processo de

retificação.

Tabela 6. Rugosidade da superfície dos pinos e dos discos antes dos ensaios de deslizamento.

<b>Corpo</b>	<b>Sa [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>Sq [<math>\mu\text{m}</math>]</b>	<b>Ssk</b>
<b>Pino</b>	$0,33 \pm 0,05$	$0,44 \pm 0,07$	$-1,40 \pm 0,16$
<b>Disco</b>	$0,16 \pm 0,01$	$0,21 \pm 0,01$	$-0,13 \pm 0,06$

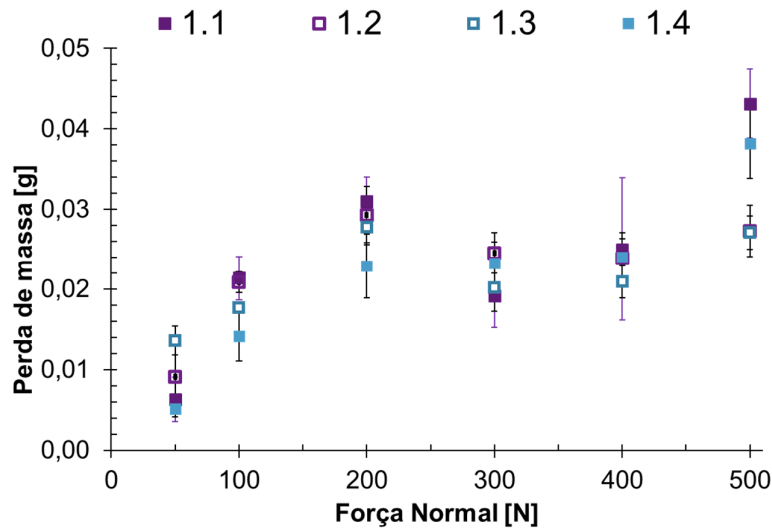
## **5.2. Ensaio de desgaste (pino contra disco)**

A seguir serão apresentados os resultados de perda de massa e coeficiente de atrito dos ensaios de deslizamento realizados na configuração pino contra disco, com força normal variada entre 50 N e 500 N.

### **5.2.1. Perda de massa**

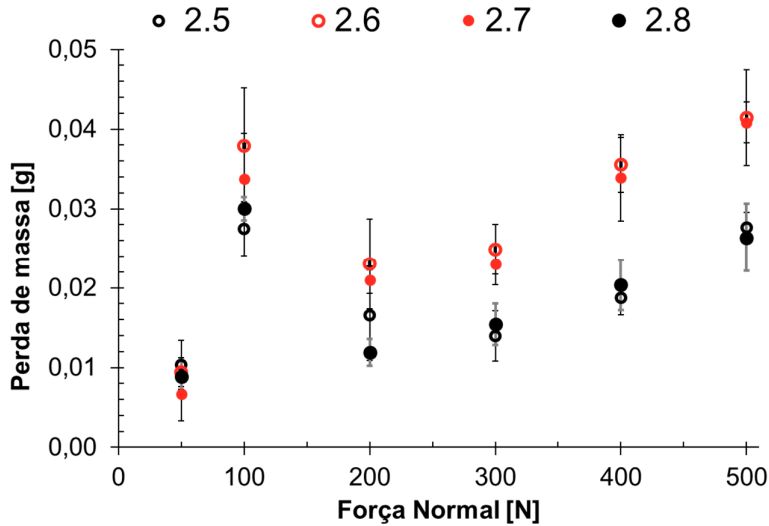
Na Figura 48 são apresentados os resultados de perda de massa em função da força normal para as ligas do grupo G1 (1.1, 1.2, 1.3 e 1.4). É possível notar que inicialmente, com aumento da força normal entre 50 N para 200 N, ocorre aumento da perda de massa para as quatro ligas. Com o incremento da força normal de 200 N para 400 N, em geral, foi verificada uma redução da perda de massa. Com aumento da força normal para 500 N ocorreu aumento da perda de massa, sendo este com maior taxa de desgaste para as ligas 1.1 e 1.4. Para forças normais de até 100 N a liga 1.4 apresentou perda de massa média inferior, ou seja, maior resistência ao desgaste. Entre 200 N e 400 N as ligas do grupo G1 apresentaram perdas de massa similares. Porém, esse resultado sofreu alteração com aumento da força normal para 500 N, sendo que as ligas 1.2 e 1.3 passaram a apresentar maior resistência ao desgaste para essa condição mais severa. Quando se comparam as perdas de massa para os extremos de força normal verifica-se que os menores e maiores perdas de massa foram obtidas para os ensaios realizados com 50 N e 500 N respectivamente.

Figura 48. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G1.



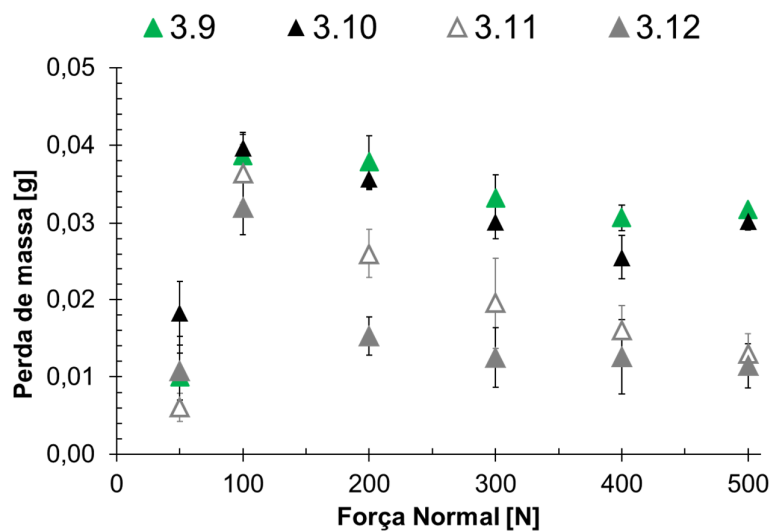
Na Figura 49 são apresentados os resultados de perda de massa em função da força normal para as ligas do grupo G2 (2.5, 2.6, 2.7 e 2.8). É possível notar que inicialmente com aumento da força normal de 50 N para 100 N ocorre aumento significativo da perda de massa. Com incremento da força normal para 300 N foi verificada uma redução da perda de massa, não apresentando variação de valores entre 200 N e 300 N. Com o aumento da força normal até 500 N ocorre a elevação progressiva da perda de massa, atingindo valores semelhantes aos obtidos com 100N para as quatro ligas deste grupo (G2). Para a força normal de 50 N não foi observada variação significativa de perda de massa entre as ligas do grupo G2. Para a forças normais entre 100 N e 500 N as ligas 2.5 e 2.8 apresentaram menores valores de perda de massa em comparação às ligas 2.6 e 2.7.

Figura 49. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G2.



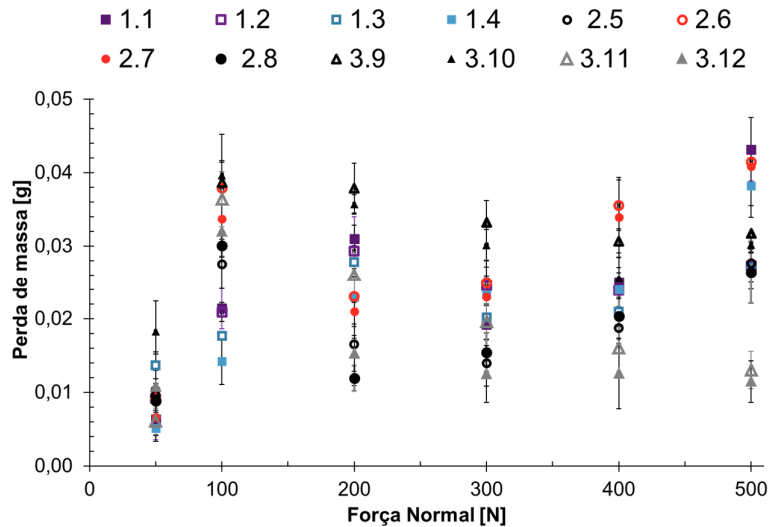
Na Figura 50 são apresentados os resultados de perda de massa em função da força normal para a ligas do grupo G3. Aumentando a força para 100 N, a liga 3.12 apresentou menor perda de massa e a demais ligas não apresentaram diferença significativa. Com incremento da força normal até 500 N observou-se uma redução da perda de massa, sendo que as ligas 3.11 e 3.12 apresentaram uma taxa de variação com maior intensidade. A liga 3.12 apresentou menores valores de perda de massa média para todas as forças normais entre 100 N e 500 N e as ligas 3.9 e 3.10 apresentaram maiores valores de perda massa. Para todas as ligas, as menores perdas de massa ocorreram para os ensaios realizados com força normal de 50 N e maiores valores para força normal de 100 N. As ligas 3.9 e 3.10 apresentaram maiores valores de perda de massa em comparação às outras duas ligas do grupo G3. A composição química destas ligas tem diferença significativa, em especial nas quantidades Cr, tendo em vista que comparando a liga 3.10 e 3.11, a única diferença significativa está no teor de Cr que varia de 6,5% para 8,7%. Análises adicionais de superfície de desgaste, microestrutura e dureza após os ensaios são requeridas de modo a identificar outras hipóteses sobre a maior resistência ao desgaste das ligas que possuem maiores teores de Cr, entre as ligas do grupo G3.

Figura 50. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas do grupo G3.



Comparando a perda de massa de todas as ligas por meio da Figura 51, nota-se que a liga 3.10 apresentou menor resistência ao desgaste para a condição menos severa, de 50 N, e as ligas 1.1, 1.4, 2.7 e 3.11 apresentaram maior resistência ao desgaste. Para a força normal de 100 N, a liga 1.4 apresentou maior resistência ao desgaste e as ligas do grupo G2 e do grupo G3, com exceção da liga 2.5, apresentaram menor resistência ao desgaste. Entre as forças normais de 200 N e 300 N, as ligas 2.5, 2.8 e 3.12 apresentaram maiores resistência ao desgaste. Por fim, para as condições de maior severidade, 400 N e 500 N, a liga 3.12 apresentou maior resistência ao desgaste, sendo seguida pela liga 3.11.

Figura 51. Resultados de perda de massa em função da força normal aplicada para as ligas.



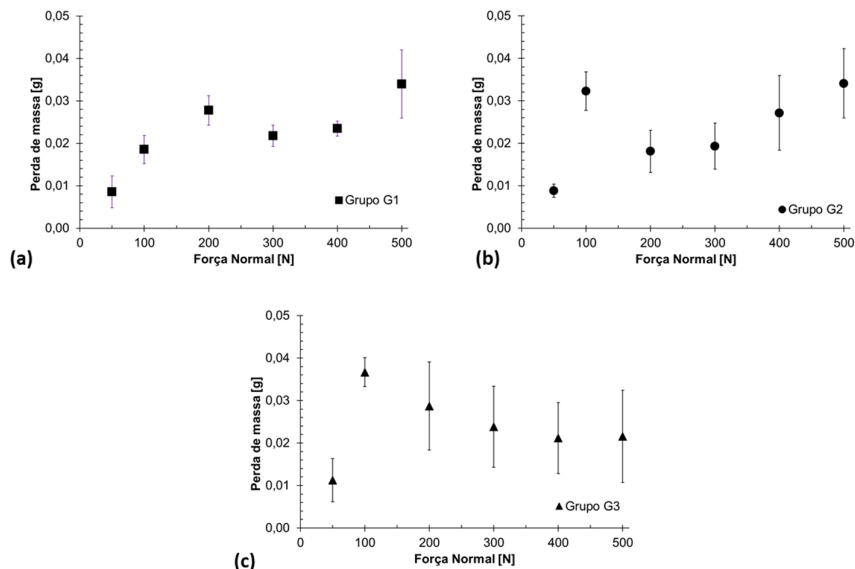
No trabalho de Chen et al (2018), os autores compararam os resultados de perda de massa de uma liga similar à 2.5, com 2,17% de Cr e 0,052% de N, em comparação a um aço Hadfield tradicional em ensaios de deslizamento com forças normais entre 500 N e 1500 N, o que resultou em pressões de contato entre 2 MPa e 7 MPa. Os autores mostraram, assim como os resultados da Figura 51, que em condições de maiores pressões o aço com adição de cromo e nitrogênio apresentou maior resistência ao desgaste.

Kang e Zhang (2012) estudaram aços manganês austeníticos, sendo um deles com composição química de 0,6% de C e 0,3% de N, 18,2% de Mn e 6,8% de Cr e outro com 0,8% de C, 0,2% N, 18,2% de Mn e 6,8% de Cr em comparação a um aço Hadfield tradicional 1,2% de C e 12,0% de Mn, em ensaios de deslizamento no sistema pino contra disco com força normal aplicada de 220 N. Os pinos foram fabricados com os aços citados anteriormente e o disco com aço de rolamento como 700 HV. Os autores mostraram que os aços com maiores teores de N apresentaram maior resistência ao desgaste em comparação ao aço Hadfield com composição química tradicional. Comparando com os resultados obtidos na Figura 51 para a força de 200 N, a liga 3.12, que apresenta composição química mais similar às dos aços enriquecidos com cromo e nitrogênio do trabalho de Kang e Zhang (2012), os resultados corroboram, parcialmente, os resultados apresentados pela liga 1.3, que apresenta composição química mais próxima ao aço Hadfield tradicional e para essa

força normal a liga 3.12 apresentou maior resistência ao desgaste. Por outro lado, quando se compara a liga 3.12 com as ligas 2.5 e 2.8, não existe diferença significativa entre as ligas quanto à resistência ao desgaste para a força de 200 N.

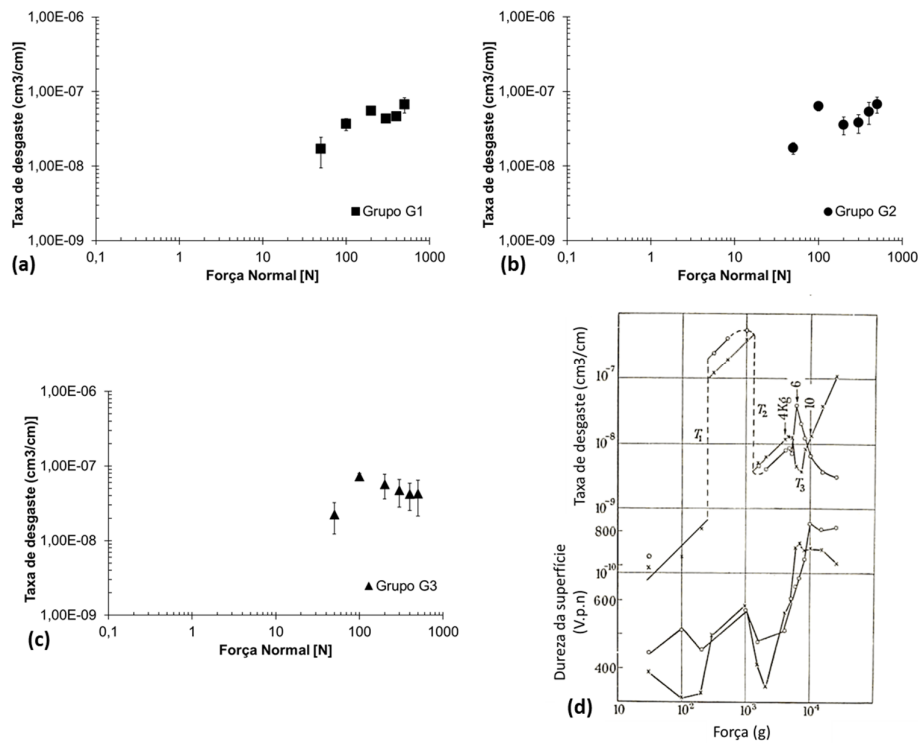
Na Figura 52 são apresentados os resultados de perda de massa média por grupo, ou seja, a média das perdas de massas médias das 4 ligas de cada grupo. Essa análise visa destacar os comportamentos gerais dos grupos e as diferenças entre eles. Na Figura 52a são apresentadas as perdas de massa médias do grupo G1. Nota-se que a menor perda de massa média ocorreu para a menor força normal e a maior perda de massa para a maior força normal. Observa-se também o ponto de máximo relativo para a força normal de 200 N e de mínimo relativo para a força normal de 300 N. Os valores de perda de massa média do grupo G2 são apresentados na Figura 52b. Assim como no grupo G1 a menor e a maior perda de massa média ocorreram para a menor e maior força normal, respectivamente. Por outro lado o máximo relativo ocorreu para força de 100 N e o mínimo relativo para a força de 300 N. Por fim, os resultados de perda massa média do grupo G3 são apresentados na Figura 52c. Observa-se que a menor perda de massa média ocorreu para menor força normal e que a maior perda de massa média ocorreu para força normal de 100 N. Com aumento da força normal entre 100 N e 500 N o grupo G3 exibiu uma tendência de redução de perda de massa. Observa-se que os valores médios de perda de massa do grupo G3 apresentaram maior desvio padrão, isso devido à grande diferença entre as perdas de massa das 4 ligas desse grupo.

Figura 52. Perda de massa média do grupo: (a) G1, (b) G2 e (c) G3.



A partir dos valores de perda de massa média de cada grupo, foi calculada a taxa de desgaste média e os resultados em função da força normal são apresentados na Figura 53a, Figura 53b e Figura 53c. Ambos os eixos dos gráficos estão em escala logarítmica, com o intuito de facilitar a comparação dos resultados da Figura 53d do trabalho de Welsh (1965). Os resultados de taxa de desgaste apresentam as mesmas tendências dos resultados discutidos anteriormente de perda de massa. Comparando os resultados de taxa de desgaste em função da força normal com os resultados obtidos por Welsh (1965), apresentados na Figura 53d, observa-se que, provavelmente, os ensaios ocorreram após a transição T2 passando pela transição T3, ou seja, ocorreram em regime de desgaste moderado. Evidências sobre o regime operante serão apresentadas no tópico sobre superfícies de desgaste. A transição T3 para as ligas estudadas neste trabalho apresentou influência da composição química, sendo que ocorreu para as ligas do grupo G1 após a força normal de 200 N enquanto para os grupos G2 e G3 ocorreu após a força normal de 100 N.

Figura 53. Taxa de desgaste média do grupo (a) G1, (b) G2 e (c) G3 e taxa de desgaste e dureza superficial em função da força normal do trabalho de Welsh (1965).



### 5.2.2. Coeficiente de atrito (pino contra disco)

Os resultados de coeficiente de atrito (COF) para todas forças normais em função do tempo de ensaio são apresentados para as ligas dos grupos G1, G2 e G3 na Figura 54, Figura 55 e Figura 56, respectivamente. Nos gráficos são apresentados um resultado típico obtidos para cada condição. Nota-se, para todas as ligas, para os ensaios realizados com força normal de 50 N e 100 N que o coeficiente de atrito apresenta um aumento em função do tempo de ensaio para os primeiros 600 segundos, posteriormente estabilizando para o restante do ensaio. Para as demais condições (de 200 N a 500 N), em geral, o coeficiente de atrito apresenta uma redução inicial em até 150 segundos, e permanente em regime permanente ao longo do restante do ensaio.

Figura 54. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G1, sendo:  
a) 1.1; b) 1.2; c) 1.3 e d) 1.4.

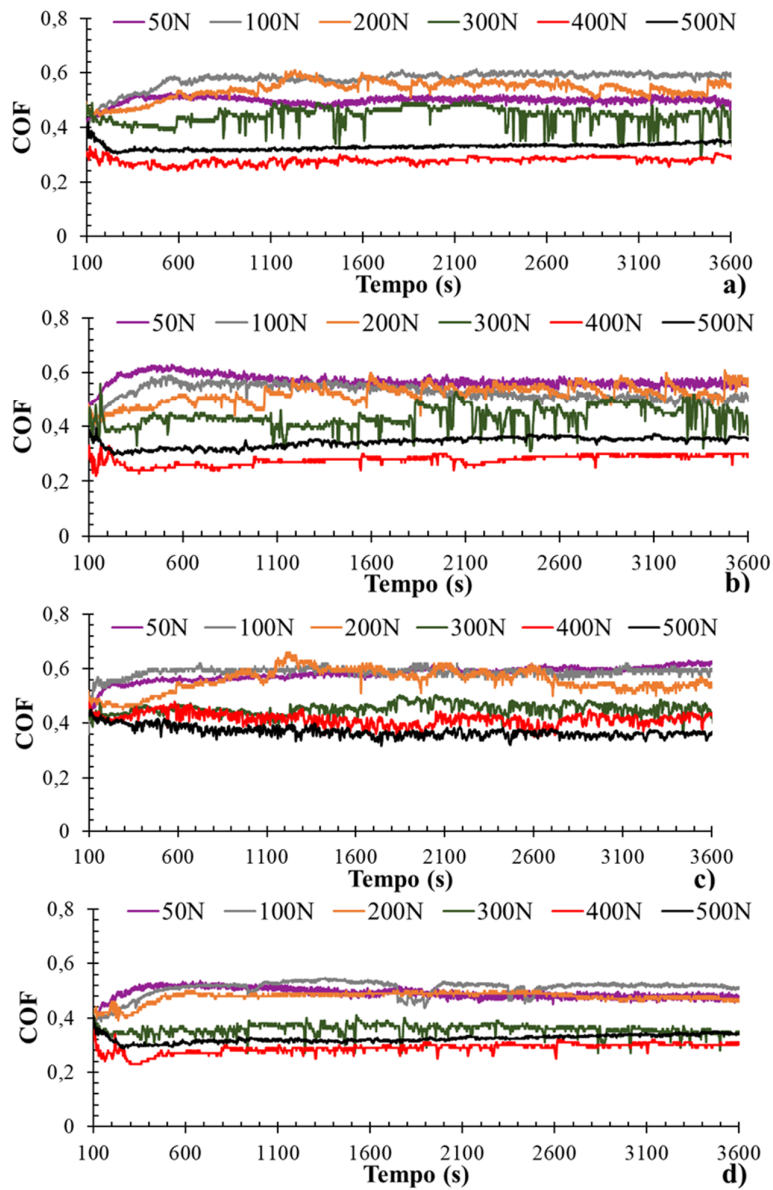


Figura 55. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G2, sendo:  
a) 2.5; b) 2.6; c) 2.7 e d) 2.8.

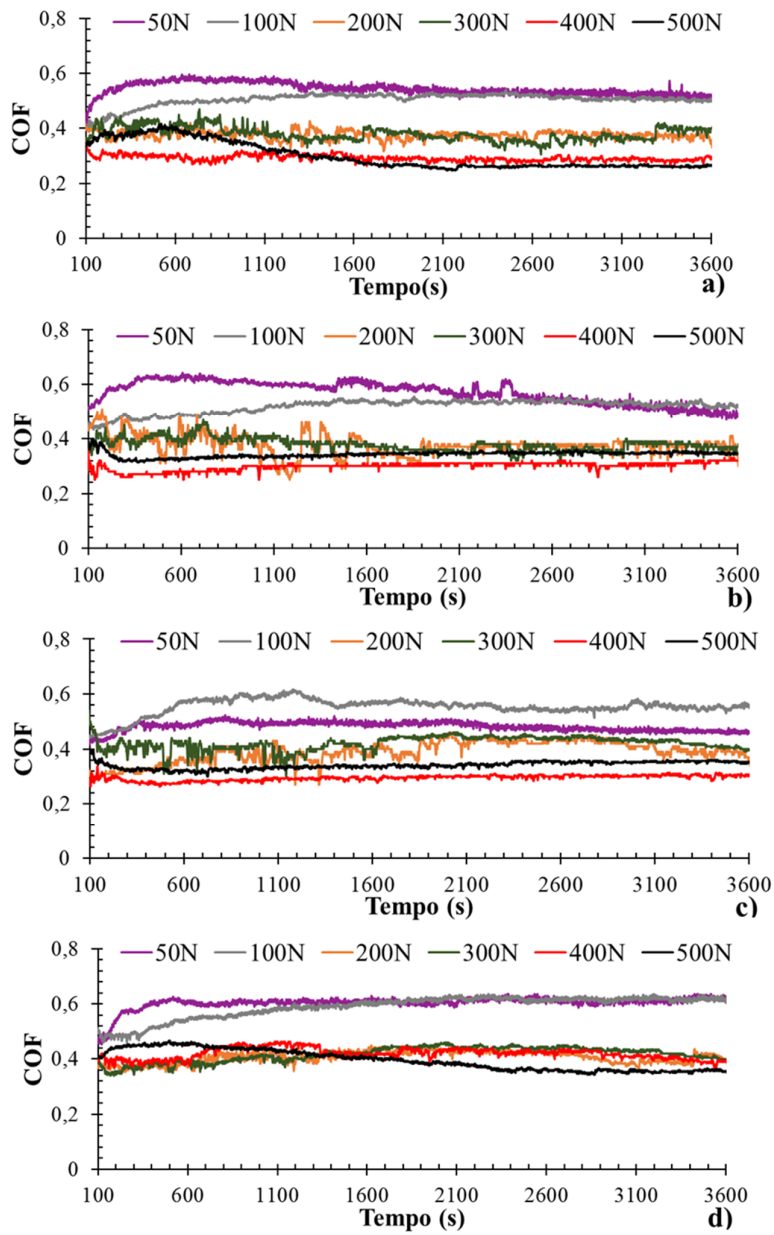
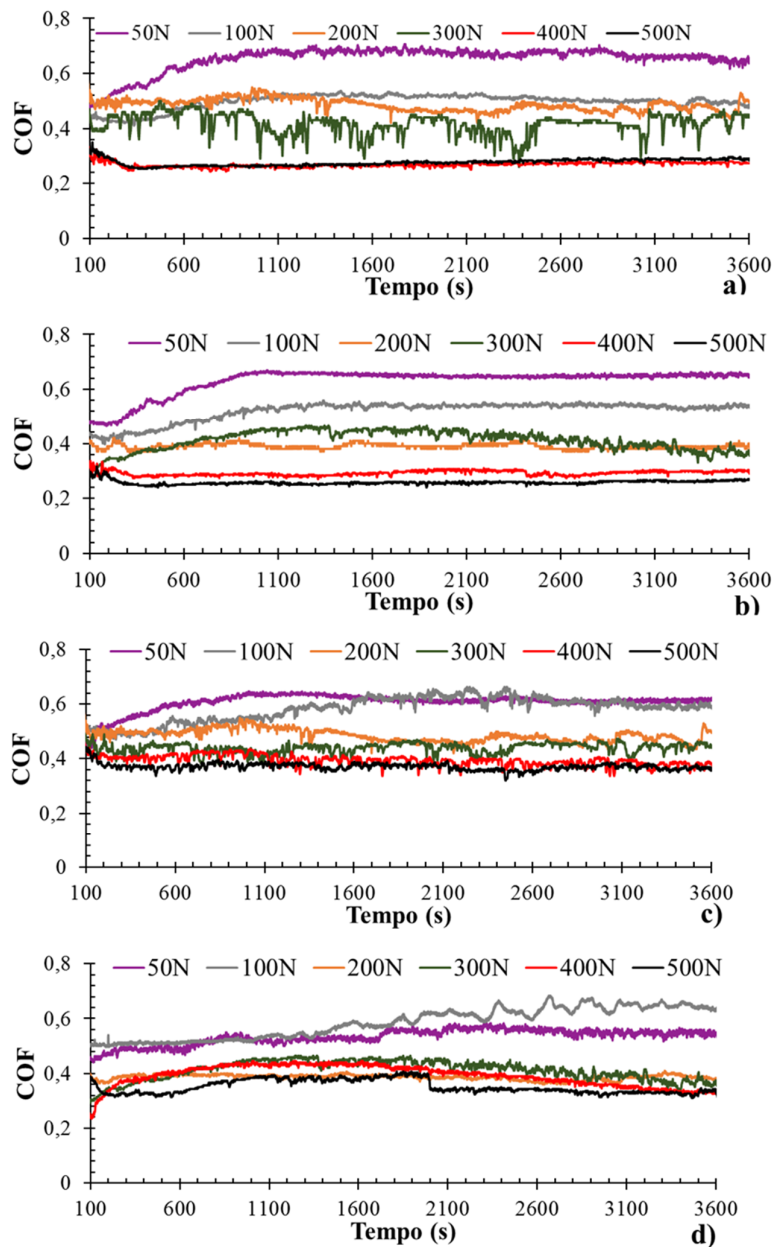


Figura 56. Coeficiente de atrito para todas a forças para as ligas do grupo G3, sendo:  
a) 3.9; b) 3.10; c) 3.11 e d) 3.12.



Avaliando os valores de coeficiente de atrito médio do período em que os mesmos apresentaram estabilização, entre 1000 e 3600 segundos, é possível notar uma redução do valor em função do aumento da força normal para todas as ligas, como mostrado na Figura 57, Figura 58 e Figura 59 para as ligas do grupo G1, G2 e G3 respectivamente. Com o aumento da força normal até o valor de 100 N não foi

observada variações significativas, porém, após esta força normal, o coeficiente de atrito passa a reduzir significativamente, atingindo 0,25. A variável que afetou o coeficiente de atrito foi a força normal.

Figura 57. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 1, sendo: a) 1.1; b) 1.2; c) 1.3 e d) 1.4.

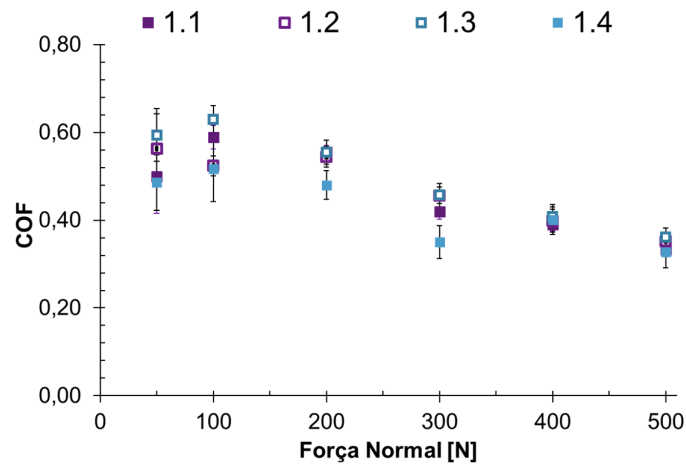


Figura 58. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 2, sendo: a) 2.5; b) 2.6; c) 2.7 e d) 2.8.

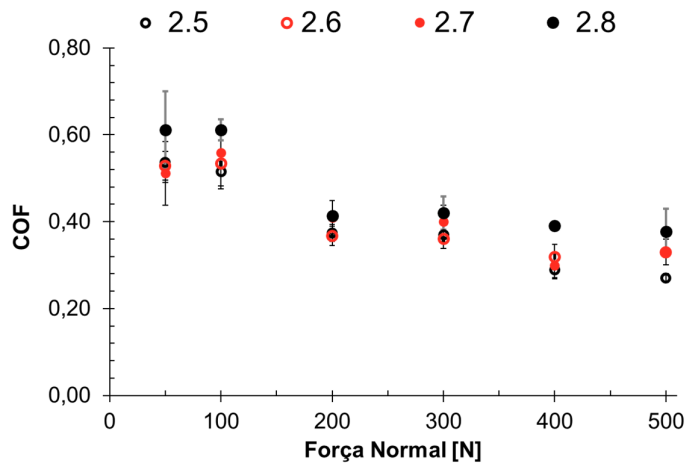
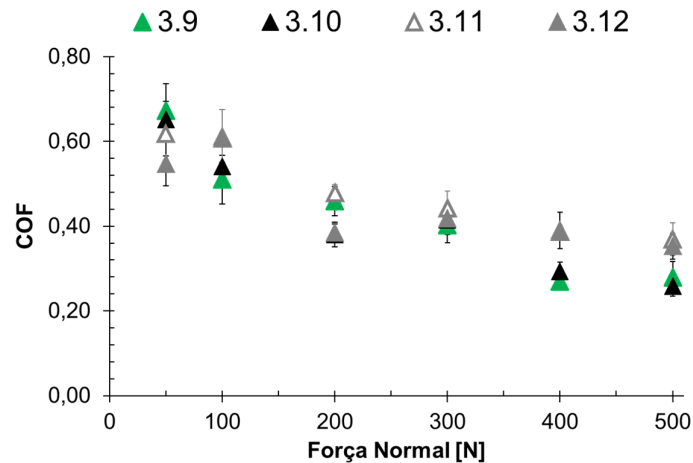


Figura 59. Coeficiente de atrito médio em função da força normal para as ligas do grupo 3, sendo: a) 3.9; b) 3.10; c) 3.11 e d) 3.12.

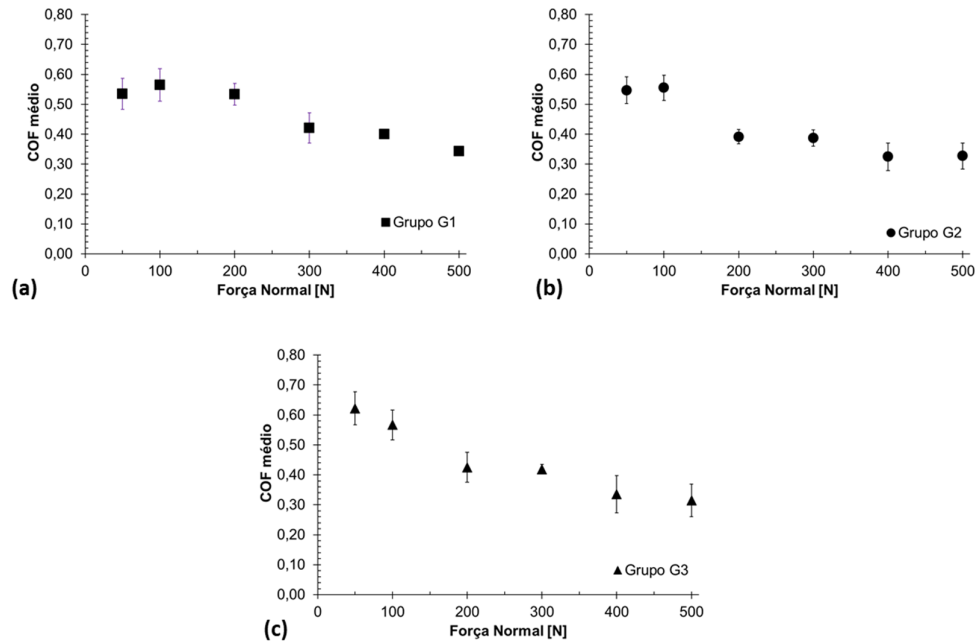


Na Figura 60 são apresentados os resultados de coeficiente de atrito médio de cada grupo. Para obter o valor médio do grupo, o coeficiente de atrito de cada liga foi obtido pela média dos coeficientes de atrito médios de cada um dos três ensaios realizados por liga. Para cada ensaio, foi considerado o período de regime permanente de 1000 a 3600 segundos para obter o coeficiente de atrito médio. É possível notar uma tendência geral de redução do coeficiente atrito com aumento da força normal para todos os grupos de ligas. Para o grupo G1 com aumento da força normal de 200 N para 300 N ocorre uma redução mais representativa do coeficiente de atrito do que para os demais aumentos de força normal. Por outro lado, para as ligas do grupo G2 e G3 essa variação é mais expressiva com aumento da força normal de 100 N para 200 N. Comportamento similar foi observado para a perda de massa, sendo que ocorre uma redução de perda de massa para as ligas do G1 quando a força normal é aumentada de 200 N para 300 N e para as ligas do grupo G2 e G3 quando a força normal é aumentada de 100 N para 200 N. Esse resultado sugere que, possivelmente, o endurecimento das superfícies e as camadas de óxidos formadas devem estar controlando os fenômenos relacionados ao atrito e desgaste. Nos próximos tópicos as superfícies de desgaste e a subsuperfícies serão avaliadas para a verificação desta hipótese.

O coeficiente de atrito diminuiu monotonicamente com aumento da força normal, sendo que para as ligas com alto nitrogênio (grupo G3) os valores foram similares ao das demais ligas e esse elemento assim como o C, Cr e Mn não afetou significativamente os valores de coeficiente de atrito. Sabe-se que durante o contato no deslizamento que produz desgaste, parte da energia dissipada pelo atrito é transformada em calor que, rapidamente, promove um aumento significativo da temperatura das superfícies (Kennedy 1984). A redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal pode então estar associada com a formação de óxidos nas superfícies de contato, devido ao aumento da temperatura da superfície dos corpos, o que resulta num aumento significativo da reatividade das superfícies com a atmosfera.

Outro ponto de destaque quanto à redução do coeficiente de atrito é a influência da dureza das superfícies em contato. Viafara (2010) mostrou que aumentar a dureza das superfícies em contato e aproximar a dureza relativa entre elas do valor 1, resulta em redução do coeficiente de atrito. Sabe-se que os aços manganês austeníticos possuem uma elevada capacidade de endurecimento e aumento progressivo da dureza com a elevação dos esforços aplicados. Portanto, o aumento da força normal promove aumento da dureza superficial, como será mostrado no tópico 5.3.1, o que também contribui para a redução do coeficiente de atrito com a força normal. Esse aumento de dureza contribui aumentando a sustentação da camada de óxidos.

Figura 60. Coeficiente de atrito médio por grupo em função da força normal para o grupo: a) G1; b) G2; e c) G3.



### 5.2.3. Influência da composição química na perda de massa

Neste tópico, será apresentada a influência sistemática da variação dos elementos químicos carbono, manganês, cromo e nitrogênio na perda de massa. Inicialmente será feita uma avaliação do efeito dos elementos químicos sobre a resistência ao desgaste como feito por Avery (1974), Diesburg e Borik (1974), Jost e Schmidt (1986) e Alyaz (2003). Como se viu na revisão estes autores buscaram centralmente na composição química a explicação para a variação de propriedades dos aços manganês austeníticos. Mais adiante os resultados de perda de massa serão analisados em função da ação dos elementos de liga nos mecanismos de endurecimento.

#### 5.2.3.1. Efeito do teor de carbono

Avaliando as perdas de massa em função do teor de carbono para as ligas do grupo G1, mantendo-se fixo as quantidades de manganês e cromo em aproximadamente 12,6% e 1,75% e o teor de carbono entre 1,0% e 1,5% foi possível realizar a comparação das ligas 1.1, 1.3 e 1.4. Os resultados em função das forças

normais de 50 N, 100 N e 200 N são apresentados na Figura 61 e em função das forças normais de 300 N, 400 N e 500 N são apresentados na Figura 62. Observa-se para forças até 200 N uma redução da perda de massa em função do aumento do teor de carbono para as ligas do grupo G1. Por outro lado, para forças entre 300 N e 500 N a perda de massa aumenta com aumento do teor de carbono.

Figura 61. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 1.1, 1.3 e 1.4 com 12,6% de manganês e 1,75% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.

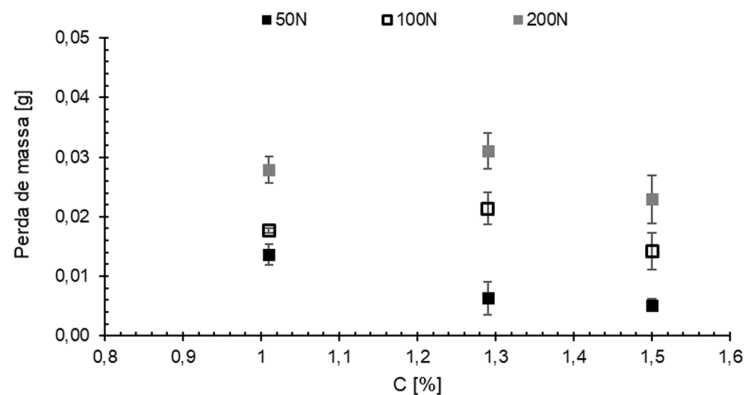
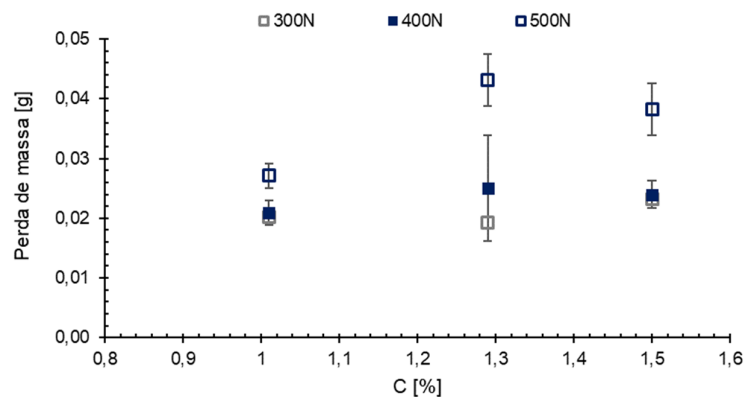


Figura 62. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 1.1, 1.3 e 1.4 com 12,6% de manganês e 1,75% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



Gurul e Kurnaz (2020) encontraram que o aumento do teor de carbono entre 0,7% e 1,3% resulta em aumento da resistência ao desgaste por deslizamento para forças normais entre 15 N e 50 N, que resultam em pressões de contato entre 0,9 GPa e 1,35 GPa. Nos ensaios realizados no presente trabalho, apesar das forças normais aplicadas serem maiores, as pressões de contato são inferiores devido a maior área

de contato, variando entre 2,5 MPa e 25 MPa, podendo justificar as diferentes tendências encontradas entre os trabalhos devido aos efeitos da variação de força observados na Figura 48, na Figura 49, na Figura 50 e na Figura 51.

O efeito do teor de carbono também foi analisado dentre as ligas do grupo G2, sendo elas as ligas 2.5 e 2.8, em que o teor de carbono variou de 1,02 % a 1,24% mantendo-se fixo os teores de manganês e cromo em 12,6% e 2,47%. Os resultados em função das forças normais de 50 N, 100 N e 200 N são apresentados na Figura 63 e em função das forças normais de 300 N, 400 N e 500 N são apresentados na Figura 64. Para essas condições, o aumento do teor de carbono exerceu influência para os testes realizados com 100 N, em que ocorreu uma redução da perda de massa com aumento do teor de carbono. As demais condições de severidade não apresentaram variação significativa de perda de massa em função do teor de carbono contido nas ligas.

Figura 63. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 2.5 e 2.8 com 12,6% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.

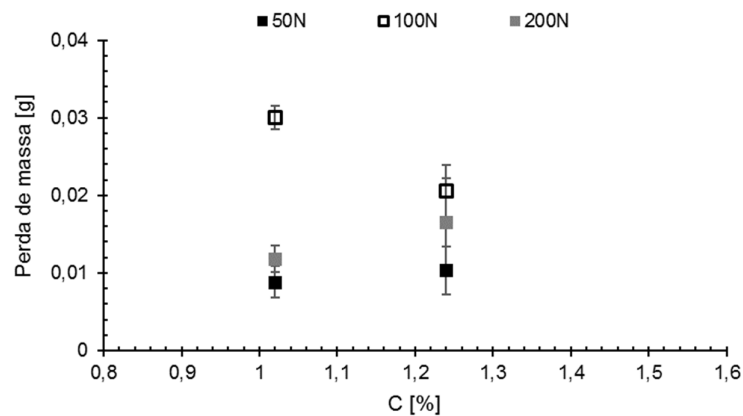
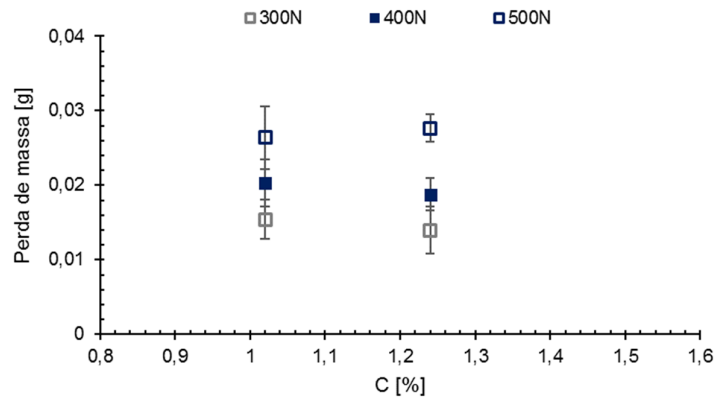


Figura 64. Perda de massa em função do teor de carbono para as ligas 2.5 e 2.8 com 12,6% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



A redução de ductilidade e uma possível fragilização de aços Hadfield com aumento do teor de carbono para níveis superiores a 1,2% é conhecida na literatura (Bayraktar et al. 2004; Alyaz 2003) e os resultados apresentados de redução de resistência ao desgaste em função do aumento do teor de carbono para condições mais severas empregadas podem ser justificados por uma possível redução da capacidade de deformação do material em comparação a ligas com menores teores de carbono. Por outro lado, sugere-se que para condições de baixo esforços, 50 N e 100 N e 200 N, o aumento da resistência ao desgaste em função do aumento do teor de carbono pode estar relacionado ao aumento das propriedades mecânicas devido à elevação do teor deste elemento (Diesburg e Borik 1974).

### 5.2.3.2. Efeito do teor de manganês

A influência do teor de manganês na resistência ao desgaste foi possível para duas diferentes faixas de composição química, a primeira referente a ligas do grupo G1 com 1,29% de carbono e 1,75% de cromo variando o teor de manganês em 12,6% e 18,3% e também para as ligas do grupo G2, com teores de carbono e cromo mantidos fixos em aproximadamente 1,0% e 2,47%, respectivamente, e o teor de manganês variando em 12,6% e 18,3%.

Na Figura 65 são apresentados os resultados de perda massa em função do teor de manganês para as ligas 1.1 e 1.2 (1,29% C e 1,75% Cr) em função das forças normais de 50 N, 100 N e na Figura 66 em função das forças normais de 400 N e

500 N. Os resultados mostram influência do teor de manganês apenas para os ensaios realizados com maior severidade, 500 N, com uma redução da perda de massa em função do aumento do teor de manganês. Para os demais valores de força normal não foi observada variação significativa da perda de massa em função do teor de manganês.

Figura 65. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 1.1 e 1.2 com 1,29% de carbono e 1,75% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.

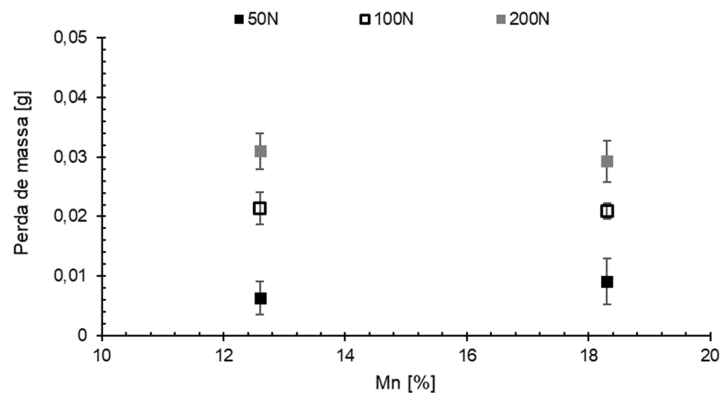
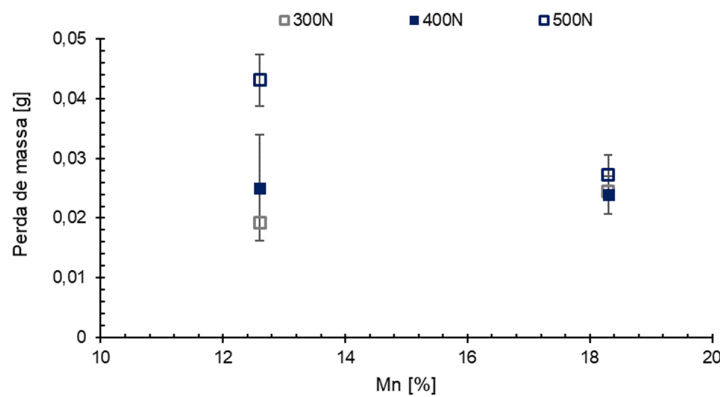


Figura 66. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 1.1 e 1.2 com 1,29% de carbono e 1,75% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



Os resultados de perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 2.7 e 2.8 (1,0% C e 2,47% Cr) são apresentados na Figura 67 em função das forças normais de 50 N, 100 N e 200 N e na Figura 68 em função das forças normais de 300 N, 400 N e 500 N. Observa-se um aumento da perda de massa com aumento do teor de manganês para as forças de 300 N, 400 N e 500 N. Esse comportamento foi

contrário ao apresentado na Figura 66, em que ocorreu redução de perda de massa com aumento do teor de manganês para ensaios com força normal de 500 N.

Figura 67. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 2.7 e 2.8 com 1,0% de carbono e 2,47% de cromo em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.

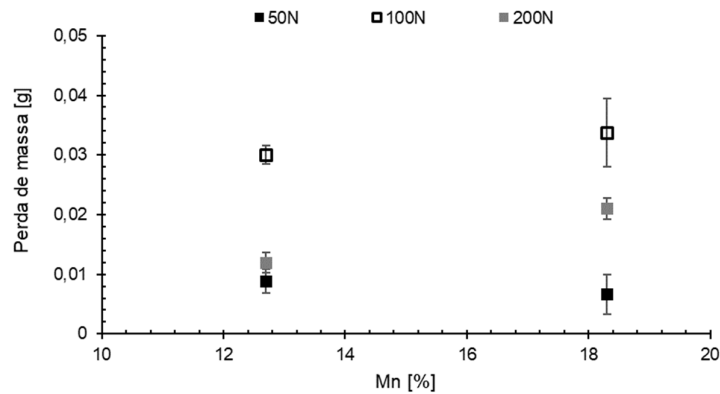
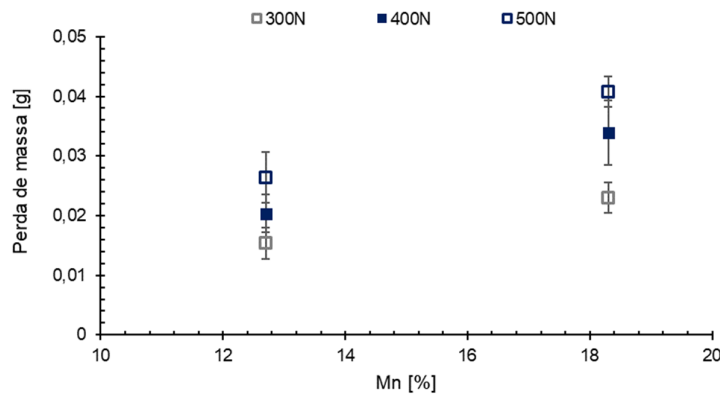


Figura 68. Perda de massa em função do teor de manganês para as ligas 2.7 e 2.8 com 1,0% de carbono e 2,47% de cromo em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



Gurol e Kurnaz (2020) encontraram que o aumento do teor de manganês entre 13% e 21% resulta em aumento da resistência ao desgaste por deslizamento para forças normais entre 15 e 50 N, que resultam em pressões de contato entre 0,9 GPa e 1,35 GPa. Nos ensaios realizados no presente trabalho, apesar das forças normais aplicadas serem maiores, as pressões de contato são inferiores devido a maior área de contato, variando entre 2,5 MPa e 25 MPa, podendo justificar as diferentes tendências encontradas entre os trabalhos.

Machado et al (2021) mostrou que aumentar a quantidade de manganês, de 12% para 20%, resulta em aumento da resistência ao desgaste de mandíbulas moveis em ensaios de britador de laboratório, tendência contrária aos resultados apresentados na Figura 67 e na Figura 68, em que aumentar o manganês de aproximadamente 12% para aproximadamente 18% promoveu redução da resistência ao desgaste.

### 5.2.3.3. Efeito do teor de cromo

Na Figura 69 e na Figura 70 são apresentados os resultados de perda de massa para ensaios realizados entre 50 N e 200 N e entre 300 N e 500 N respectivamente, em função do teor de cromo, este variando de 1,75% para 2,47%, para as ligas 1.1 e 2.5 que possuem 1,29% de carbono e 12,6% de manganês. Nota-se uma variação significativa de perda de massa para as condições de maior severidade, com redução da perda de massa com aumento da quantidade de Cr. Para a força normal de 200 N foi observada uma redução de perda de massa de 52% e para a força normal de 500 N uma redução de 63%, comparando a liga de 1,7%Cr com a liga de 2,5%Cr.

Figura 69. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.1 e 2.5 com 1,29% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N.

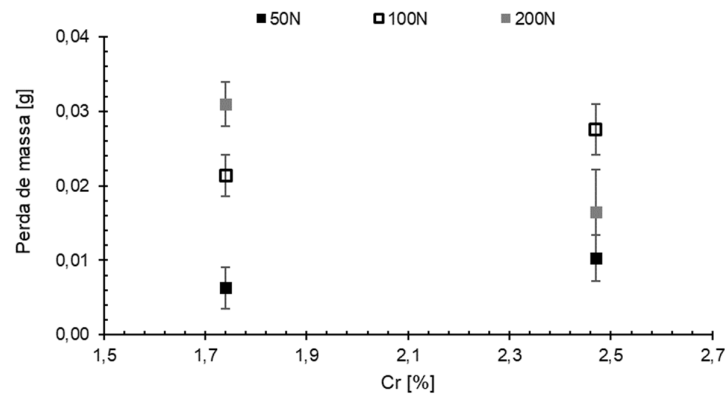
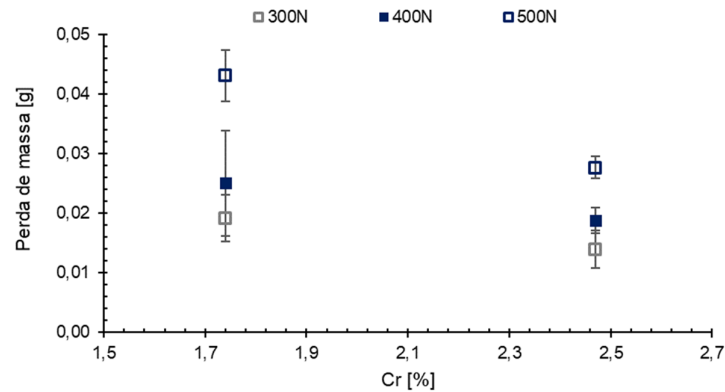


Figura 70. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.1 e 2.5 com 1,29% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



Os resultados de perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.3 e 2.8, com o teor de cromo variando de 1,76% para 2,51% para os teores de carbono e manganês de aproximadamente 1,0% e 12,6% são apresentados em função das forças normais entre 50 N e 200 N na Figura 71 e em função das forças normais entre 300 N e 500 N na Figura 72 . Os resultados mostram que ocorre uma redução da perda de massa com aumento do teor cromo para as forças entre 50 N e 200 N, não sendo observada variação da perda de massa com aumento do teor de cromo para forças maiores, entre 300 N e 500 N.

Figura 71. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.3 e 2.8 com 1,0% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 50 N, 100 N e 200 N

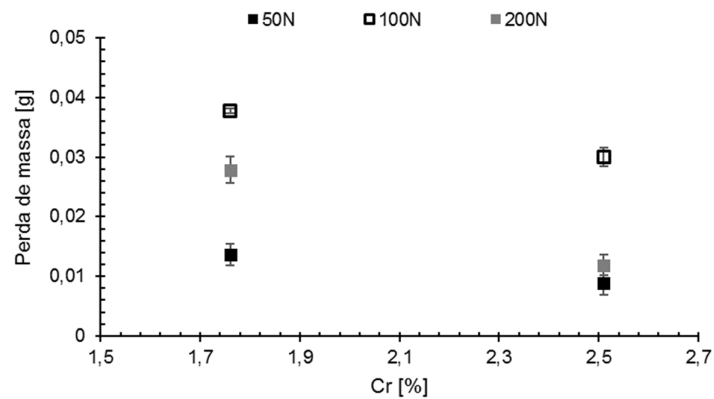
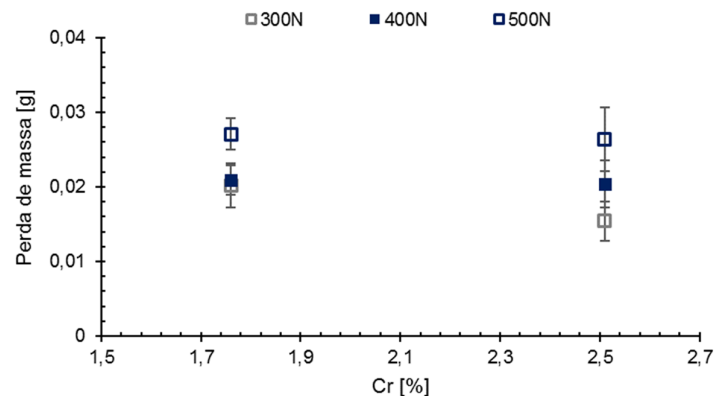


Figura 72. Perda de massa em função do teor de cromo para as ligas 1.3 e 2.8 com 1,0% de carbono e 12,6% de manganês em ensaios com 300 N, 400 N e 500 N.



#### 5.2.3.4. Efeito do teor de nitrogênio

A avaliação sistemática do teor de nitrogênio, ou seja, mantendo os demais elementos químicos sem variação, é possível comparando as ligas 2.6 e 2.7, com teores de 0,074% e 0,060%, respectivamente. Para essas ligas os teores de carbono, manganês e cromo foram fixados em 0,98%, 18,3% e 2,47%, respectivamente, e os resultados de perda de massa em função do teor de nitrogênio são apresentados na Figura 73 para ensaios realizados com forças entre 50 N e 200 N e na Figura 74 para forças entre 300 N e 500 N. Os resultados mostram que a variação do teor de

nitrogênio para as duas ligas avaliadas não resultou em variação significativa de perda de massa, ou seja, para a composição química das ligas (0,98% C 18,3% Mn 2,47Cr) a variação de 0,014% de nitrogênio não afetou a resistência ao desgaste dos materiais.

Figura 73. Perda de massa em função do teor de nitrogênio para as ligas 2.6 e 2.7 com 0,98% de carbono, 18,3% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

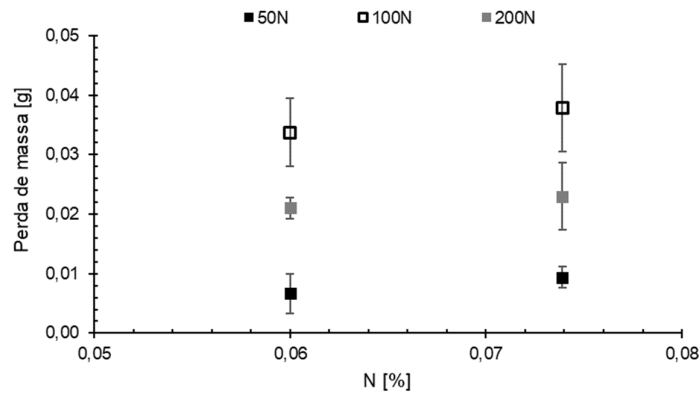
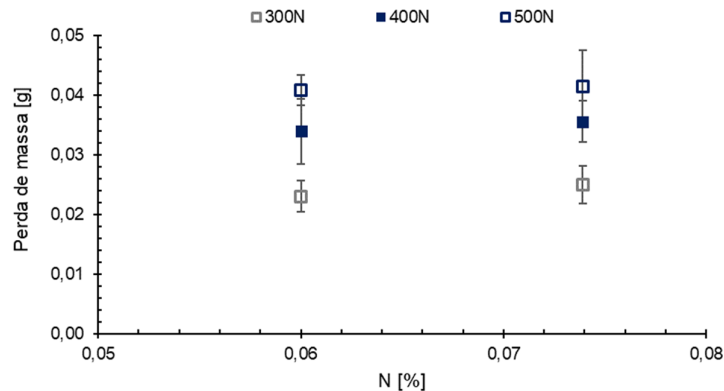


Figura 74. Perda de massa em função do teor de nitrogênio para as ligas 2.6 e 2.7 com 0,98% de carbono, 18,3% de manganês e 2,47% de cromo em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.



Buscando uma correlação mais conceitual, baseada na interação entre átomos e discordâncias, serão apresentados a seguir os resultados de perda de massa em função da somatória de elementos intersticiais e também em função dos elementos substitucionais.

### 5.2.3.5. Efeito do teor de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio)

A seguir será apresentada uma comparação considerando a variação da somatória dos teores de elementos intersticiais em função da perda de massa para todas as ligas. Na Figura 75, Figura 77, e Figura 79 são apresentados os resultados para as ligas do grupo G1, G2 e G3 respectivamente, para as forças normais entre 50 N e 200 N. Na Figura 76, Figura 78 e Figura 80 são apresentados os resultados para as ligas do grupo G1, G2 e G3 respectivamente, para as forças normais entre 300 N e 500 N

Para as ligas do grupo G1, é possível notar uma redução de perda de massa em função do aumento do teor dos elementos intersticiais (carbono e nitrogênio) para as condições de menor severidade, até 100 N, e por outro lado, para os ensaios com 500 N foi observado um aumento da perda de massa em função do aumento destes elementos químicos, assim como observado para os resultados em função do teor de carbono para este mesmo grupo Figura 62.

Figura 75. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

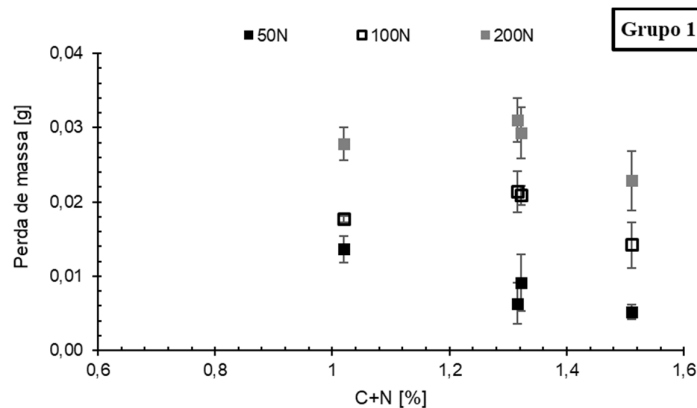
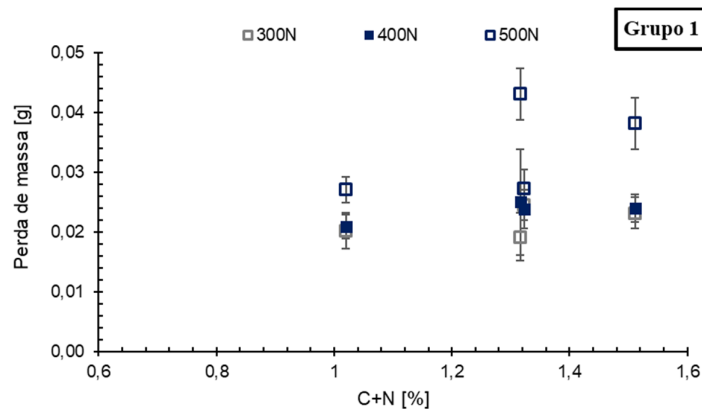


Figura 76. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.



Quando comparadas as ligas do grupo G2 quanto à perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais, carbono e nitrogênio, observa-se uma redução da perda de massa com aumento dos teores desses elementos para as forças normais de 100 N, 400 N e 500 N. Por outro lado, para as ligas do grupo G3 foi observado um aumento da perda de massa em função do aumento combinado dos teores de carbono e nitrogênio. Porém, o aumento da quantidade de C e N para as ligas do grupo G3 é expressivamente menor em comparação aos grupos G1 e G2. A variação da quantidade de C e N entre as ligas do grupo G3 foi de aproximadamente 4%, enquanto para os grupos G1 e G2 foi de 33% e 23%, respectivamente. A pequena variação do somatório de elementos intersticiais (C+N) nas ligas do grupo G3, provavelmente, não contribuiu para a variação da perda de massa, mas sim as variações mais expressivas de Cr e Mn. Observações realizadas por espectroscopia de Mossbauer (Sozinov et al., 1999) e pelo método de Monte Carlo (Gavriljuk, 1996) para aços austeníticos mostraram que os átomos de nitrogênio evitam ocupar posições intersticiais vizinhas do reticulado e, por outro lado, os átomos de carbono podem ocupar posições vizinhas e tendem a se agrupar. Sendo assim, as comparações realizadas de perda de massa em função da soma das quantidades de C e N, representam correlações aproximadas que podem ser aprimoradas atribuindo pesos diferentes para o C e N.

Figura 77. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

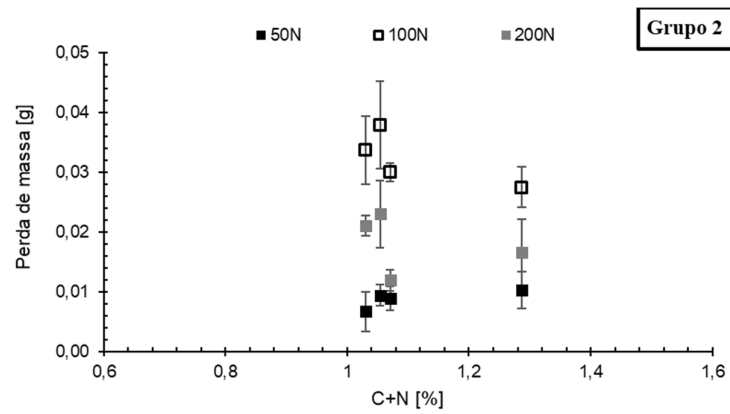


Figura 78. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.

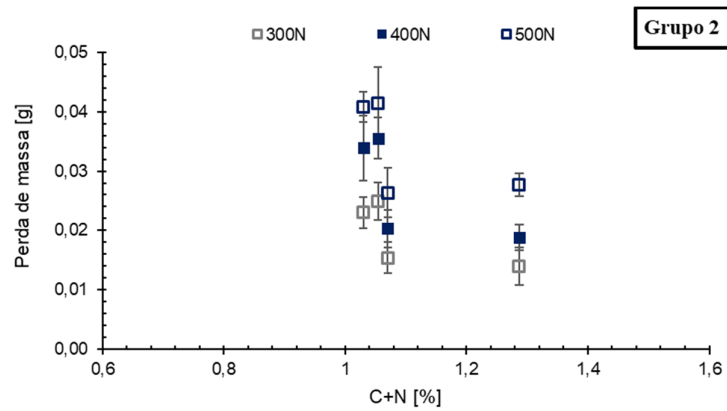


Figura 79. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

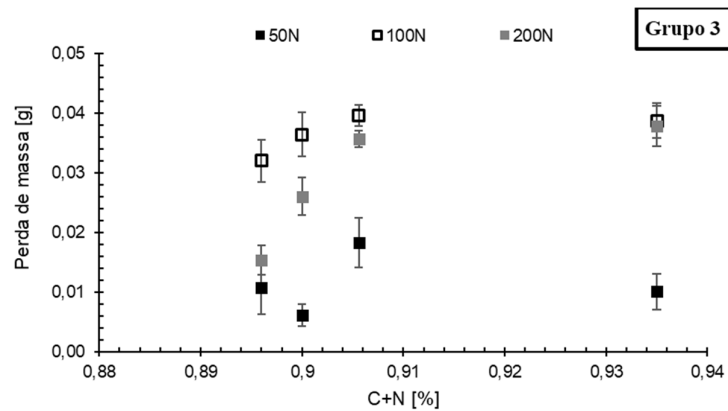
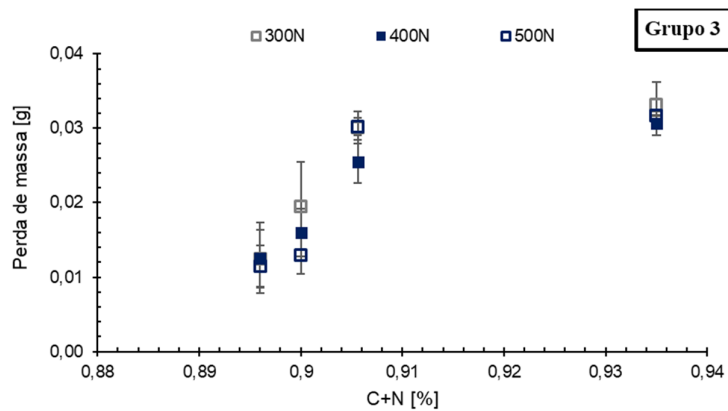


Figura 80. Perda de massa em função dos teores de elementos intersticiais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.



romo. Para os ensaios realizados com força normal de 50 N e 100 N observa-se um aumento da perda de massa quando a somatória dos elementos substitucionais aumentam de 14,14% para 14,36%, ocorrendo uma posterior redução de perda de massa com aumento da somatória destes elementos para 20,09%. Para as demais condições testadas não foram observadas variações significativas de perda de massa.

Figura 81. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

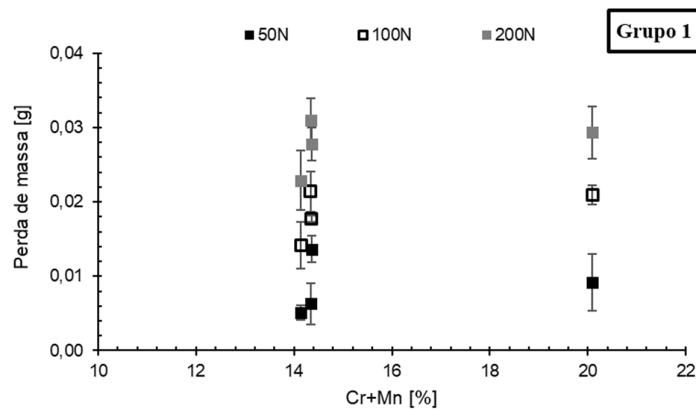
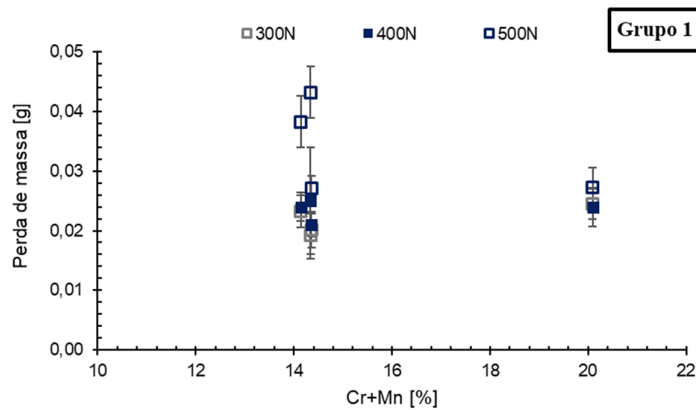


Figura 82. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G1 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.



Para as ligas do grupo G2 observa-se um aumento da perda de massa em função do aumento da somatória dos teores de manganês e cromo (de 15,07% para 20,75%) para todas as condições testadas, com exceção para a força normal de 50 N em que não foi observada uma variação significativa de perda de massa.

Figura 83. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

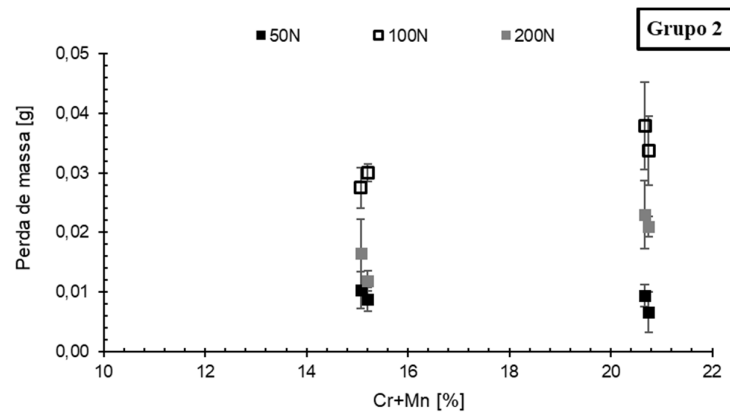
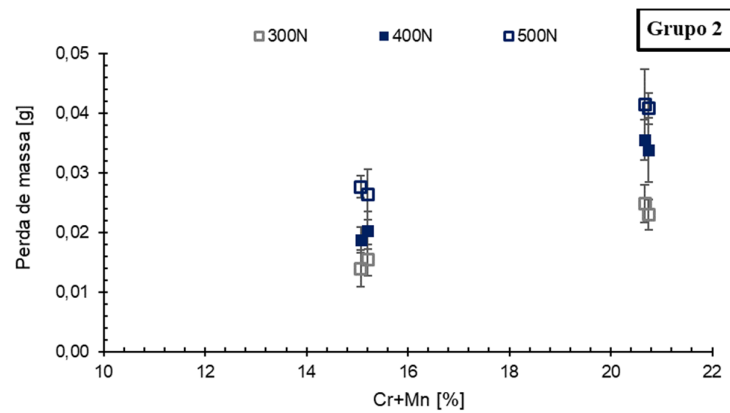


Figura 84. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G2 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N



Por fim, para as ligas do grupo G3 foi observada uma tendência de redução de perda de massa em função do aumento da somatória dos elementos substitucionais para todas as condições de severidades avaliadas.

Figura 85. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 50 N e 200 N.

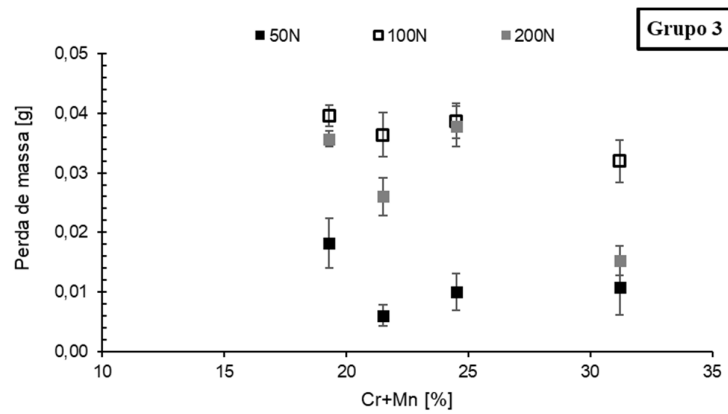
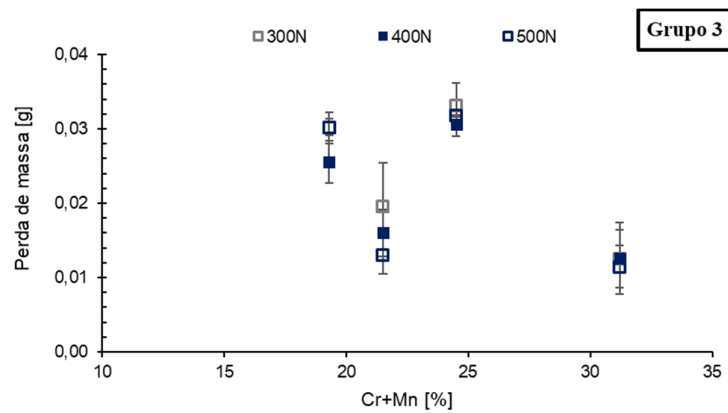


Figura 86. Perda de massa em função dos teores de elementos substitucionais para as ligas do grupo G3 em ensaios com força normal entre 300 N e 500 N.



Em resumo, a relação entre perda de massa e composição química permite destacar que:

- Para forças menores, o aumento do teor de carbono resulta, em geral, em redução de perda de massa, sendo que para o grupo G1 menores perdas de massa foram encontradas para forças entre 50 N e 200 N com aumento do teor de carbono e para as ligas do grupo G2 uma redução de perda de massa ocorreu com aumento do teor de carbono para ensaios com 100 N. Por outro lado, para forças maiores, o aumento do teor de carbono resultou em aumento de perda de massa para as ligas do grupo G1.

- O aumento do teor de manganês resultou em dois comportamentos, a depender do grupo de ligas. Para as ligas do G1, o aumento do teor de manganês resultou em redução da perda de massa para ensaios com 500 N apenas e por outro lado, para as ligas do grupo G2, o aumento do teor manganês resultou em aumento da perda de massa para ensaios com 400 N e 500 N.
- O aumento do teor de cromo resultou em redução de perda massa para ensaios do grupo G1 testadas com 500 N e para ligas do grupo G2 testadas com forças entre 50 N e 200 N.
- Para as ligas do grupo G2, não foi observada variação de perda de massa com aumento do teor de nitrogênio, sendo esse variado entre 0,060% e 0,074%.
- Quanto a variação da somatória de elementos intersticiais (carbono e nitrogênio), para o grupo G1, foi observada uma redução da perda de massa com o aumento desses elementos para forças até 100 N, e para forças de 500 N foi observado um aumento da perda de massa. Para as ligas do grupo G2, observou-se uma tendência de redução de perda massa com aumento dos teores desses elementos em forças normais de 100 N, 400 N e 500 N. Por outro lado, para as ligas do grupo G3, foi encontrado aumento de perda de massa com aumento dos teores de elementos intersticiais.
- A somatória dos elementos substitucionais (manganês e cromo) apresentou comportamentos distintos entre os grupos de ligas. Para as ligas do grupo G1 ocorreu redução de perda de massa com aumento destes elementos para ensaios realizados com 500 N. Para as ligas do grupo G2, em ensaios com 100 N, 400 N e 500 N ocorreu aumento da perda de massa com a elevação do teor destes elementos. Por fim, para as ligas do grupo G3, ocorreu redução de perda de massa com aumento dos teores de elementos substitucionais para todas as forças testadas.

Ressalta-se que, melhores resultados de resistência ao desgaste para forças normais maiores, 400 N e 500 N, foram encontrados para as ligas 3.11 e 3.12, que

possuem maiores teores de elementos substitucionais, chegando a 31% em peso, ao contrário das ligas do grupo G1 e G2, que possuem no máximo 20% e 21%.

O efeito dos elementos C, Mn e Cr no desgaste não teve um comportamento generalizável, por vezes esse comportamento foi igual ao observado na literatura como por exemplo, o aumento da resistência ao desgaste com os teores de C, Mn e Cr, entretanto, como na faixa de forças normais estudadas ocorre transição de regime de desgaste e esta faixa de forças normais é em geral superior às empregadas na literatura essas tendências não foram generalizadas. Para o grupo G3, existe uma relação entre perda de massa e elementos substitucionais, em que o aumento do teor desses elementos resulta em redução de perda de massa. A análise da perda de massa em função composição química deverá ser realizada considerando outros possíveis efeitos, como por exemplo a energia de falha de empilhamento (EFE) e a microestrutura. Sabe-se que o aumento dos teores de cromo, manganês, carbono e nitrogênio reduzem a EFE (Chen et al., 2017), porém esses elementos possuem pesos diferentes no seu valor final. A EFE está relacionada aos mecanismos de deformação (Allain et al., 2004) e, conseqüentemente, à resistência ao desgaste das ligas. Quanto à microestrutura, uma avaliação de algumas características como tamanho de grão e presença de precipitados também necessitam ser avaliados a fim de verificar se existe alguma diferença relevante e que se correlacione com a resistência ao desgaste, seja diretamente ou sinergicamente com outras propriedades.

Os resultados dos ensaios de desgaste (perda de massa e coeficiente de atrito) mostraram a importância de estudar aços Hadfield em condições variadas de severidade, tendo em vista que os comportamentos das diferentes ligas foram alterados em função da força normal aplicada no ensaio. Nas condições empregadas, com força normal variando entre 50 N e 500 N, a pressão aparente aplicada nos ensaios variou entre 3 e 25 MPa. Outros trabalhos que também estudaram aços Hadfield em ensaios de deslizamento utilizaram pressões de contato menores, como no trabalho de Jost e Schmidt (1987) que empregaram pressões entre 4 e 8 MPa e no trabalho de Chen et al (2018) com pressões entre 2 e 7 MPa. Nesses trabalhos a variação da perda de massa com a força normal aplicada apresentou relação direta, comportamento esse não observado no presente trabalho quando se aumenta o intervalo e intensidade de variação da pressão de contato. Outros trabalhos (Kang;

Zhang, 2012; Abbasi et al., 2013) submetem amostras de aços Hadfield a ensaios de deslizamento, com pressões aparentes de contato inicial maiores do que as usadas no presente trabalho. No trabalho de Kang e Zang (2012) aplicaram 32 MPa de pressão de contato inicial, porém os autores não avaliaram o comportamento do aço Hadfield em outros níveis de aplicação de pressão. Abbasi et al (2013) utilizaram pressão inicial de contato de 550 MPa, valor muito superior ao utilizados nos outros trabalhos. Para isso, os autores utilizaram pino com ponta arredondada, o que garante uma pequena área de contato inicial e conseqüentemente uma grande pressão de contato. Porém, não se garante a mesma pressão de contato ao longo de todo ensaio, sendo que conforme o ensaio evolui a área de contato aumenta significativamente e a pressão de contato reduz drasticamente. No trabalho de Abbasi et al (2013) não foi verificada a variação da área de contato em função do tempo de ensaio, porém, sabe-se que ocorre redução de até 2 ordens de grandezas na pressão de contato em ensaios com pino de ponta arredondada (Almeida, 2017). Outros aspectos referentes às alterações causadas pela variação de força normal, quanto a microestrutura e propriedades mecânicas, serão tratadas nos tópicos a seguir.

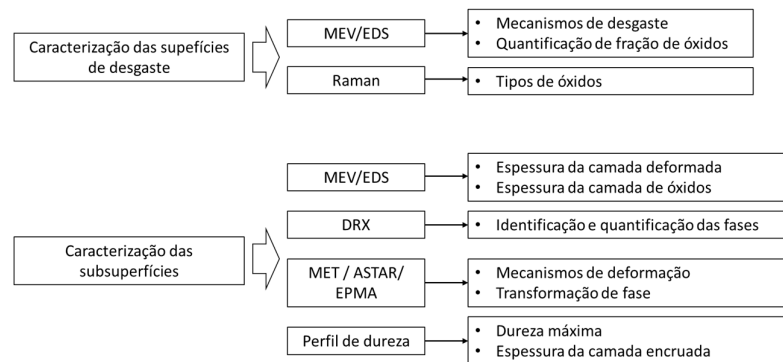
Como já mencionado anteriormente, os aços Hadfield são também comumente empregados em condições que requerem uma boa resistência ao desgaste abrasivo, como no caso de revestimentos de britadores. Algumas das ligas deste trabalho foram também avaliadas em ensaios de abrasão, na configuração roda de borracha. A metodologia empregada e os resultados são apresentados no Anexo D. Na Figura 152 são apresentados os resultados de perda de massa após os ensaios de abrasão para as ligas testadas. Observa-se que a liga 3.12 apresentou maior resistência ao desgaste abrasivo (menor perda de massa), em condições de abrasão assim como em ensaios de desgaste por deslizamento. É possível também notar o efeito sistemático da quantidade de carbono, sendo que para as ligas do grupo G1, o aumento do teor de carbono promoveu redução da perda de massa, comparando as ligas 1.1, 1.3 e 1.4, sendo que a liga 1.4 (1,5%C) apresentou menor perda de massa e a liga 1.3 (1%C) apresentou maior perda de massa). Tendência similar foi observada para as ligas do grupo G2, em que a liga 2.5 (1,2%C) apresentou menor perda de massa do que a liga 2.8 (1%C).

### 5.3. Caracterização dos materiais após ensaios de desgaste

A seguir serão apresentadas as seguintes caracterizações realizadas após os ensaios de desgaste; perfil de microdureza abaixo da superfície de desgaste; microscopia eletrônica de varredura da superfície de desgaste e da camada subsuperficial; espectroscopia Raman da superfície de desgaste; análise por DRX da superfície de desgaste; análise da subsuperfícies de desgaste por MET, Astar e EPMA. Para essas caracterizações foram selecionadas as principais ligas de cada grupo, adotando como critério a seleção das ligas que apresentaram maior resistência ao desgaste por grupo, sendo elas: 1.3, 2.5 e 3.12.

O objetivo das caracterizações da superfície de desgaste e das subsuperfícies é buscar evidências que contribuam para explicar os resultados de desgaste e atrito. O propósito de cada caracterização é mostrado na Figura 87.

Figura 87. Fluxograma da metodologia de caracterização da superfície de desgaste e da subsuperfícies.



#### 5.3.1. Perfil de dureza

Após os ensaios de desgaste, as amostras foram cortadas transversalmente para permitir a realização de medições de microdureza ao longo da seção transversal em relação à superfície desgastada. Na Figura 88, Figura 89 e Figura 90 são apresentados os resultados de perfil de dureza para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12, respectivamente.

Figura 88. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 1.3.

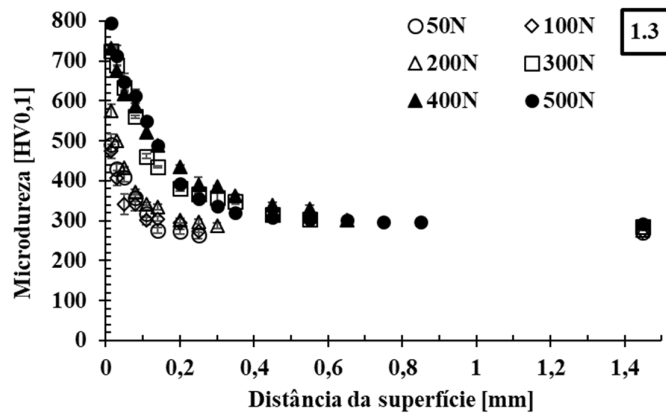


Figura 89. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 2.5.

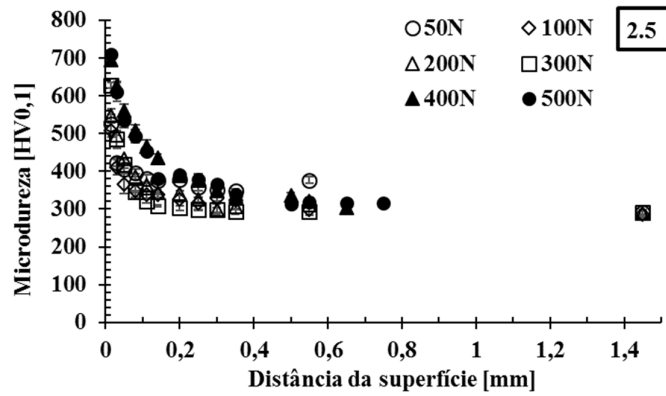
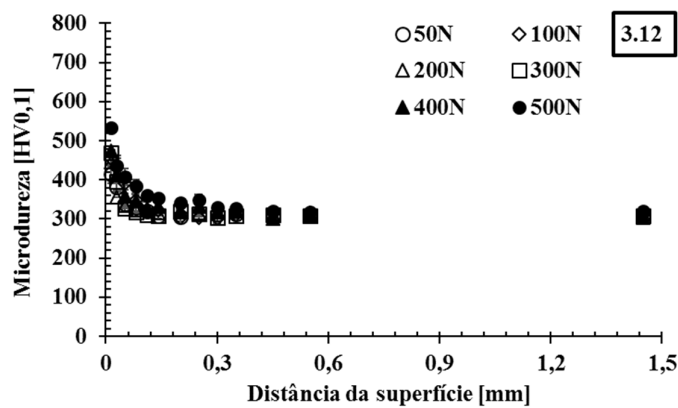


Figura 90. Perfil de dureza em relação a distância da superfície de desgaste para todas as forças normais para a liga 3.12.



Os perfis de dureza mostram que maiores durezas foram encontradas na menor distância em relação à superfície (0,015 mm), para todas as forças normais e para todas as ligas. Os resultados também mostram que com o aumento da força normal a dureza próxima à superfície aumenta, bem como o tamanho da camada endurecida.

Para os ensaios realizados com a liga 1.3 a maior microdureza encontrada foi de 795 HV, para a liga 2.5 a maior microdureza encontrada foi em torno de 740 HV e para a liga 3.12 foi de 530 HV, sendo todos esses valores para a condição com força normal de 500 N.

Esses resultados mostram capacidade de endurecimento de todas as ligas, em especial das ligas 1.3 e 2.5, que apresentaram maiores durezas, corroborando dados da literatura, em que com aumento da severidade de desgaste o aço Hadfield tende a apresentar aumento de dureza abaixo da superfície desgastada (Abbasi et al., 2010; Zambrano et al., 2017; Tressia et al., 2017).

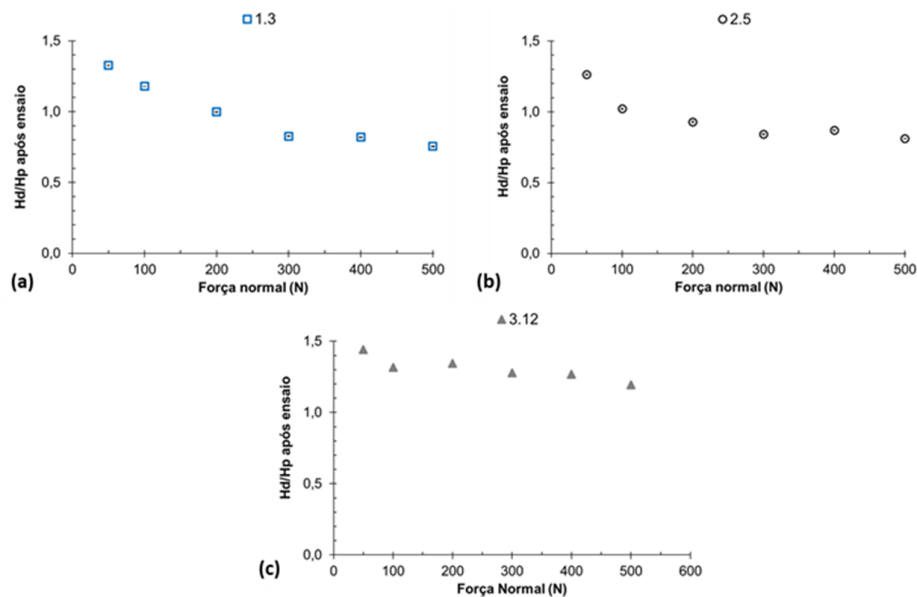
Kang e Zhang (2012) realizaram ensaios pino contra disco em amostras de aços manganês austeníticos com composição química de 0,6% C, 18,2% Mn, 6,8% Cr e 0,3% N, sendo essa similar à composição da liga 3.12. Os autores encontraram que após os ensaios com força normal de aproximadamente 220 N (resultando uma pressão de contato de aproximadamente 18 MPa), a máxima dureza atingida foi de 390 HV<sub>0,1</sub>, enquanto para a liga 3.12, após ensaios com força normal de 200 N, chegou a 450 HV<sub>0,1</sub>. Essa diferença pode estar associada à composição química das ligas, sendo que a liga 3.12 possui maior teor de cromo que a liga do trabalho de Kang e Zhang (2012) e também à diferença do contra corpo, já que os autores utilizaram um disco com dureza de 700 HV. No trabalho de Kang e Zhang (2012), também foi realizada uma comparação com um aço Hadfield tradicional, com composição química similar à da liga 1.3, que após ensaio com 220 N apresentou dureza de 340 HV na região mais próxima à superfície. Esse resultado contradiz os encontrados no presente trabalho, em que a liga 1.3 apresentou maiores valores de dureza em comparação ao aço manganês austenítico com teor elevado de nitrogênio e cromo (liga 3.12).

Os resultados de perfil de dureza para as ligas 1.3 e 2.5, que são ligas similares às utilizadas na fabricação de jacarés, corroboram os resultados encontrados por

Zambrano et al. (2020), em que as durezas máximas nas diferentes regiões do jacaré variaram entre 600 e 900 HV. Porém, quanto ao tamanho das camadas endurecidas, os ensaios em laboratório apresentam camadas menores em até 2 ordens de grandeza, com tamanho inferior a 0,5 mm, enquanto no componente aplicado na ferrovia de carga pesada foram encontradas camadas superiores a 8 mm.

Buscando entender os fenômenos envolvidos no comportamento das ligas em função da variação da força normal, foi realizada uma análise da relação de dureza do disco com a dureza do pino após o ensaio em função da força normal. Os resultados para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 são apresentados na Figura 91. Foram realizadas medições de dureza na seção transversal do disco e não foi observada variação significativa de dureza para nenhuma das condições de ensaio de desgaste, por isso, foi adotada a dureza inicial do disco para os cálculos de relação de dureza. Os resultados mostram que a relação de dureza diminui conforme aumenta-se a força normal, ou seja, a maior razão de dureza ocorre para a menor força normal e a menor razão de dureza para a maior força normal. Esse efeito está associado ao endurecimento do material do pino. Nota-se também, um comportamento diferente entre as ligas. Para todas as ligas a razão de dureza apresenta um mínimo relativo para a força de 300 N e após esse mínimo relativo a razão de dureza varia com menor intensidade. Esses valores de mínimo relativo ajudam a explicar o comportamento observado para as curvas de perda de massa, taxa de desgaste e coeficiente de atrito em função da força normal. Por exemplo, para as ligas do grupo G1, ocorre uma maior taxa de redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal até 300 N, em que também ocorre o mínimo relativo da razão de dureza. Posteriormente o coeficiente de atrito continua a diminuir, mas com intensidade menor em função do aumento da força normal, assim como a relação de dureza. Adicionalmente, para as ligas do grupo G1 e G2, valores próximos a 1 da relação de dureza entre o disco e o pino ocorrem para a mesma força normal em que se tem o máximo relativo de perda de massa, em outras palavras, para a liga 1.3 a relação de dureza entre o disco e o pino é igual a 1 e apresenta o máximo relativo de perda de massa para em ensaios com força normal de 200 N e para a liga 2.5 a relação de dureza é igual a 1 e apresenta o máximo relativo de perda de massa para ensaios com força normal de 100 N.

Figura 91. Relação de dureza entre o disco e o pino após os ensaios em função da força normal para as ligas: (a) 1.3; (b) 2.5 e (c) 3.12.



### 5.3.2. Superfície de desgaste

A seguir serão apresentadas imagens da superfície de desgaste dos pinos e dos discos para todas as forças ensaiadas obtidas com microscópio eletrônico de varredura. Serão também apresentados os resultados de quantificação da fração de área com óxido na superfície de desgaste dos pinos.

Como os mecanismos de desgaste da superfície dos discos foram similares para todas as ligas, optou-se por apresentar apenas as superfícies de desgaste dos discos testados com a liga 2.5.

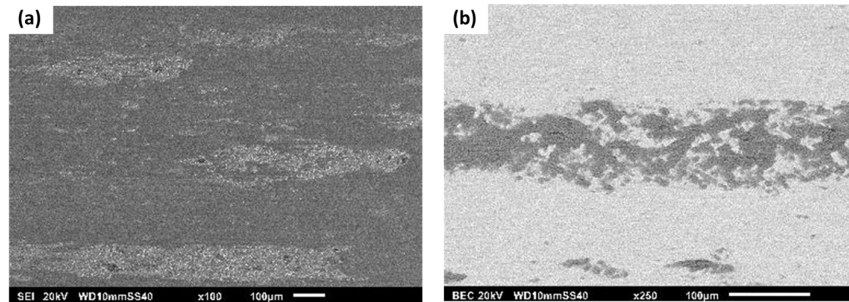
As superfícies de desgaste dos pinos dos grupos G1 e G2 apresentaram características semelhantes, por isso optou-se por apresentar a superfície de desgaste para os dois grupos, para a liga 1.3 e para a liga 2.5, porém apresentando em maior detalhe a caracterização das superfícies de desgaste dos pinos da liga 2.5.

#### 5.3.2.1. Superfície de desgaste dos discos ensaiados contra pino da liga 2.5

Na Figura 92 são apresentadas imagens obtidas com MEV das superfícies de

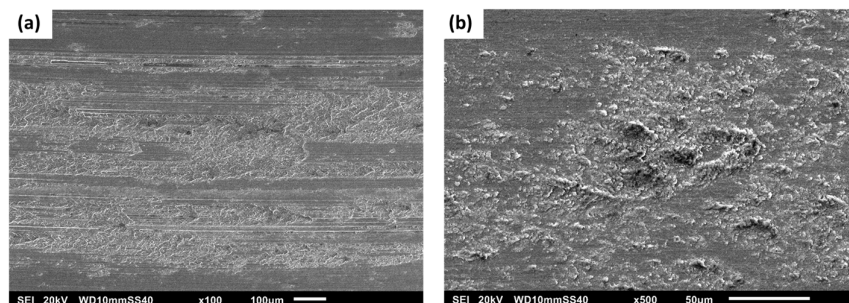
desgaste do disco para ensaios realizados com força normal de 50 N para a liga 2.5. Nota-se na superfície de desgaste do disco a presença de óxidos aderidos (regiões escuras na Figura 92b utilizando detector de elétrons retroespalhados) e também de partículas de desgaste metálicas aderidas.

Figura 92. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x e (b) com 250x utilizando elétrons retroespalhados.



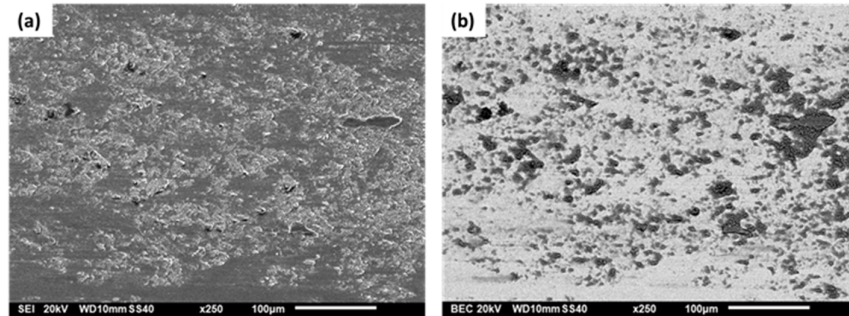
Na Figura 93 são apresentadas imagens obtidas com MEV da superfície de desgaste do disco para ensaio realizado com força normal de 100 N. Assim como observado na superfície de desgaste dos ensaios realizados com 50 N, foram observadas regiões com oxidação. Qualitativamente, foram observadas mais áreas oxidadas após o ensaio com força normal de 100 N em comparação ao ensaio com 50 N quando analisadas as superfícies de desgaste em elétrons retroespalhados.

Figura 93. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 100 N, sendo: (a) 100x e (b) 500x.



Na Figura 94 são apresentadas imagens de MEV para a superfície de desgaste do disco após ensaio com força normal de 200 N contra pino da liga 2.5, sendo possível notar oxidação.

Figura 94. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com força normal de 200 N com ampliação de 250x, sendo: (a) com elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.



Na Figura 95 são apresentadas imagens de MEV do disco testado com força normal de 300 N, sendo possível notar presença oxidação e formação e ruptura de juntas de adesão. Na Figura 96 é mostrada a superfície de desgaste do disco testado a 400 N, sendo possível notar a presença também de deformação plástica. Também nota-se a ocorrência de formação e ruptura de juntas de adesão e sobreposição de placas aderidas como mostrado na Figura 96b e Figura 96c. É possível identificar que parte das partículas oxidadas aderidas são provenientes do material do pino, devido ao teor de manganês encontrado no EDS (Figura 96d e Figura 96e).

Figura 95. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 300 N, sendo: (a) 100x (b) e (c) 250x.

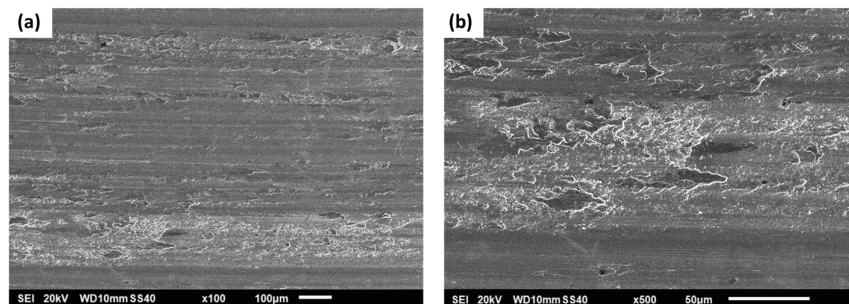
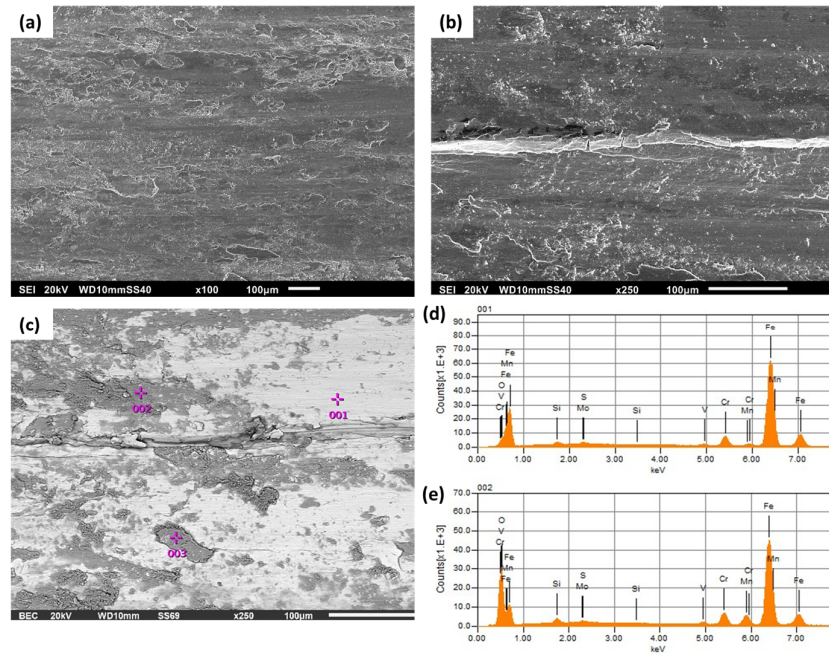
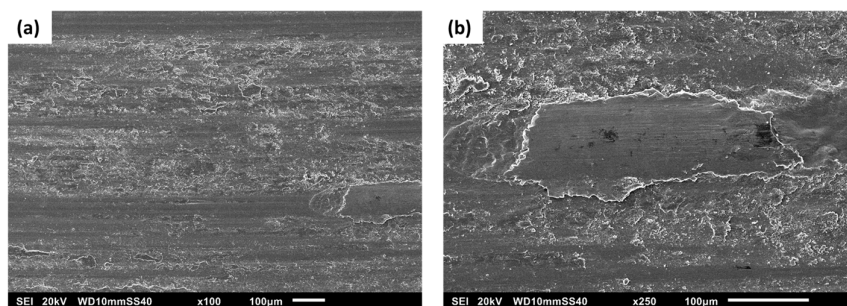


Figura 96. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com 400 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 250x em retroespalhados e indicando os pontos de análise do EDS, (d) e (e) resultados do EDS nos pontos 1 e 2 respectivamente.



Na Figura 97 é mostrada a superfície de desgaste do disco ensaiado com 500 N, sendo possível notar os mesmos mecanismos encontrados para na superfície do disco ensaiado com força normal de 400 N, com presença de oxidação, deformação plástica e formação e ruptura de juntas de adesão.

Figura 97. MEV da superfície de desgaste do disco ensaiado com força normal de 500 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x.



### **5.3.2.2. Superfície de desgaste dos Pinos**

#### **5.3.2.2.1. Superfície de desgaste dos pinos da liga 1.3 (1%C 12,6%Mn 1,76%Cr 0,01%N)**

Na Figura 98, Figura 99 e Figura 100 são apresentadas imagens das superfícies de desgaste dos pinos da liga 1.3 após ensaios com força normal de 50 N, 100 N e 200 N, respectivamente. Foi possível observar predominantemente oxidação nas superfícies de desgaste dessas três condições.

Na Figura 101, Figura 102 e Figura 103 são apresentadas imagens da superfície de desgaste, também para o pino da liga 1.3, para ensaios realizados com 300, 400 N e 500 N, respectivamente. É possível identificar a presença de oxidação e de mecanismos mais severos, como deformação plástica, quebra da camada de óxido e formação e ruptura de juntas de adesão.

A formação de camadas de óxidos nas superfícies em deslizamento é geralmente associada a aglomeração de partículas de desgaste na superfície, com sua posterior oxidação. Partículas de desgaste menores, como as do regime moderado de desgaste, se aderem nas superfícies em contato e oxidam facilmente, criando uma camada protetora (Yin et al. 2019). Nesta mesma linha, segundo Kato (2008), durante o estágio inicial do deslizamento, com ocorrência de contato metal-metal e desgaste adesivo severo, são geradas partículas de desgaste metálicas. Parte dessas partículas permanecem na interface de contato e outra parte são removidas, ocasionando perda de massa. Conforme o deslizamento avança, as partículas de desgaste deformam e fragmentam, dando origem a partículas menores. Estas novas partículas menores aglomeram em regiões da superfície de desgaste e são submetidas à compressão e compactação, resultando na formação de camadas sólidas, que serão oxidadas, levando a um contato do tipo óxido-óxido. Na Figura 99 partículas menores aderidas na superfície de desgaste do pino (destacadas com a seta verde), provavelmente, com a evolução do deslizamento formariam aglomerados compactados como os mostrados pelas setas azuis.

No trabalho de Singh et al. (2007), os autores mostraram que partículas de desgaste (metálicas e óxidos) removidas das superfícies de contato durante o deslizamento e que foram compactadas e misturadas no topo da camada de

deformação plástica funcionaram como um lubrificante sólido, reduzindo o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste. Esse estudo confirma que as partículas de desgaste formadas durante o processo de deslizamento e que ficam na interface de contato entre as superfícies podem originar uma camada protetora. É importante destacar que a formação dessas camadas protetoras também depende de outras características do tribossistema, como por exemplo a atmosfera, a temperatura e a dureza das subsuperfícies

Figura 98. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 50 N com aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.

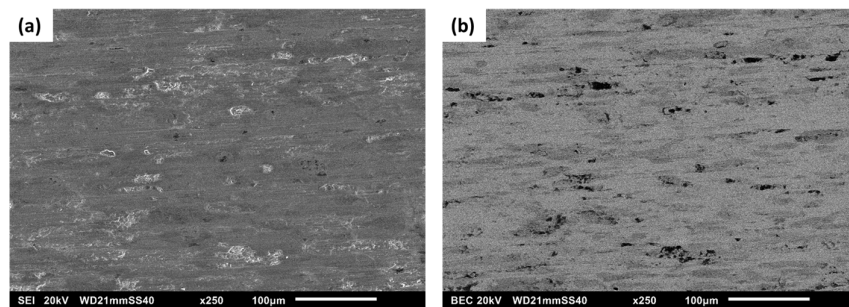


Figura 99. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 100 N com aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.

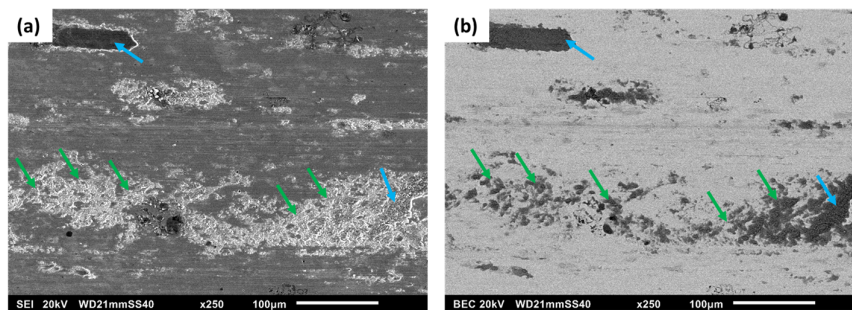


Figura 100. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 200 N com aumento de 250x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.

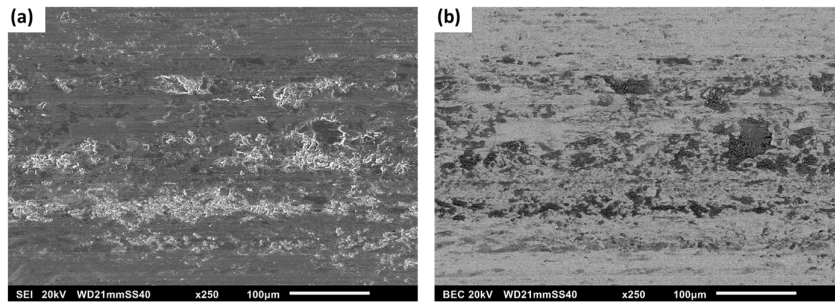


Figura 101. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 300 N com aumento de 100x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.

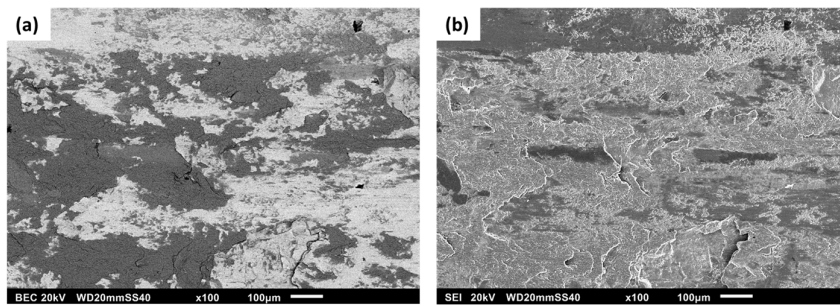


Figura 102. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 400 N com aumento de 250x com (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados e (c) com aumento de 500x.

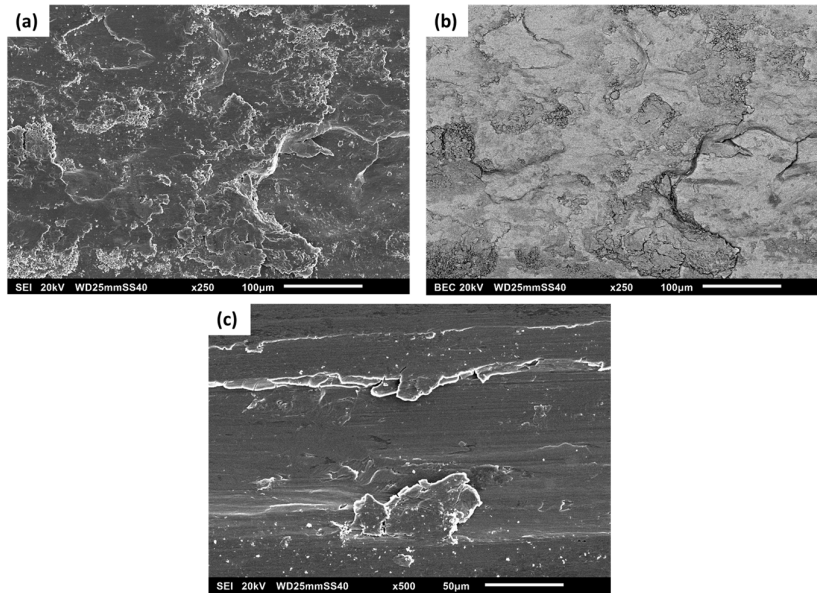
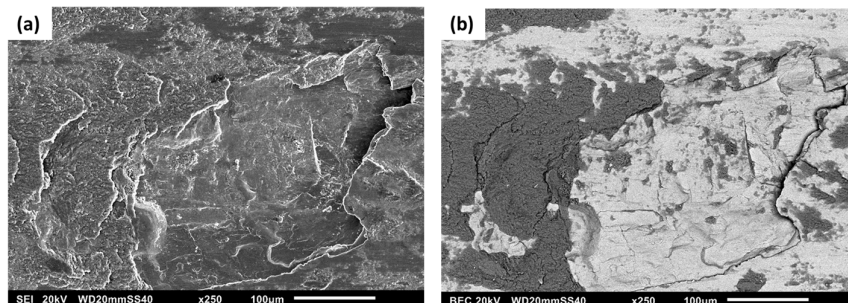


Figura 103. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 1.3 ensaiado com 500 N com aumento de 250x utilizando (a) elétrons secundários e (b) elétrons

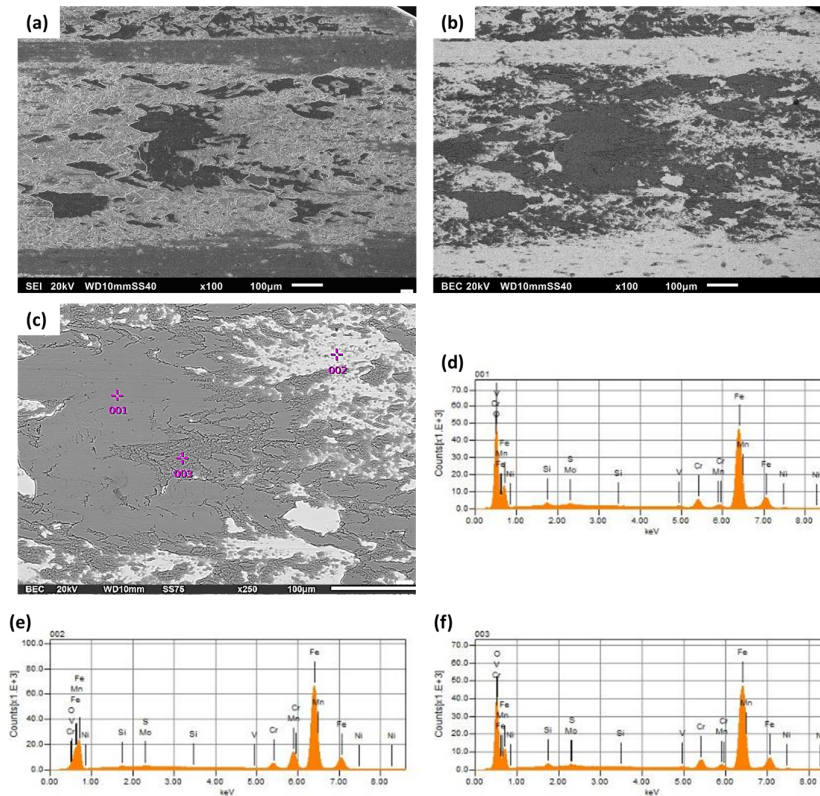
retroespalhados.



#### 5.3.2.2.2. Superfície de desgaste dos pinos da liga 2.5

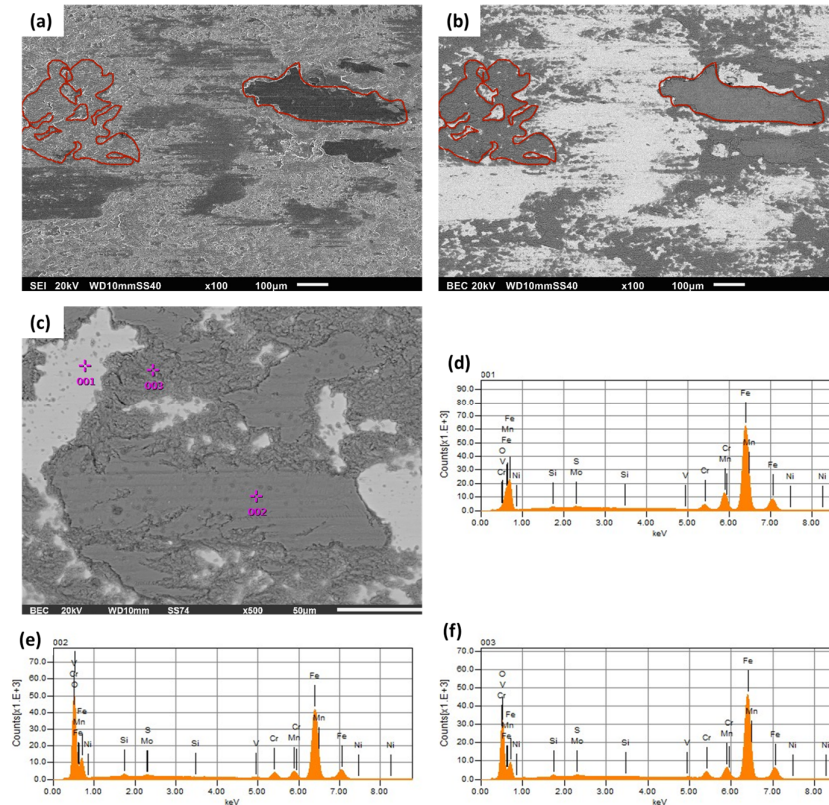
Na Figura 104 são apresentadas imagens obtidas com MEV da superfície de desgaste do pino para ensaios realizados com força normal de 50 N para a liga 2.5. Analisando as superfícies de desgaste foram observadas regiões com óxidos e regiões com adesão de material proveniente do disco. Os resultados de EDS apresentados na Figura 104d e Figura 104f, referentes aos pontos 1 e 3 da Figura 104c mostram a ausência de manganês, que é o elemento característico do pino, sendo encontrado predominantemente oxigênio e ferro, caracterizando assim material removido do disco e transferido para o pino. Na Figura 104e a composição encontrada no EDS para o ponto 2 (Figura 104c) mostra que o material é característico do pino, sem presença de óxidos.

Figura 104. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 250x indicando ponto do EDS em imagens com elétrons retroespalhados, (d), (e) e (f) resultados do EDS dos pontos 1, 2 e 3 respectivamente.



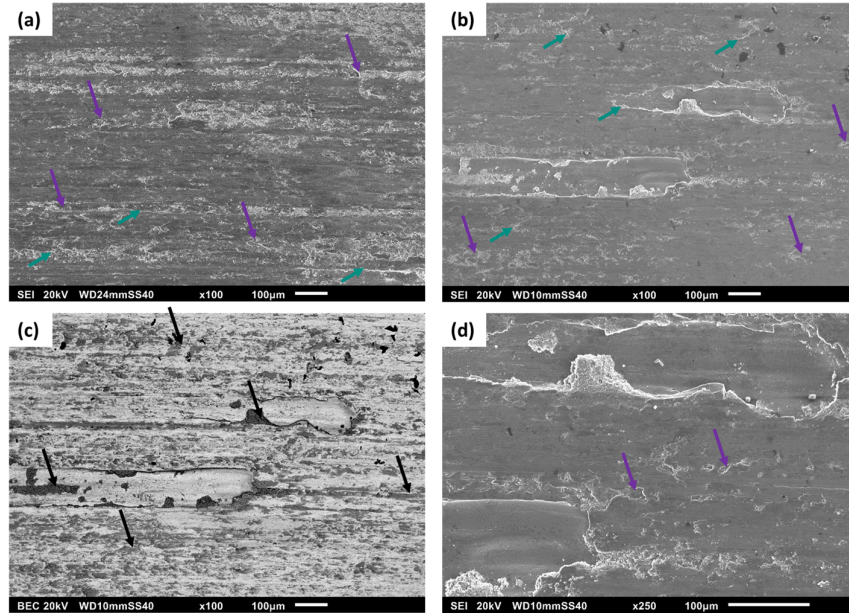
Na Figura 105 são apresentadas imagens obtidas com MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 para ensaio realizado com força normal de 100 N. Foram observadas diversas regiões com oxidação. Qualitativamente foram observadas mais áreas oxidadas após o ensaio com força normal de 100 N em comparação ao ensaio com 50 N. Na Figura 105a é apresentada uma região da superfície de desgaste analisada com elétrons secundários, sendo que as regiões mais claras são mais elevadas e regiões mais escuras são mais profundas. Na Figura 105b é apresentada a mesma região porém utilizando elétrons retroespalhados. Em ambas figuras existem duas regiões oxidadas destacadas em vermelho que apresentam diferença de altura, indicando que, provavelmente, os fenômenos envolvidos ocorreram em estágios diferentes do ensaio.

Figura 105. MEV da superfície de desgaste do Pino ensaiado com 100 N, sendo: (a) e (c) 100x, (b) 100x em elétrons retroespalhados, (d) ponto de realização do EDS, (e) e (f) resultados dos pontos 1 e 2 do EDS, respectivamente.



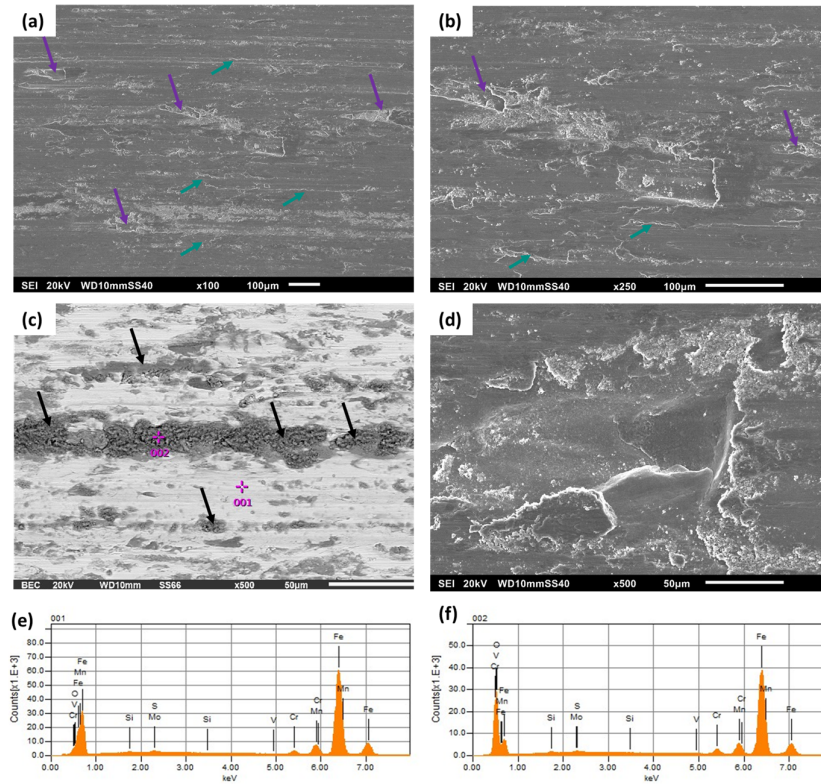
Na Figura 106 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do pino após ensaio com força normal de 200 N, sendo possível notar, presença de regiões oxidadas (indicadas pelas setas pretas) e também com deformação plástica (indicado pelas setas verdes) e formação e ruptura de juntas de adesão (indicadas pelas setas roxas). A oxidação ocorreu no interior e ao redor das regiões com deformação plástica e adesão. Isso mostra que o endurecimento da superfície foi suficiente para promover a sustentação dos óxidos e não apenas em regiões com evidência de deformação plástica severa.

Figura 106. MEV da superfície de desgaste do pino ensaiado com 200 N, sendo: (a) e (b) 100x com elétrons secundários, (c) 100x com elétrons retroespalhados e (d) 250x com elétrons secundários.



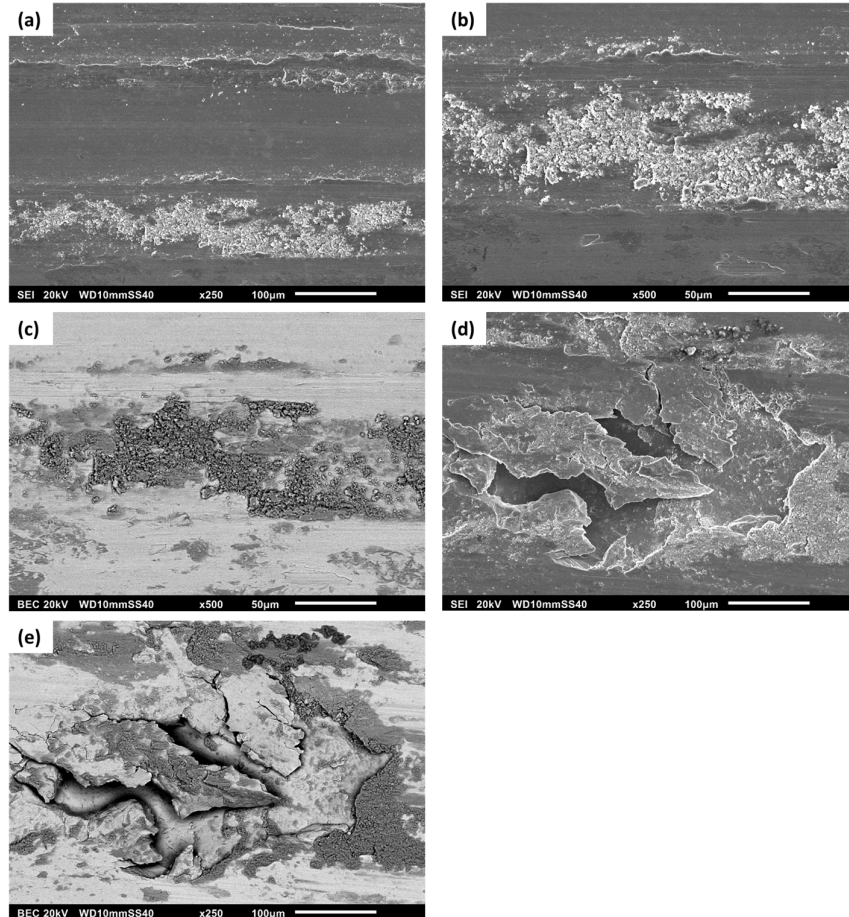
Na Figura 107 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 ensaiado com força normal de 300 N, sendo possível notar regiões com deformação plástica (indicado pelas setas verdes), formação e ruptura de juntas de adesão (indicado pelas setas roxas) e oxidação (indicado pelas setas pretas). A presença de óxidos é confirmada pelas regiões escuras da imagem em elétrons retroespalhados (Figura 107c) e pela análise química por EDS (Figura 107f). Assim como na superfície de desgaste do pino testado com força normal de 200 N, a presença de óxidos é notada no interior, ao redor das regiões com deformação plástica e marcas de adesão e em regiões sem deformação plástica severa.

Figura 107. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 ensaiado com 300 N, sendo: (a) 100x, (b) 250x, (c) 500x com elétrons retroespalhados e indicação dos pontos de EDS, (d) 500x, (e) EDS do ponto 1 e (f) EDS do ponto 2.



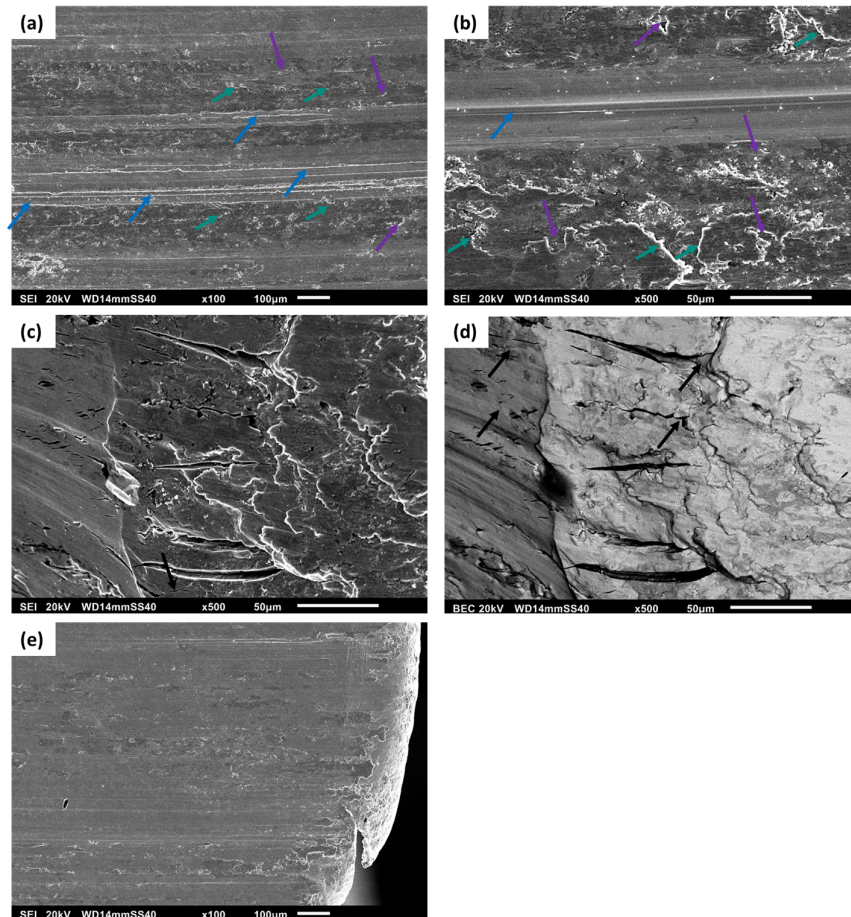
Na Figura 108 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 testado com força normal de 400 N, mostrando que a superfície de desgaste apresentou evidências de formação e ruptura de juntas de adesão, deformação plástica, oxidação, abrasão e fratura da camada de óxidos (Figura 108d e Figura 108e). Os mecanismos de abrasão ocorreram, provavelmente, devido à presença de partículas de desgaste, oxidadas ou metálicas de maior dureza do que a superfície, atuando como abrasivo. Esses mecanismos mostram o aumento da severidade de desgaste em comparação às forças normais menores do que 400 N.

Figura 108. MEV da superfície de desgaste do Pino da liga 2.5 ensaiado com força normal de 400 N, sendo: (a) 250x, (b) 500x, (c) 500x com elétrons retroespalhados, (d) 250x e (f) 250x com elétrons retroespalhados.



Na Figura 109 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste do pino da liga 2.5 testado com força normal de 500 N. A superfície de desgaste apresentou os mecanismos de deformação plástica (indicado pelas setas verdes), adesão (indicado pelas setas roxas), oxidação (indicado pelas setas pretas), fraturas da camada de óxido (Figura 109c e Figura 109d) e micromecanismos de abrasão (indicado pelas setas azuis). Também foi observado na extremidade de saída da superfície de desgaste escoamento do material do pino (Figura 109e), mostrando que o aumento da força normal aumentou a intensidade de deformação plástica do pino.

Figura 109. MEV da superfície de desgaste do pino ensaiado com força normal de 500 N, sendo: (a) 100x, (b) 500x, (c) 500x, (d) 500x em elétrons retroespalhados e (e) 100x.



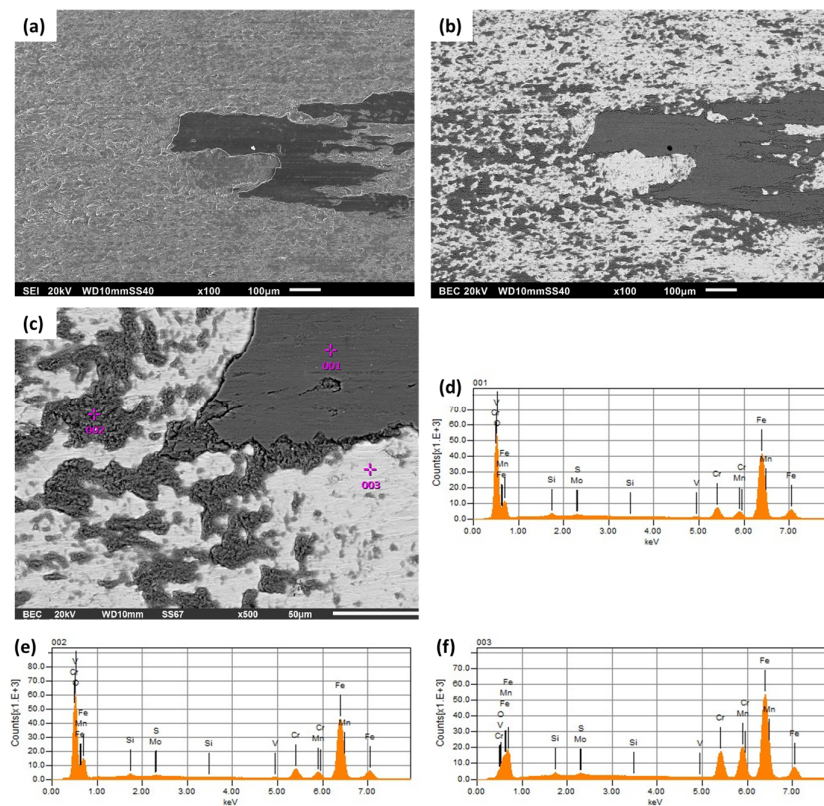
As superfícies de desgaste dos pinos da liga 2.5 testados com força normal de até 100 N, apresentaram oxidação na superfície de desgaste, não sendo notados outros mecanismos. Com aumento da força normal até 300 N, foi observada oxidação da superfície, marcas de adesão e deformação plástica. Para as forças normais maiores, de 400 N e 500 N foram observados na superfície de desgaste abrasão e quebra da camada de óxidos em algumas regiões.

#### 5.3.2.2.3. Superfície de desgaste – Liga 3.12

A seguir serão apresentadas imagens da superfície de desgaste dos pinos da liga 3.12 após os ensaios de deslizamento. Na Figura 110 são apresentadas imagens

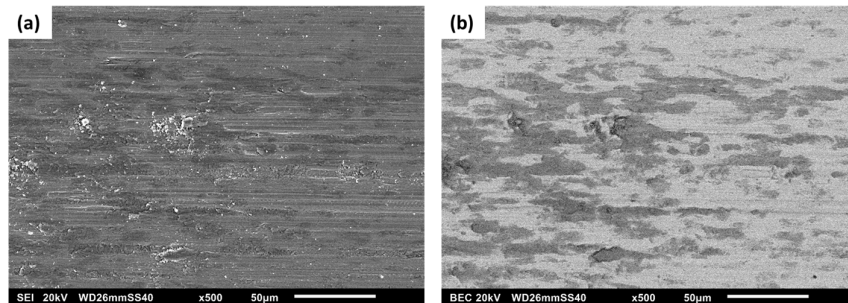
de MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 50 N. Foi possível notar presença de óxidos. Na Figura 110b é possível notar uma placa de óxido de maior dimensão, alongada no sentido de deslizamento. A composição química dessa placa de óxido é compatível com o material do disco devido a quantidade de Cr encontrada na composição química realizada por EDS (Figura 110d), sendo então material removido do disco que aderiu na superfície do pino.

Figura 110. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com 50 N, sendo: (a) 100x, (b) 100x em elétrons retroespalhados, (c) 500x com pontos do EDS, (d), (e) e (f) pontos 1, 2 e 3 do EDS, respectivamente.



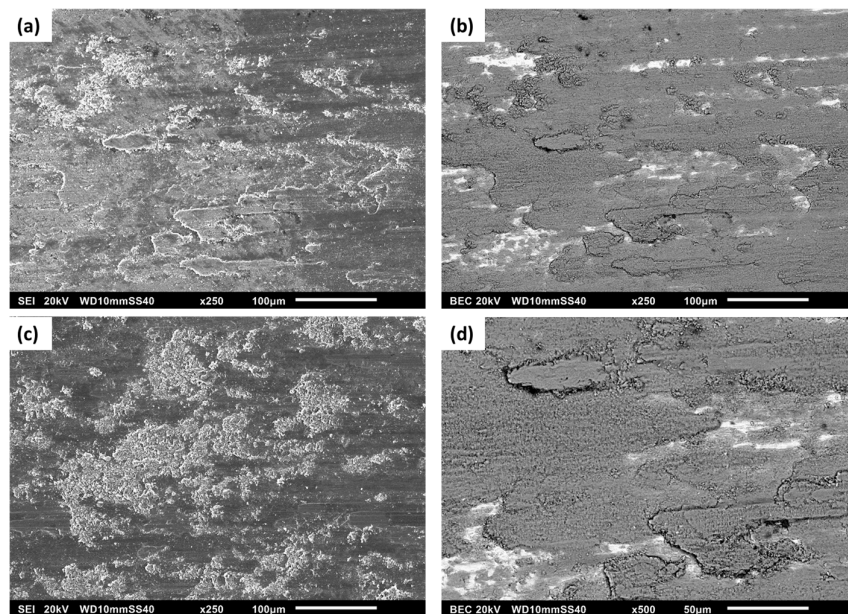
Na Figura 111 são apresentadas imagens de MEV da superfície de desgaste de pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 100 N. Nota-se assim como no pino testado com força normal de 50 N oxidação da superfície. Também foi possível notar regiões com marcas de adesão.

Figura 111. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 100 N, sendo: (a) 100x e (b) 100x com elétrons retroespalhados.



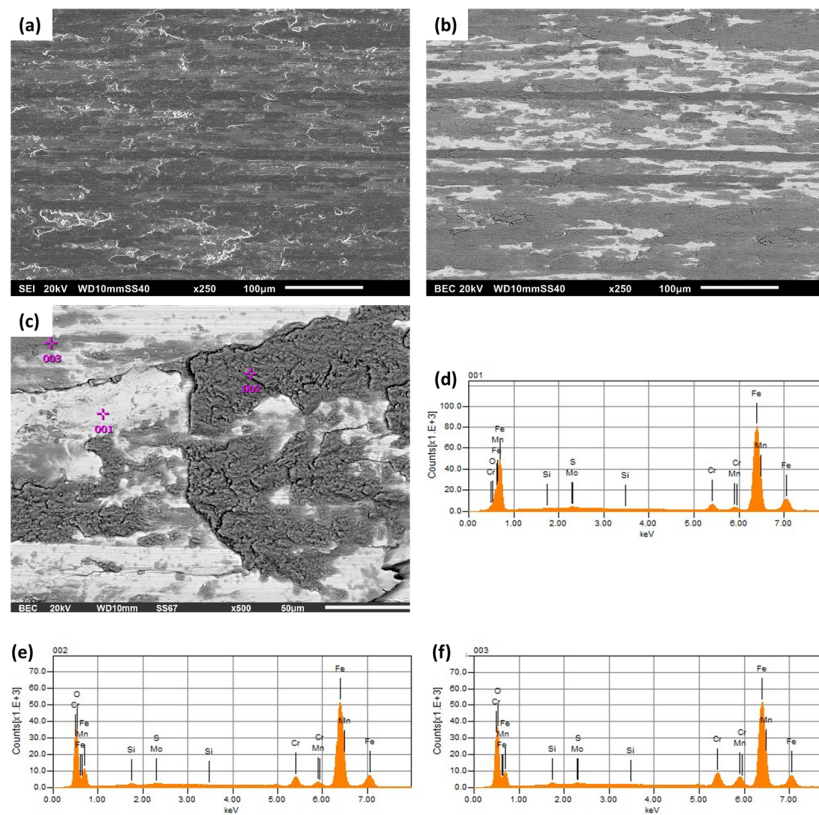
Na Figura 112 são apresentadas, para o pino da liga 3.12, imagens da superfície de desgaste obtidas com MEV para ensaio realizado com força normal de 200 N. Nota-se presença de oxidação e adesão na superfície de desgaste. Qualitativamente o total de área oxidada na superfície de desgaste é maior do que o encontrado nas superfícies de desgaste dos pinos da liga 3.12 testados com força normal de 50 N e 100 N.

Figura 112. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com 200 N, sendo: (a) 250x, (b) 250 com elétrons retroespalhados, (c) 250x e (d) 500x em elétrons retroespalhados



Na Figura 113 são apresentadas, para o pino, imagens obtidas com MEV para ensaio realizado com força normal de 300 N sendo possível notar a presença de óxidos. Na Figura 113b é possível visualizar linhas de óxidos na direção de deslizamento. Esse fenômeno pode estar associado ao processo de deformação plástica com posterior oxidação da região. Analisando os óxidos da superfície de desgaste é possível notar material com a composição química típica do material do disco (Figura 113e) que foi transferido para a superfície do disco e material oxidado com a composição química típica do pino (Figura 113f).

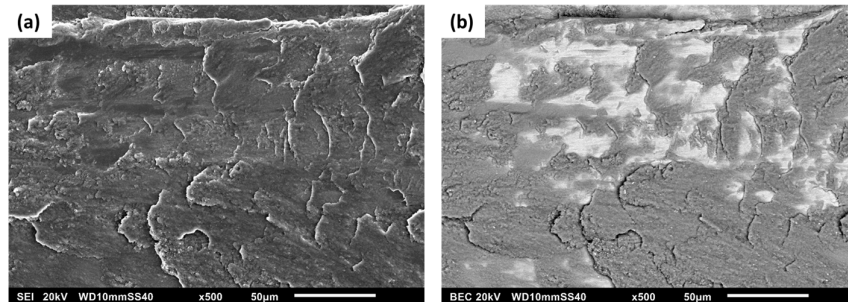
Figura 113. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 300 N, sendo: (a) 250x, (b) 250x em elétrons retroespalhados, (c) 500x com indicação dos pontos do EDS, (d), (e) e (f) ponto 1, 2 e 3 do EDS, respectivamente.



Na Figura 114 são apresentadas, para o pino da liga 3.12, imagens obtidas com MEV da superfície de desgaste para ensaio realizado com força normal de 400 N. Nota-se a ocorrência de oxidação, confirmada pela cor escura na Figura 114b obtida

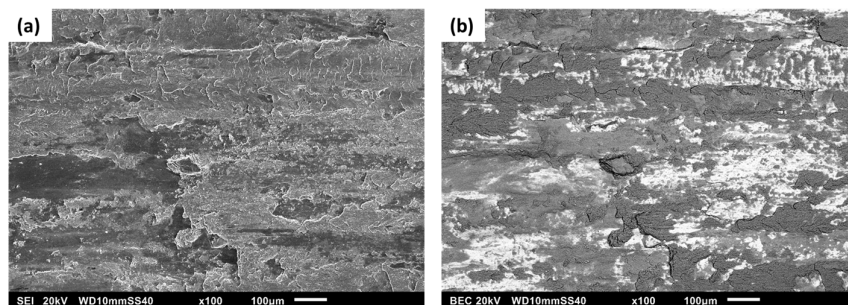
utilizando elétrons retroespalhados. Observa-se também camadas de óxido, provavelmente devido à transferência partículas de desgaste para a superfície do pino ao longo do ensaio, formando camadas.

Figura 114. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 400 N com 500x de aumento, sendo: (a) elétrons secundários e (b) elétrons retroespalhados.



Na Figura 115 são apresentadas, para o disco, imagens obtidas com MEV para ensaio realizado com carga de 500 N. Nota-se a ocorrência de oxidação, confirmada pela cor escura na Figura 115 b obtida utilizando elétrons retroespalhados, e também ocorrência de deformação plástica em algumas regiões isoladas. Observa-se também camadas de óxido, provavelmente, devido a transferência partículas de desgaste para a superfície do pino ao longo do ensaio, formando camadas.

Figura 115. MEV da superfície de desgaste do pino da liga 3.12 ensaiado com força normal de 500 N, sendo: (a) 100x com elétrons secundários e (b) 100x com elétrons retroespalhados.



Para a liga com maior teor de nitrogênio o mecanismo de desgaste oxidativo foi predominante em todas as forças normais com ocorrência limitada de evidências de formação e ruptura de junção. Não foram identificados pontos de quebra da

camada de óxido como foi identificado para as superfícies de desgaste com força maiores nas ligas 1.3 e 2.5 e não foram observados mecanismos que indicam maior severidade, como abrasão e deformação plástica excessiva na superfície dos pinos da liga 3.12. Para as famílias G1 e G2 o desgaste oxidativo foi predominante para forças menores como para a liga G3. Enquanto que para forças maiores as evidências de abrasão, deformação plástica e formação e ruptura de junção são mais intensas e crescem com a força aplicada. Como a fração de óxidos após os ensaios na superfície aumentou com o aumento da força normal e os mecanismos de abrasão, formação e ruptura de junção se intensificaram, estas evidências sugerem que para forças intermediárias nas ligas das famílias G1 e G2 as maiores perdas de massa se devem à intensificação relativa desses mecanismos mais severos. Para forças maiores voltaria a prevalecer a oxidação resultando num decréscimo relativo das perdas de massa.

Segundo mostrado por Welsh (1965) é necessária uma dureza mínima do substrato para sustentar o filme de óxido formado na superfície. Farrel e Eyre (1970) também mostraram que é necessário a formação de uma camada, abaixo do filme de óxido, com dureza suficiente para que o filme de óxido seja suportado e que evite sua deformação excessiva, de modo a prevenir a quebra da camada de óxido. Hipótese similar foi proposta por Lara et al (2015), em que se um lubrificante sólido duro for aplicado em um substrato com dureza consideravelmente menor, sérios problemas de adesão podem surgir devido às altas tensões geradas no sistema revestido, podendo levar a sua fragmentação.

### **5.3.2.3. Identificação dos óxidos na superfície de desgaste**

Após os ensaios de desgaste a superfície de desgaste também foi analisada por espectroscopia Raman com a finalidade de identificar os óxidos formados. Foram analisadas as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 para todas as forças normais testadas. Os espectros apresentados na Figura 116, Figura 117 e Figura 118 são representativos para todas as forças, por isso não são apresentados espectros para todas as forças normais.

Na Figura 116 e na Figura 117 são apresentados os espectros para as ligas 1.3 e 2.5, respectivamente. A análise dos óxidos presentes na superfície de desgaste após ensaios com todas as forças normais mostrou a presença apenas do óxido de ferro

Hematita ( $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ). Foi utilizado como referência para identificação dos espectros os trabalhos de Colombari et al. (2008).

Para a liga 3.12, também foi encontrado óxido de ferro Hematita, porém, como pode-se notar na Figura 118 também foi encontrado óxido de manganês ( $\text{Mn}_2\text{O}_4$ ). Foi notado um aumento da presença deste óxido para forças maiores, entre 200 e 500 N.

Figura 116. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 1.3.

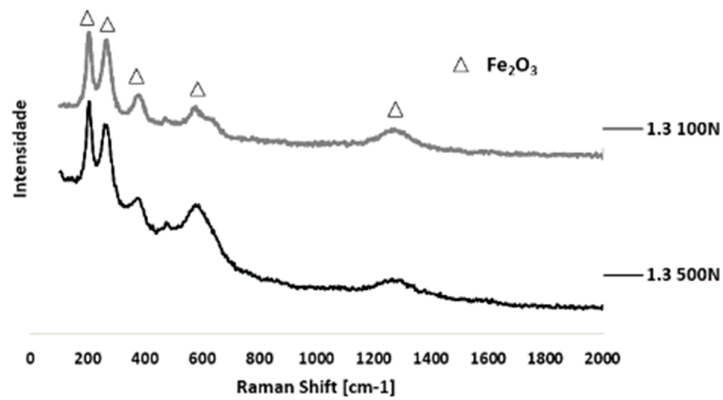


Figura 117. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 2.5.

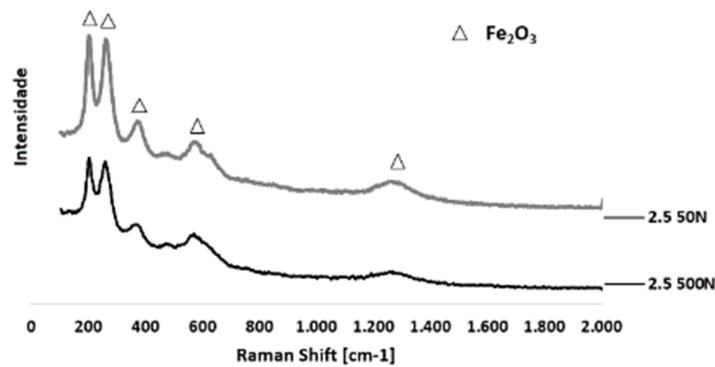
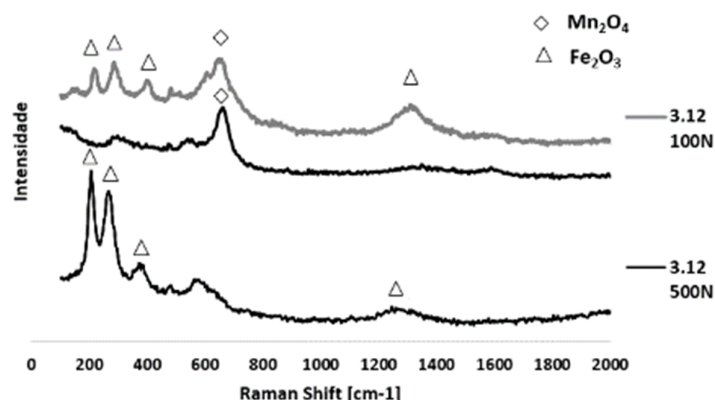


Figura 118. Espectro Raman de óxidos da superfície de desgaste da liga 3.12.



Ressalta-se que o óxido de manganês foi encontrado apenas nas superfícies de desgaste da liga 3.12, sendo que essa liga possui 18,3% Mn, ao contrário das ligas 1.3 e 2.5 que possuem 12,7% Mn. A avaliação das demais ligas com teores mais elevados de manganês seria necessária para uma melhor interpretação desses resultados, permitindo assim verificar se o óxido de manganês formado está associado a ligas com teores mais elevados de manganês ou associado a outros fatos, como por exemplo outras variações de composição química, como teores mais elevados de cromo e nitrogênio.

Uma análise termodinâmica é requerida para uma correta interpretação destes resultados, permitindo assim conhecer quais os possíveis óxidos a serem formados em função da composição química e das temperaturas atingidas nos ensaios. Como não foram realizadas medições de temperatura, alguns modelos para estimar a temperatura de contato deveriam empregados, como por exemplo o modelo proposto por Kennedy et al. (2015) para estimativa de temperaturas em ensaios pino contra disco.

#### 5.3.2.4. Quantificação da fração total de óxidos

A superfície dos pinos foi analisada com MEV utilizando elétrons retroespalhados. Considerando que todas as regiões escuras sejam óxidos, como

confirmado com análises via EDS, foi possível, por diferença de contraste, quantificar a fração de área com óxidos presentes nas superfícies de desgaste dos pinos. Os resultados em função da força normal são apresentados na Figura 119, Figura 120 e Figura 121 para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12, respectivamente.

Para todas as ligas analisadas ocorreu aumento da fração de área com óxidos em função do aumento da força normal. Esse fenômeno confirma o possível aumento de temperatura em função da força normal (Lancaster 1963; Welsh 1965; Farrell e Eyre 1970; Kennedy 1984), aumentando assim a taxa de formação de óxidos.

Figura 119. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 1.3.

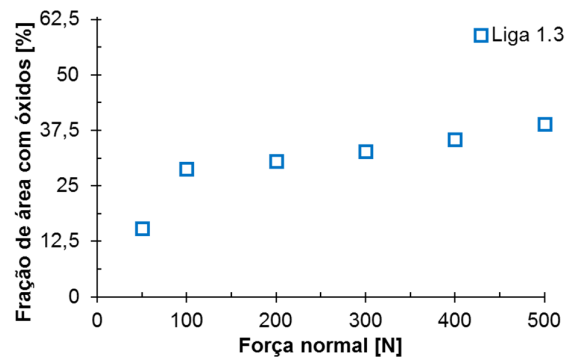


Figura 120. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 2.5.

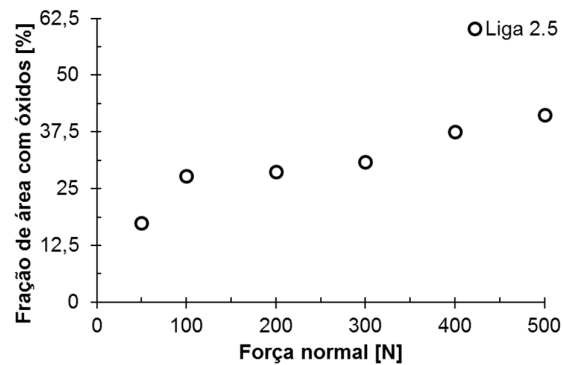
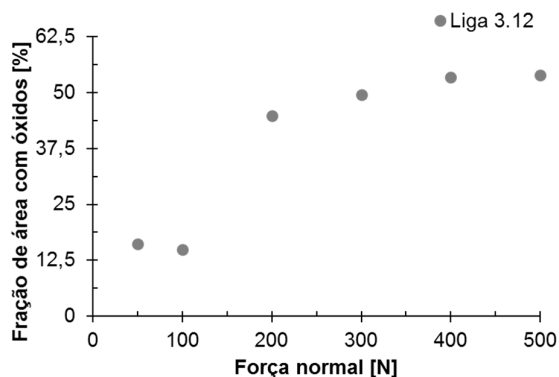


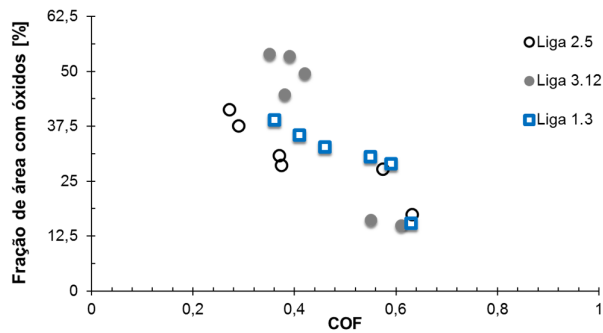
Figura 121. Fração de área de óxidos em função da força normal para a liga 3.12.



Para todas as ligas analisadas (1.3, 2.5 e 3.12), os resultados de fração de área com óxidos são correlacionáveis com os resultados de coeficiente de atrito (Figura 54, Figura 55 e Figura 56), sendo que ocorreu uma redução do coeficiente de atrito com aumento da força normal, sendo justificado pela redução do contato metal-metal devido ao aumento da fração de óxidos presentes na superfície de desgaste.

Na Figura 122 é possível observar, para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12, que a redução do coeficiente de atrito ocorreu com o aumento da fração de área com óxidos na superfície dos pinos. Nota-se que para a liga 3.12 não foi observada uma variação muito significativa de coeficiente de atrito e fração de óxido para a faixa de fração de óxido em torno de 50%. Esse resultado vai de encontro ao resultado de perda de massa em função da força normal desta liga (Figura 50), em que não foi observada grande variação de perda de massa com o aumento da força normal entre 200 e 500 N, assim como não foram observadas grandes variações de coeficiente de atrito.

Figura 122. Fração de área de óxidos em função do coeficiente de atrito para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12.



Comparando os resultados de fração de óxidos das ligas 1.3 e 2.5 com os resultados de perda de massa (Figura 48 e Figura 49 respectivamente), nota-se que ambos aumentam com o aumento da força normal, ao contrário do coeficiente de atrito, que sofre uma redução devido ao aumento da presença de óxidos na superfície de desgaste. Porém, quando analisadas as superfícies de desgaste em MEV é possível notar um aumento da severidade de desgaste pela presença de mecanismos de abrasão, deformação plástica e quebra da camada de óxidos. Sendo assim, mesmo com o aumento da fração de óxidos na superfície, essa camada oxidada é rompida e removida, causando aumento da taxa de desgaste, devido à interação das partículas de óxidos, que são mais duras que o substrato. Porém, posteriormente uma nova camada deve ter se formado, prevenindo o contato metal-metal, o que reduz o coeficiente de atrito.

Como observado nas imagens de MEV da superfície de desgaste da liga 3.12 é possível observar na Figura 121 o aumento da fração de área com óxidos em função da força normal, porém entre as forças de 300 N e 500 N essa variação não é tão significativa. Esse resultado se correlaciona com os resultados de perda de massa apresentados na Figura 50, sendo que a perda de massa aumenta com a força aplicada até 100 N, posteriormente sofre uma redução com aumento da força até 300 N, sugerindo assim que essa redução está associada a maior fração de óxidos formados. Posteriormente, com aumento da força normal a perda de massa não variou, podendo ser justificado pela semelhança das frações de áreas oxidadas, protegendo a superfície do pino.

A liga 3.12 apresentou menor perda de massa em comparação com as demais ligas para forças normais maiores. Essa liga também apresentou maior fração de área

com óxidos na superfície de desgaste. Como comentado anteriormente, a presença de óxido na superfície previne o contato metal-metal e pode resultar em redução da taxa de desgaste em comparação com outra superfície que apresente menor fração com área de óxidos para uma mesma força normal. Existem dois mecanismos de formação de óxidos sobre superfícies de aço em deslizamento. O que ocorre no contato de asperezas, devido a temperatura “flash” (Hutchings, 1992; Stott e Jordan 2001; Mishra 2014). No regime moderado para cargas menores que T1, o filme de óxidos recobre o cume das asperezas prevenindo a formação de junções metálicas. A medida em que a força se eleva neste regime, ocorre a remoção parcial do óxido nos cumes de asperezas e sua reconstituição devido a temperatura flash até que a força T1 seja atingida. Considerando agora níveis de força na qual o contato entre asperezas seja metal-metal, poderão se formar junções de adesão que crescerão e sua ruptura levará a altos coeficientes de atrito e taxas de desgaste cada vez mais elevadas como no regime de desgaste severo entre T1 e T2 (Wlesh, 1957). No entanto, com a formação de óxidos de ferro nestes cumes de aspereza, limitará a adesão e crescimento de junção, reduzindo relativamente as taxas de desgaste. Este efeito é cada vez menor a medida em que a força cresce, aproximando-se de T1. A partir de T1, passa a prevalecer a formação de óxido devido a temperatura média na interface corpo e contra corpo. Nesta condição a formação de óxidos é tão abundante que reduz as taxas de desgaste para forças maiores que T2. Com asperezas de óxidos, as junções têm uma taxa pequena de crescimento antes de ocorrer o rompimento e, conseqüentemente, o coeficiente de atrito é consideravelmente menor em comparação com condições em que ocorre junções metal-metal. Os óxidos exercem um papel lubrificante, promovendo redução de atrito e desgaste das superfícies. A taxa de desgaste é baixa porque os resíduos de óxido de desgaste produzidos consistem em partículas muito finas e que são recompactadas e aderidas na superfície de onde se originaram ou são transferidas e compactadas na superfície oposta (Stott e Wood, 1978).

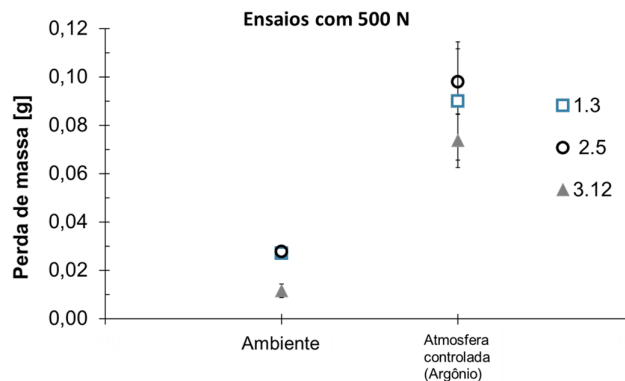
Outro mecanismo de formação de camadas de óxidos nas superfícies em deslizamento é geralmente associado à aglomeração de partículas de desgaste na superfície, com sua posterior oxidação. Partículas de desgaste menores, como as do regime moderado de desgaste, se aderem nas superfícies em contato e oxidam

facilmente, criando uma camada protetora (Yin et al. 2019). Nesta mesma linha, segundo Kato (2008), durante o estágio inicial do deslizamento, com ocorrência de contato metal-metal e desgaste adesivo severo, são geradas partículas de desgaste metálicas. Parte dessas partículas permanecem na interface de contato e outra parte são removidas, ocasionando perda de massa. Conforme o deslizamento avança, as partículas de desgaste deformam e fragmentam, dando origem a partículas menores. Estas novas partículas menores aglomeram em regiões da superfície de desgaste e são submetidas à compressão e compactação, resultando na formação de camadas sólidas, que serão oxidadas, levando a um contato do tipo óxido-óxido. Nas superfícies de desgaste das amostras foi identificado predominantemente óxido de ferro Hematita, cuja dureza varia entre 600 HV e 1200 HV (Hutchings, 1992; Qu et al., 2007; Zambrano et al., 2015). Estes valores de dureza são compatíveis ou mesmo superiores em comparação com as durezas das superfícies das amostras antes dos ensaios (250 HV para os pinos e 600 HV para os discos) ou em comparação com as durezas após os ensaios (variando entre 500 HV e 800 HV). A observação de que o coeficiente de atrito diminui com o aumento da extensão da camada de óxidos e da suposição de que os óxidos contribuem para menores taxas de desgaste, são apoiadas pela literatura (Stott e Wood, 1978) que propõem que os óxidos diminuem a frequência e extensão das junções metálicas entre corpo e contra corpo. Caso os fenômenos de atrito e desgaste fossem controlados pela formação e ruptura de junções a taxa de desgaste e o coeficiente de atrito seriam maiores do que se fossem controlados pela presença de um filme de óxidos.

Com isso, conhecer o comportamento das ligas sem a formação de óxidos, ou seja, testadas em atmosfera com baixos teores de oxigênio, garantindo assim que não ocorrerá formação de óxidos, é interessante para o entendimento dos fenômenos atuantes. Sendo assim, foi realizado um ensaio crítico, com atmosfera controlada com argônio, garantindo que o ensaio ocorresse em atmosfera com quantidade de oxigênio inferior à 2%. Foram testadas as ligas 1.3, 2.5 e 3.12, com força normal de 500 N seguindo todos os demais procedimentos e parâmetros de ensaios utilizados na condição com atmosfera ambiente. Os resultados de perda de massa para os ensaios e atmosfera controlada e na condição normal são apresentados na Figura 136. Observa-se que a perda de massa aumenta expressivamente quando os ensaios

são realizados em atmosfera controlada. Esse fenômeno provavelmente está associado à não formação de filmes de óxidos que protegem as superfícies de desgaste. Como o intuito desse ensaio crítico é verificar como as ligas se comportam em atmosfera controlada, se a maior resistência ao desgaste está associada apenas a maior área de óxidos na superfície, não serão realizadas análises adicionais sobre outros aspectos, como atrito e alterações microestruturais. Comparando os valores de perda de massa apresentados na Figura 136, a diferença entre a perda de massa da liga 2.5 com a liga 3.12 foi de 58% e de 24% com atmosfera ambiente e com atmosfera controlada, respectivamente. Sendo assim, sugere-se que a presença de maior fração de óxidos na superfície de desgaste da liga 3.12 em atmosfera ambiente contribui para o aumento da resistência ao desgaste dessa liga, tendo em vista que na condição sem presença desse filme de óxidos a diferença da perda de massa entre a liga 3.12 (que possui maior área com óxidos) e a liga 2.5 (que possui menor área com óxidos) reduziu.

Figura 123. Perda de massa para os ensaios realizados em atmosfera controlada em comparação com os ensaios em atmosfera ambiente.



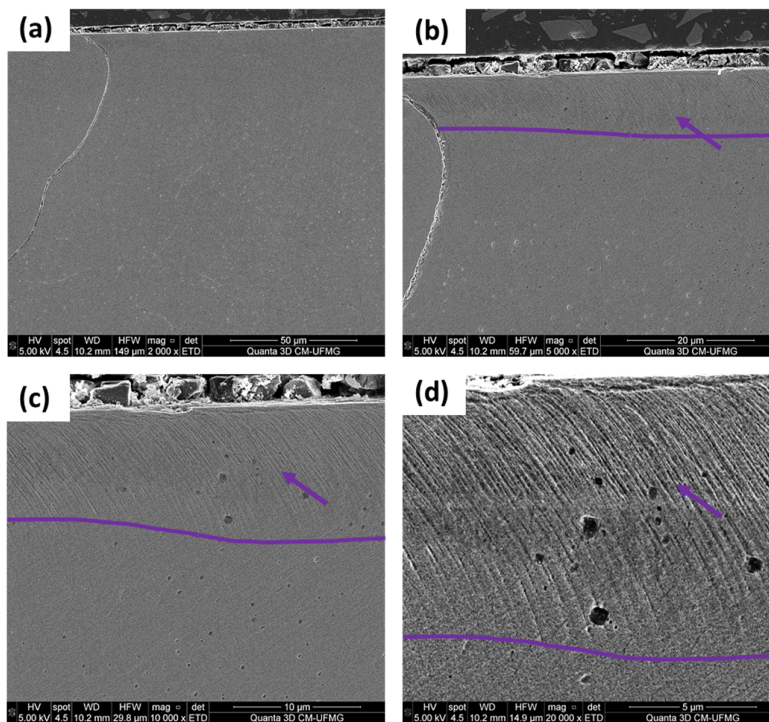
#### 5.4. Análise da subsuperfície de desgaste

A seguir serão apresentadas as análises realizadas na região imediatamente abaixo da superfície de desgaste. Foi realizada uma análise utilizando microscópio eletrônico de varredura da seção transversal do pino, possibilitando dimensionar uma camada com intensa deformação e uma camada de óxido formada para as

condições de menor e maior severidade. Também foram realizadas análises de difração de raio-X (DRX), visando identificar as fases presentes na superfície e subsuperfície de desgaste.

A Figura 124 apresenta a subsuperfície (seção transversal) do pino da liga 2.5 após ensaios com força normal de 50 N. Não foi observada uma camada oxidada contínua. Foi possível notar uma camada deformada, com espessura de aproximadamente 9  $\mu\text{m}$  (indicado pela seta roxa). Para essa mesma força normal foram observados os mesmos aspectos na seção transversal do pino da liga 1.3, por isso, optou-se por apresentar apenas as imagens da liga 2.5 por serem representativas.

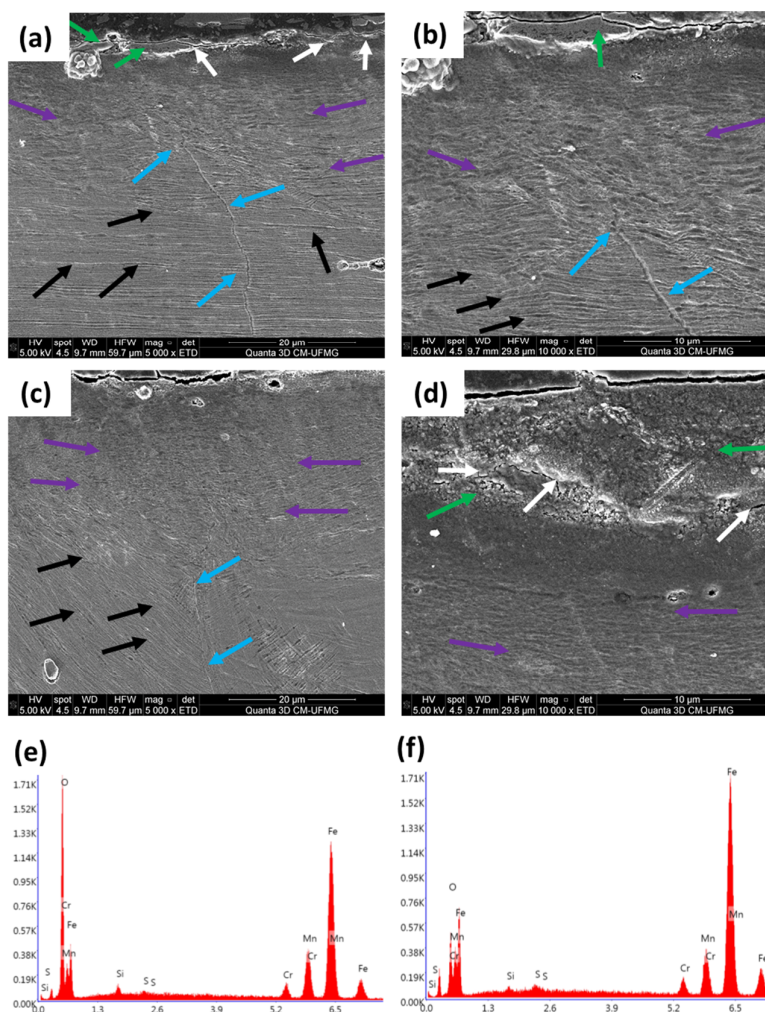
Figura 124. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 2.5 com força normal de 50 N, sendo (a) 2.000x, (b) 5.000x, (c) 10.000x e (d) 20.000x.



Na Figura 125 é apresentada a seção transversal da liga 2.5 após ensaio com força normal de 500 N. Foi observada uma camada de óxido (indicado pelas setas verdes) com espessura média de 7  $\mu\text{m}$ . Em diversas regiões dessa camada foram verificadas descontinuidades e trincas (setas brancas) corroborando os resultados de superfície de desgaste em que foi evidenciada a fratura e remoção de regiões dessa

camada de óxidos. Abaixo da camada de óxidos foi observada uma região com elevada intensidade de deformação (setas roxas) com espessura média de 11  $\mu\text{m}$ , em que não foi possível identificar os mecanismos de deformação. Subsequente a essa camada foi possível notar uma nova região com menor intensidade de deformação, marcada pela presença de maclas de deformação (setas pretas), com espessura de aproximadamente 50  $\mu\text{m}$ . Na Figura 125a, Figura 125b e Figura 125c nota-se, indicado pelas setas azuis, um contorno de grão que é interrompido a medida que se aproxima da superfície de desgaste, não sendo notado contorno de grão ou a continuação desses contornos indicados pelas setas azuis na camada deformada mais próxima à superfície de desgaste. Esse fenômeno pode estar associado ao processo de recristalização dinâmica de parte do grão e será tratado e analisado em maior detalhe nas análises que serão apresentadas mais adiante desse trabalho, de microscopia eletrônica de transmissão. Por fim, na Figura 125e e Figura 125f são apresentados resultados de EDS realizados na camada oxidada e na região deformada mais próxima à superfície, confirmando a presença de óxidos e também de que a camada de maior deformação é material do pino e não material transferido do disco para a superfície do pino.

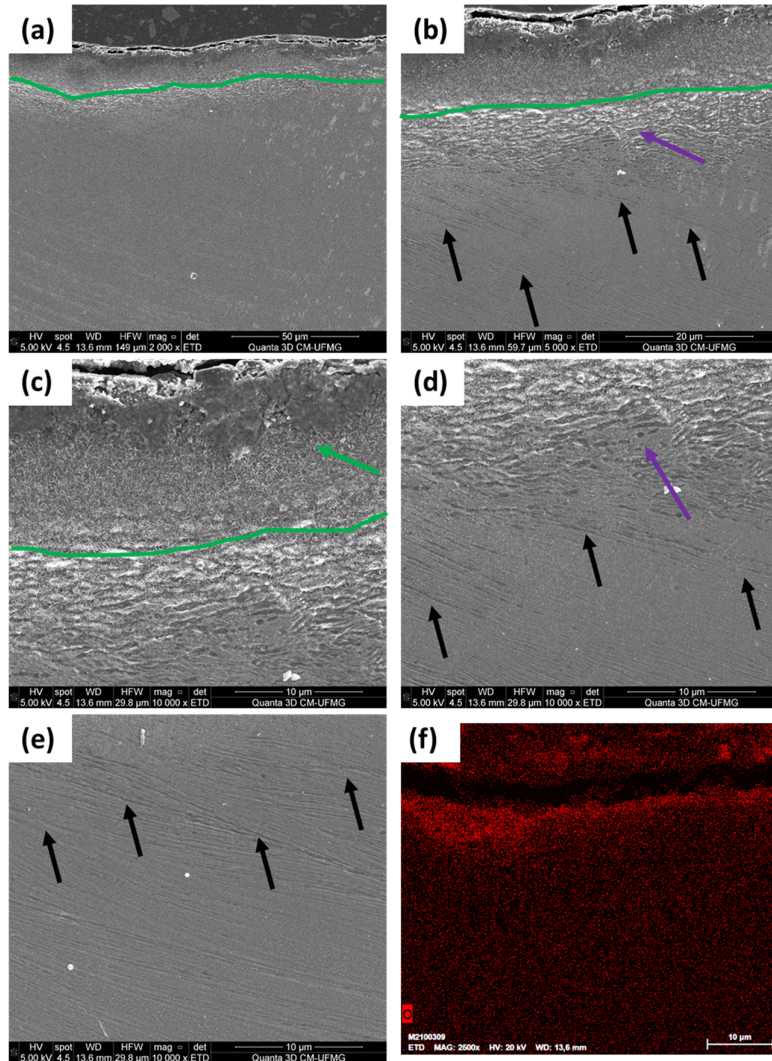
Figura 125. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 2.5 com força normal de 500 N, sendo (a) 5.000x, (b) 10.000x, (c) 5.000x, (d) 10.000x (e) e (f) EDS de uma região indicada pela seta verde e pela seta roxa, respectivamente.



Após o ensaio da liga 1.3 na condição de maior severidade, com força normal de 500 N (Figura 126), foi possível observar na seção transversal a presença de uma

camada oxidada (região destacado com seta verde na Figura 126a, Figura 126b e Figura 126c) com espessura média de 9  $\mu\text{m}$ . Essa camada oxidada não se apresentou de forma contínua em toda a superfície de desgaste, como pode-se observar na Figura 126f, em que foi realizado um mapeamento de oxigênio por EDS e observa-se a variação da espessura da camada oxidada. Também foi possível observar uma variação da intensidade das marcas de deformação ao longo da seção transversal, como mostrado na Figura 126b, Figura 126c, Figura 126d e Figura 126e sendo observada uma camada com espessura média de 7  $\mu\text{m}$  (seta roxa) mais próxima à superfície em que não foi possível identificar mecanismos de deformação e uma camada subsequente com espessura de aproximadamente 50  $\mu\text{m}$  com presença de maclas de deformação (setas pretas). Nas análises que serão apresentadas mais adiante desse trabalho, de microscopia eletrônica de transmissão, será possível a identificação das alterações microestruturais com maior precisão, em especial nas regiões com maior intensidade de deformação em que não foi possível a identificação dos mecanismos.

Figura 126. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 1.3 com força normal de 500 N, sendo (a) 2.000x, (b) 5.000x, (c) 10.000x e (d) e (e) 10.000x e (f) mapeamento de oxigênio por EDS.



Na Figura 127 são apresentadas as imagens obtidas em MEV para a seção transversal de um pino da liga 3.12 após ensaios com força normal com 50 N. Nota-se algumas partículas de óxido de ferro na superfície de desgaste (indicado pela seta verde na Figura 127b), porém não foi observado um camada contínua de óxido. O mapeamento de EDS realizado na mesma região da Figura 127b confirma a presença de óxido na superfície de desgaste devido a maior quantidade de oxigênio na região indicada pela seta verde (Figura 127e). Adicionalmente, na mesma região foi encontrado um precipitado (seta amarela Figura 127b) composto por enxofre e manganês, sendo possivelmente sulfeto de manganês. Em outras regiões, foi também observada a presença de precipitados como mostrado na Figura 127f. A análise de EDS nessas regiões (Figura 127g) mostrou que esses precipitados são carbonetos

de cromo, por serem compostos por cromo e carbono.

Na Figura 128 são apresentadas as imagens obtidas em MEV para seção transversal de um pino da liga 3.12 após ensaios com força normal de 500 N. É possível notar maclas de deformação até uma distância de 50  $\mu\text{m}$  em relação à superfície de desgaste. Em algumas regiões da amostra foi observado que a camada mais próxima à superfície de desgaste não apresenta maclas de deformação, mesmo que nas regiões mais afastadas da superfície existe a presença de maclas, como indicado pela marcação em roxo na Figura 128c. A ausência da maclas em algumas regiões pode estar associada à formação de uma estrutura nanocristalina e será discutindo mais adiante nos resultados de microscopia eletrônica de transmissão. Adicionalmente, foi observada a formação de uma camada de óxido de ferro na superfície (indicado pela seta verde na Figura 128c, Figura 128d e Figura 128f) não sendo uma camada contínua presente em toda a superfície, mas não sendo partícula isoladas como encontrado para as amostras analisadas com força normal de 50 N. O mapeamento de EDS realizado confirma a presença de oxigênio na camada superficial (Figura 128f). Assim como na amostras da liga 3.12 analisada após o ensaio com força normal de 50 N, também foi observada a presença de carbonetos de cromo na seção transversal (Figura 128g).

Figura 127. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 3.12 testada com força normal de 50 N, sendo (a) 2000x e (b) 5000x com mapeamento de EDS de (c) Mn, (d) S, (e) O, (f) 5000x e (g) mapeamento de Cr por EDS da figura f.

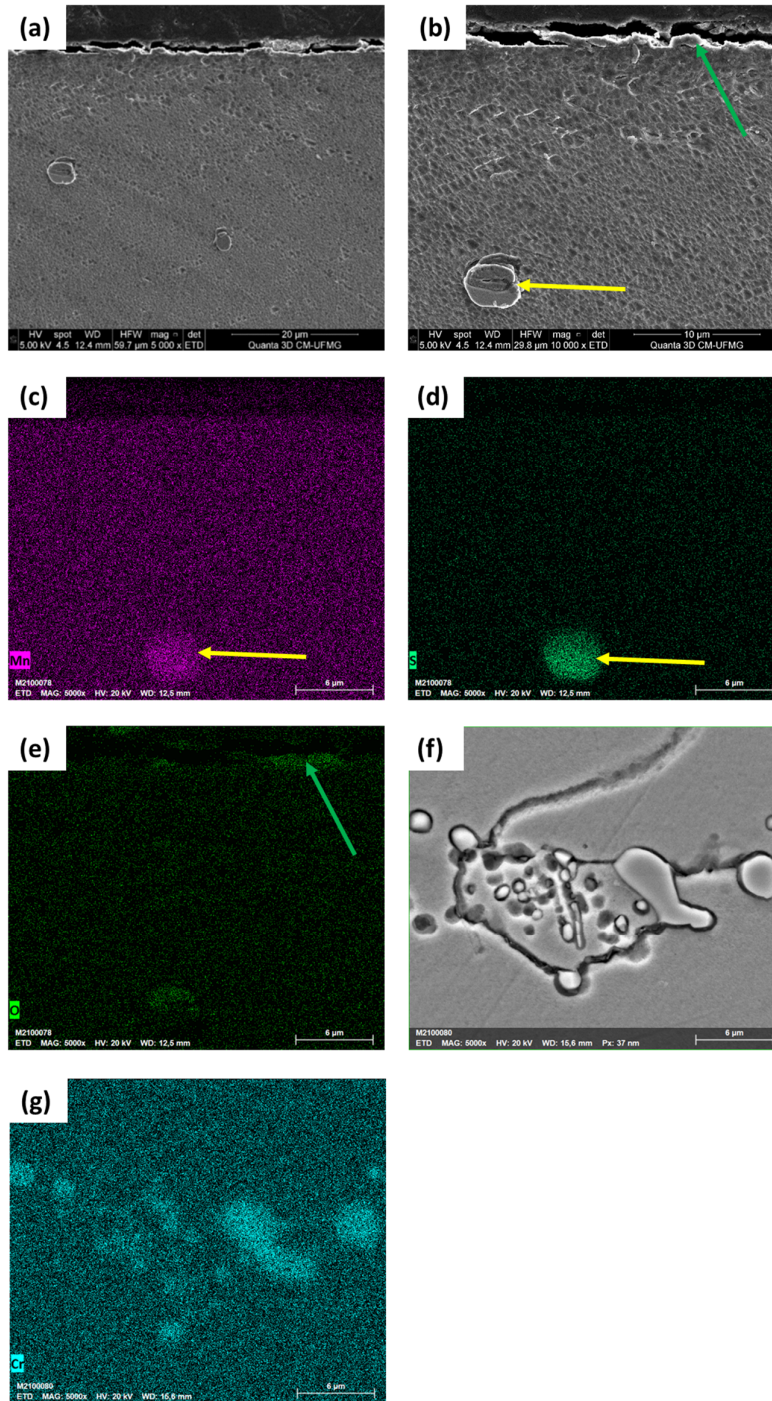
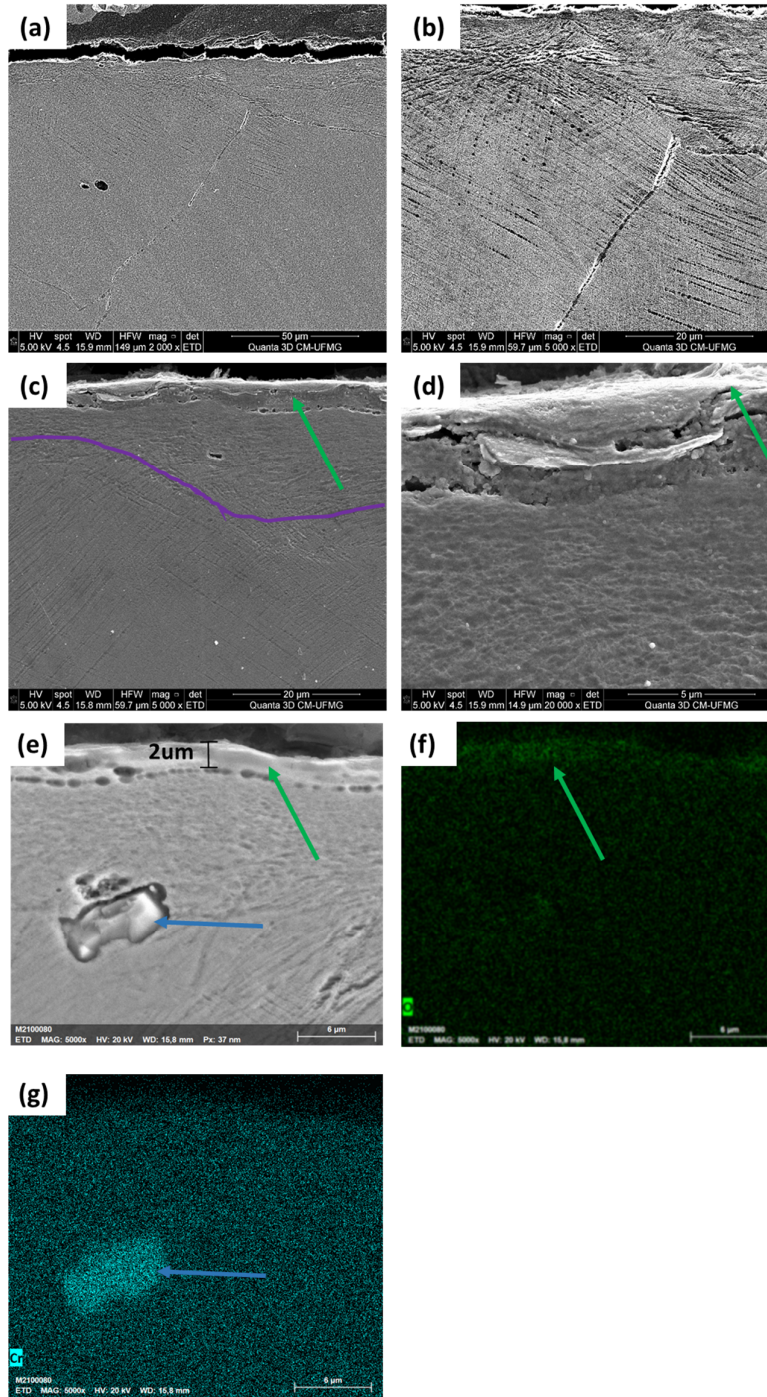


Figura 128. Seção transversal abaixo da superfície de desgaste para a liga 3.12 testada com força normal de 500 N, sendo (a) 2000x, (b) 5000x, (c) 5000x, (d) 20000x, (e) 5000x com mapeamento de EDS de (f) O e (g) Cr.



Avaliando os resultados da Figura 124 e da Figura 126 em comparação aos resultados de perfil de dureza da Figura 89 para a liga 2.5, nota-se uma correlação entre a espessura da camada oxidada com a dureza da superfície, em que maiores

espessuras de camada oxidada foram obtidas para a condição de maior dureza subsuperficial, com 500 N. Ao contrário, na condição de menor severidade, com 50 N, não foi possível visualizar a camada de óxido por análise da seção transversal, mesmo que evidenciada na análise de topo da superfície de desgaste. Porém, para essa última condição, a microdureza após os ensaios foi menor, sugerindo uma não sustentação da camada de óxidos. Dureza superficiais maiores suportam com maior eficiência a camada de óxido, possibilitando assim a obtenção de camada mais espessas (Lancaster, 1963; Welsh, 1965; Eyre; Maynard, 1971).

Foi também realizado DRX para verificar quais as fases presentes na camada abaixo da superfície de desgaste para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 para todas as condições de força normal. Na Figura 129, Figura 131 e Figura 133 são apresentados os difratogramas para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 respectivamente, das superfícies de desgaste ensaiadas com forças normais entre 50 N e 200 N. Nota-se que para as condições de menor severidade, até a força de 200 N, foi observado apenas a presença de austenita.

Na Figura 130, Figura 132 e Figura 134 são apresentados os difratogramas para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 respectivamente, das superfícies de desgaste ensaiadas com forças normais entre 300 N e 500 N. Para as condições de maior severidade, 300 N, 400 N e 500 N, para as 3 ligas analisadas foi encontrado austenita e também martensita,  $\alpha'$  e  $\epsilon$ .

Como não foi evidenciada a presença de martensita nas amostras analisadas antes dos ensaios (Figura 44) e foi encontrada martensita após os ensaios é possível sugerir a ocorrência de transformação martensítica, um dos mecanismos de aumento de dureza do aço Hadfield. Para identificação dos espectros foi realizada comparação com resultados obtidos por outros autores (Kang e Zhang 2012; Haakonsen 2009; Li et al 2018).

Esse resultado é contraditório ao reportado na literatura, em que a ocorrência de transformação martensita foi encontrada apenas para aço Hadfield com menores teores de manganês, em geral menores do que 10% (Allain et al., 2004; Petrov et al., 2006; Tianfu; Fucheng, 2009). As ligas estudadas neste trabalho possuem teores de manganês entre 12 e 18%.

Figura 129. Espectro de difração de raio-X da liga 1.3 para forças normais de 50 N a 200 N.

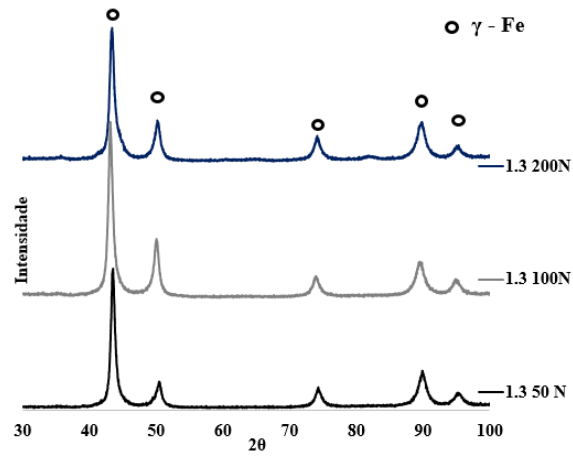


Figura 130. Espectro de difração de raio-X da liga 1.3 para forças normais de 300 N a 500 N.

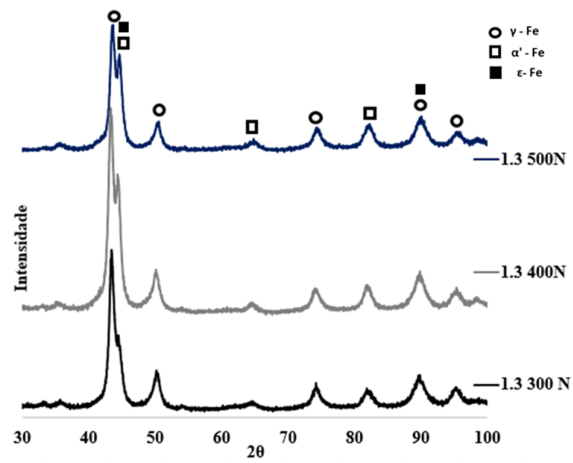


Figura 131. Espectro de difração de raio-X da liga 2.5 para forças normais de 50 N a 200 N.

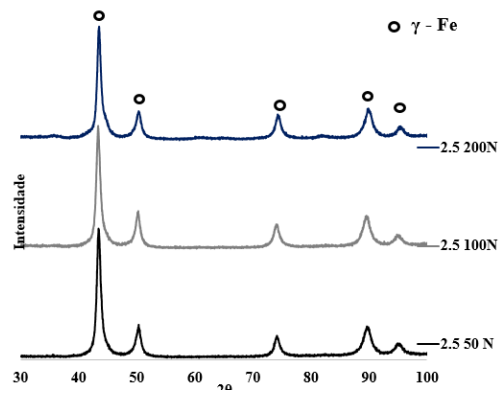


Figura 132. Espectro de difração de raio-X da liga 2.5 para forças normais de 300 N a 500 N.

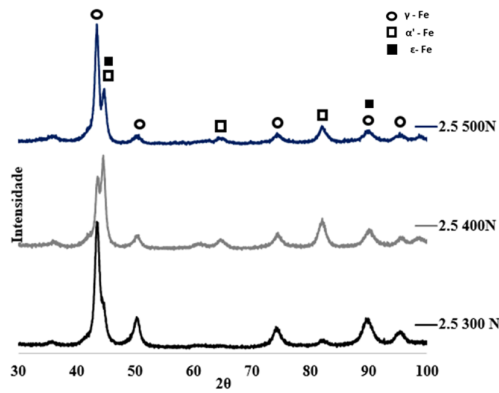


Figura 133. Espectro de difração de raio-X da liga 3.12 para forças normais de 50 N a 200 N.

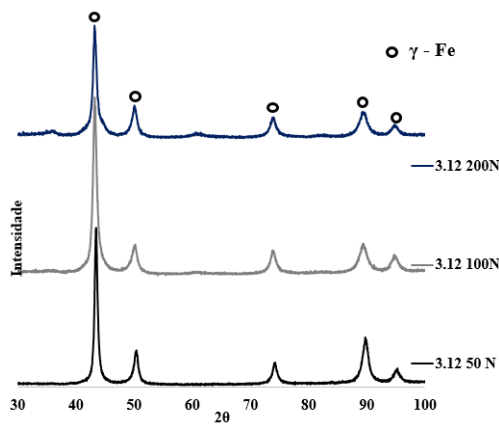
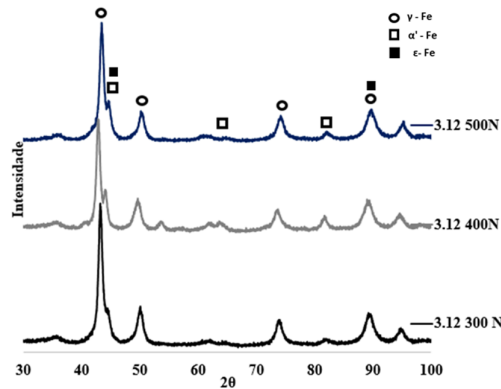


Figura 134. Espectro de difração de raio-X da liga 3.12 para forças normais de 300 N

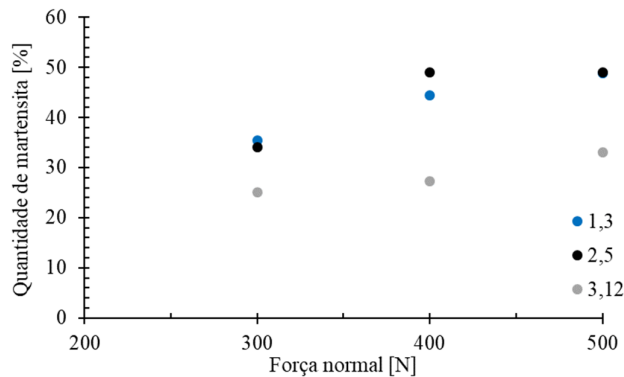
a 500 N.



Qualitativamente foram observados deslocamentos dos picos de difração, comparando os resultados das amostras analisadas antes dos ensaios com as amostras analisadas após os ensaios. Deslocamentos também foram observados quando comparadas condições de menor severidade (forças normais menores) com de maiores severidades (forças normais maiores). Esses deslocamentos não foram analisados em detalhe e serão propostos como objeto de estudos futuros. Esses deslocamentos dos picos de difração são proporcionais à tensão residual presente no material analisado e podem estar associados à deformação plástica e a transformações de fase (Cullity, 1978; Anderoglu, 2004; Turibus, 2014).

Na Figura 135 são apresentados os resultados de quantificação de fases presentes nas ligas 1.3, 2.5 e 3.12 após ensaios com força normal de 300 N, 400 N e 500 N. A quantificação foi realizada utilizando o software GSAS, tomando por base os espectros de difração apresentados na Figura 130, Figura 132 e Figura 134. Nota-se que a liga 3.12 apresentou menor quantidade de martensita em comparação às ligas 1.3 e 2.5 para as forças normais de 300 N, 400 N e 500 N. A liga 3.12 apresentou fração volumétrica de martensita de 25%, 27% e 33% para as forças normais de 300 N, 400 N e 500 N, respectivamente. Na liga 1.3 foi encontrado 35%, 44% e 48% de martensita para as forças normais de 300 N, 400 N e 500 N, respectivamente. Por fim, na liga 2.5 foi encontrado 34%, 49% e 49% de martensita para as forças normais de 300 N, 400 N e 500 N, respectivamente.

Figura 135. Quantificação de fases presentes para as ligas 1.3, 2.5 e 3.12 para forças normais de 300 N a 500 N.



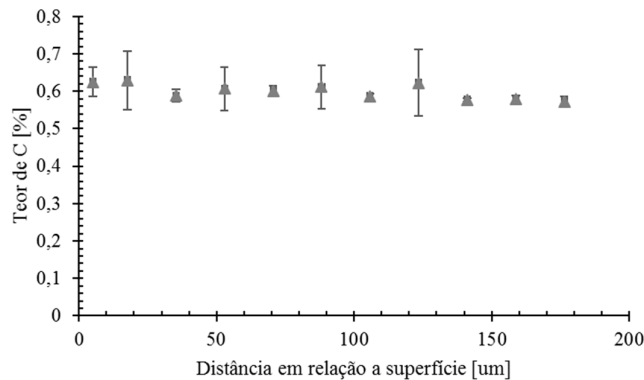
Conforme apresentado na Figura 135 a liga 3.12 apresentou menor quantidade de martensita na subsuperfície de desgaste. Segundo Lee e Choi (2000) a energia necessária para que a transformação martensítica ocorra aumenta com o teor de manganês presente no aço, corroborando o resultado apresentado para a liga 3,12 que tem 18,3% de Mn enquanto as ligas 1.3 e 2.5 apresentam aproximadamente 12%.

A ocorrência de transformação martensítica em aços Hadfield após utilização em aplicações de desgaste são restritas a ligas com teores reduzido de manganês, (Allain et al. 2004; Petrov, et al. 2006; Tianfu e Fucheng 2009). No trabalho de Harzallah (2010) foi mostrado a ocorrência de transformação martensítica durante a têmpera realizada após o tratamento térmico de solubilização. Essa transformação martensítica ocorreu em uma camada próxima a superfície devido a descarbonetação da superfície, reduzindo assim a estabilidade da austenita e favorecendo a transformação. Nos ensaios realizados no presente trabalho, o aumento da força normal resulta em aumento de temperatura, fenômeno já conhecido (Lancaster 1963; Welsh 1965; Farrell e Eyre 1970; Kennedy 1984), que resulta em oxidação da superfície de desgaste. O aquecimento gerado na superfície pode propiciar outros fenômenos, como por exemplo de descarbonetação, a depender da temperatura atingida durante o contato.

Para verificar a ocorrência de descarbonetação, foi então realizado um perfil do teor de carbono ao longo da seção transversal de um pino da liga 3.12 testado com 500 N em micro analisador de sonda eletrônica (EPMA - Electron Probe

Microanalyzers) equipado com sistema de espectroscopia por comprimento de onda dispersivo (WDS) que permite uma melhor avaliação de composição química do que o EDS (espectroscopia de energia dispersiva). O resultado é apresentado na Figura 136.

Figura 136. Análise do teor de carbono em função da distância da superfície para a liga 3.12 após ensaio com 500 N.



Como é possível verificar nos resultados da Figura 136, não foi observada uma redução do teor de carbono na região imediatamente próxima a superfície (distância de 3  $\mu\text{m}$ ). Portanto, a hipótese de descarbonetação não pôde ser confirmada por meio da técnica utilizada. Sugere-se que a camada descarbonetada, se formada, pode ter espessura menor do que a analisada, ou, a não ocorrência do fenômeno de descarbonetação.

Outra hipótese que pode ser considerada quanto à presença de martensita nas superfícies de desgaste é devido a adesão de material transferido do disco para o pino, tendo em vista que o disco é de aço H-13 com estrutura martensítica. Kang e Zhang (2012) analisaram amostras de aço Hadfield após ensaios de desgaste por deslizamento na configuração pino contra disco utilizando DRX. Os autores encontraram presença de martensita, sendo justificado devido à transferência de material do disco para o pino. No entanto, os autores não avaliaram a subsuperfície de desgaste utilizando outras técnicas para verificar se a região com a fase encontrada possuía a mesma composição do disco ou do pino. Essa hipótese, para o presente trabalho, será avaliada a seguir, nas análises em Microscópio Eletrônico de Transmissão, em que é possível identificar a fase presente e sua respectiva

composição química.

Foi realizada avaliação da subsuperfície de desgaste utilizando microscópio eletrônico de transmissão, de modo a possibilitar identificar os mecanismos de deformação e as fases da região de análise. Foram realizadas imagens de alta resolução, difração de elétrons de feixe convergente (CBED – “*Convergent Beam Electron Diffraction*”) e difração de elétrons de área selecionada (SAED – “*Selected Area Electron Diffraction*”). Análises de composição química por EDX e EELS foram realizadas na região em estudo, para garantir que a região de análise possuísse a composição do material do pino (aço Hadfield) e não de uma possível transferência de material da superfície do disco (contra corpo de aços H-13). Essas análises foram realizadas para a liga 2.5, após ensaios com forças normais de 50 N e 500 N.

Na Figura 137 são apresentados os resultados de análise de MET da seção transversal de um pino da liga 2.5 testado com força normal de 50 N. A Figura 137a mostra as regiões de análise, sendo possível identificar diferenças microestruturais da região mais próxima à superfície (Figura 137b), em comparação com a região mais afastada desta (Figura 137c). Na região mais próxima à superfície de desgaste (Figura 137b), nota-se uma estrutura com elevada deformação, sendo possível visualizar regiões com elevado acúmulo de discordâncias, indicado pelas setas pretas. Na região 2 (Figura 137c) é possível notar uma elevada deformação, marcada pela presença de maclas de deformação, indicado pelas setas verdes.

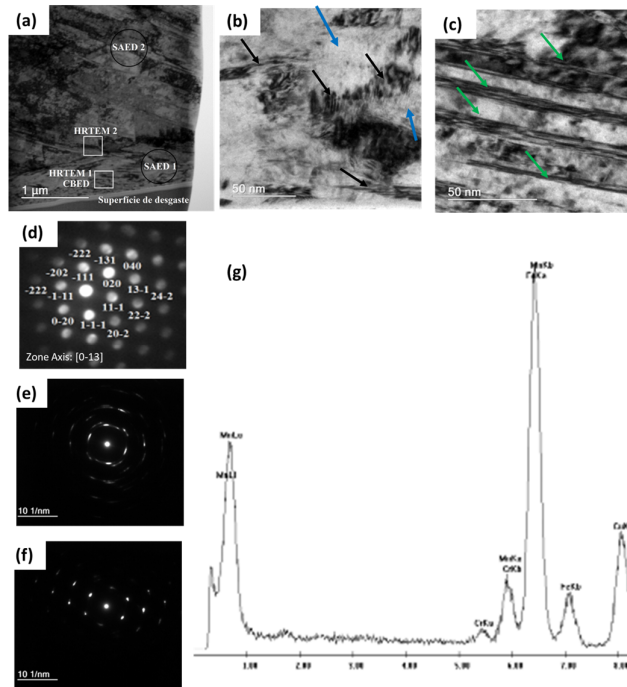
Na Figura 137e e Figura 137f são apresentadas as difrações de área selecionada, mostrando que a região mais próxima à superfície (SAED 1) possui uma microestrutura policristalina, enquanto a região mais afastada (SAED 2), 3µm de distância da superfície de desgaste, possui um estrutura monocristalina. A formação de uma estrutura policristalina em uma pequena região de análise, de escala nanométrica, é causada devido a deformação plástica severa (Xu et al. 2001; Gavriljuk et al. 2006; Petrov et al. 2006), gerando uma elevada densidade de discordâncias e maclas de deformação, como indicado pelas setas pretas e verdes, respectivamente na Figura 137b e Figura 137c. Esses novos grãos são indicados pelas setas azuis, sendo marcados pela presença de uma elevada densidade de discordâncias ao seu redor. Adicionalmente, as maclas de deformação podem dividir

os grãos originais, introduzindo novos contornos de grão no interior dos grãos, resultando em um efeito similar ao refino de grão, atuando como barreiras para a movimentação de discordâncias (Petrov et al. 2006).

Difrações pontuais de elétrons foram realizadas possibilitando identificar a estrutura cristalina das diferentes regiões da amostra analisada. Todas as regiões analisadas apresentaram estrutura cúbica de face centrada (CFC), como mostrado na Figura 137d, sendo possível confirmar que não ocorreu nenhuma transformação de fase para essa condição de ensaio (50 N).

A análise de composição química realizada por EDX, apresentada na Figura 137g, mostra que a composição encontrada é do aço Hadfield, sendo marcada pela presença de teores elevados de Mn. Portanto, as regiões analisadas não possuem material transferido do disco.

Figura 137. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 50 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) imagem de alta resolução na região 1 (HRTEM 1) mais próxima à superfície de desgaste; (c) imagem de alta resolução na região 2 (HRTEM 2) mais afastada da superfície de desgaste; (d) difração de elétrons pontual na região 1 (CBED); (e) difração de elétrons de área selecionada na região 1 (SAED 1); (f) difração de elétrons de área selecionada na região 2 (SAED 2); (g) EDX da região analisada.



Na Figura 138 e na Figura 139 são apresentados os resultados dos exames em MET da subsuperfície de desgaste de amostra da liga 2.5 após ensaio com força normal de 500 N. Assim como na amostra testada com 50 N, a subsuperfície da amostra ensaiada com 500 N apresentou regiões de elevada densidade de discordâncias (setas pretas) e formação de novos grãos (setas azuis), como mostrado na Figura 138a e Figura 138b. Em outras regiões da amostra observa-se a presença de maclas de deformação, indicadas pelas setas verdes na Figura 138c. Ainda, foram encontradas regiões com interação entre maclas (Figura 138d), como sendo um dos processos necessários para a divisão dos grãos e posterior refino de grão como proposto por Chen et al. (2018b).

Uma diferença marcante encontrada entre a amostra testada com 50 N e a testada com 500 N foi a presença de outra fase, que não a austenita. Para a maior força normal foi encontrada, além da estrutura cristalina original CFC, a presença de outras duas estruturas cristalinas, sendo a hexagonal compacta (HC) e cúbica de corpo centrado (CCC). Essas estruturas cristalinas são características da fase martensítica, sendo denotada por martensita  $\epsilon$  a de estrutura HC e por martensita  $\alpha'$  a de estrutura CCC. Na Figura 139c é apresentada uma difração de elétrons de uma região com estrutura cúbica de face centrada (CFC – austenítica), enquanto na

Figura 139d é apresentada a difração de elétrons de uma região da amostra com estrutura hexagonal compacta (HC – martensítica) e na Figura 139e referente a estrutura CCC. Na Figura 139b é apresentada a análise de composição química realizada nas regiões mais próximas a superfície de desgaste, mostrando que o material analisado possui a composição química original do pino. Na Figura 139f é apresentada uma difração de área selecionada realizada na amostra da liga 2.5 ensaiada com força normal de 500 N. Diferente do encontrado para a amostra testada com 50 N, em que uma estrutura policristalina foi encontrada apenas em regiões mais próximas à superfície de desgaste (distâncias de até 3 $\mu$ m), na amostra testada com força normal de 500 N todas as regiões analisadas (até 5,5  $\mu$ m de distância da superfície de desgaste) apresentaram estrutura policristalina.

Figura 138. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) e (b) HRTEM de regiões com elevadas densidades de discordâncias, (c) região com maclação e (d) região interação entre maclas.

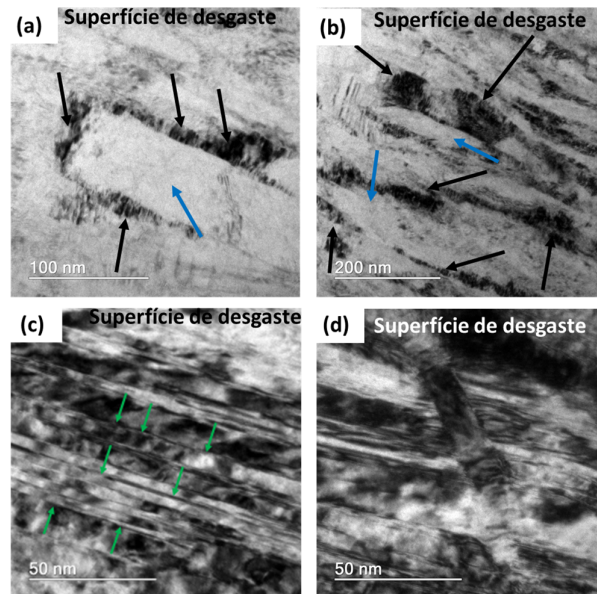
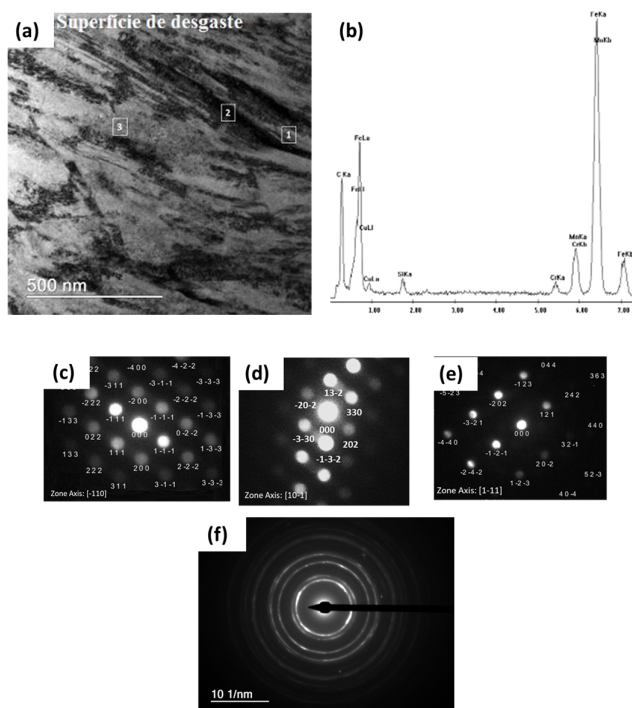


Figura 139. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise com difração de elétrons; (b) EDX da região analisada (c) difração do ponto 1 CFC; (d) difração do ponto 2 HC; (e) difração do ponto 3 CCC; difração de área selecionada.



As evidências apresentadas nas análises com MET, após os ensaios com forças normais de 50 N e 500 N, possibilitaram identificar os mecanismos de deformação e endurecimento que ocorreram durante o processo de desgaste por deslizamento para a liga 2.5. A maclação ocorreu para ambas condições de severidade, porém, foi também evidenciado o mecanismo de transformação martensítica na amostra testada com maior força normal, justificando assim o seu maior endurecimento, chegando a valores de dureza de 720 HV, enquanto a amostra testada com 50 N atingiu valores de 510 HV.

Com a presença de martensita após os ensaios, é possível sugerir a ocorrência de transformação martensítica, um dos mecanismos de aumento de dureza do aço Hadfield. Para a indexação das difrações de elétrons foi realizada comparação com

resultados obtidos por outros autores (Kang; Zhang, 2012; Haakonsen, 2009). Esse resultado é contraditório ao reportado na literatura, em que a ocorrência de transformação martensítica durante ensaios de desgaste foi encontrada apenas para aços Hadfield com menores teores de manganês, em geral menores do que 10% (Allain et al., 2004; Petrov et al., 2006; Tianfu; Fucheng, 2009). As ligas estudadas neste trabalho possuem teores de manganês entre 12 e 18%.

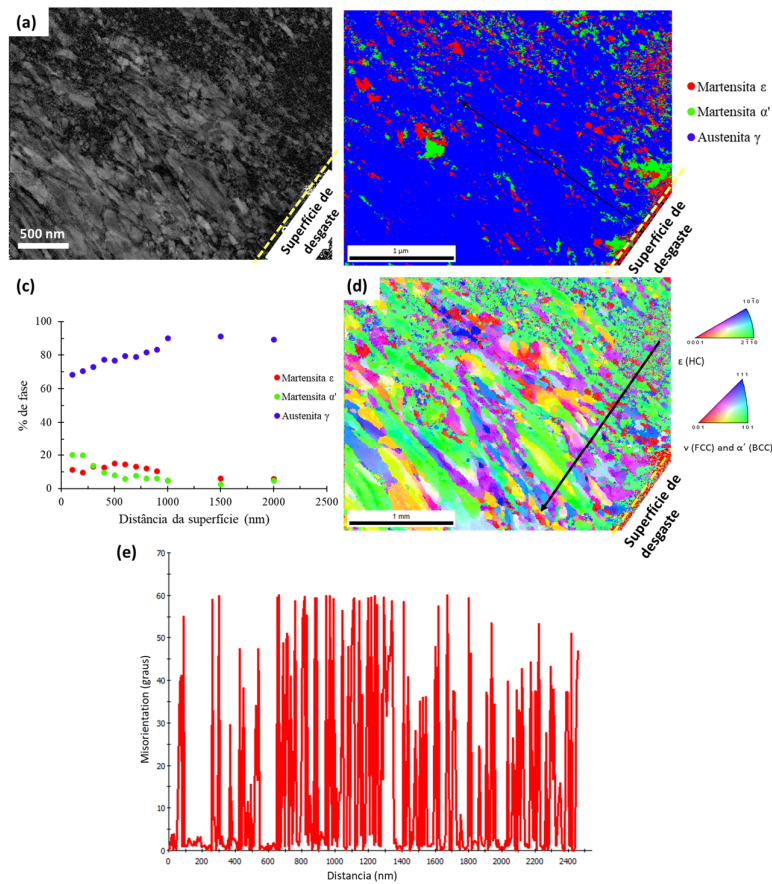
Nos ensaios realizados no presente trabalho, o aumento da força normal resulta em aumento de temperatura, fenômeno já conhecido (Lancaster, 1963; Welsh, 1965; Farrell; Eyre, 1970; Kennedy, 1984), que resulta em oxidação da superfície de desgaste. O aquecimento gerado na superfície pode propiciar outros fenômenos, como por exemplo de decarbonetação, a depender da temperatura atingida durante o contato. Porém, essa hipótese de ocorrência de transformação martensítica devido a redução do teor de carbono não é válida para as condições avaliadas, tendo em vista que foram realizadas análises químicas nas regiões estudadas pelos métodos EDX e por EELS, não sendo evidenciada variações significativas de composição química.

Outra hipótese que pode ser considerada quanto à presença de martensita nas superfícies de desgaste refere-se à adesão de material transferido do disco para o pino, tendo em vista que o disco é de aço H-13 com estrutura martensítica. Essa hipótese também pode ser descartada, pois foram realizadas análises químicas nas regiões estudadas pelos métodos EDX e por EELS, não sendo evidenciada variações significativas de composição química.

Adicionalmente, a subsuperfície de desgaste da amostra da liga 2.5 testada com força normal de 500 N foi analisada em MET utilizando sistema de indexação e mapeamento de fases automático, Astar. Com isso foi possível obter informações sobre quais as fases presentes, a quantidade de cada fase e informações cristalográficas das mesmas. Na Figura 140a é apresentada imagem HRTEM da região analisada utilizando o sistema ASTAR. Na Figura 140b é apresentado o mapeamento de fases presentes na mesma região e quantidade de cada fase em função da distância da superfície de desgaste é apresentada na Figura 140c. Nota-se que maior parte da área analisada é composta por austenita, a estrutura original do

aço Hadfield. Porém, a presença de martensita, seja ela  $\alpha'$  ou  $\epsilon$ , ocorre nas regiões próximas a superfície de desgaste. A presença de martensita atinge a valores de aproximadamente 30% na região mais próxima à superfície de desgaste. Esse é inferior ao encontrado nos resultados de DRX apresentados na Figura 135, em que para após ensaios com 500 N a liga 2.5 apresentou 49% de martensita. Essa diferença pode estar relacionada ao tamanho da área analisada, na quantificação utilizando o sistema ASTAR foi analisada uma área de aproximadamente  $9 \mu\text{m}^2$  ( $3 \mu\text{m} \times 3 \mu\text{m}$ ) enquanto nas análises de DRX a área analisada de aproximadamente  $20 \text{mm}^2$  (seção circular de diâmetro de 5 mm) mas também pode estar associada à adesão de partículas de desgaste na superfície do pino, sejam elas do material do disco que também possui estrutura martensítica ou de partícula de desgaste do pino que sofreram transformação martensítica. Na Figura 140d é apresentado a figura de polo inverso da região analisada, sendo possível visualizar a orientação cristalográfica de cada grão. Não foi notada uma orientação preferencial. Essa orientação aleatória dos grãos é característica de grãos recristalizados, reforçando a hipótese de ocorrência de recristalização dinâmica evidenciada devido a estrutura nanocristalina que foi formada na subsuperfície de desgaste. Na Figura 140e é apresentado um perfil de variação de orientação ao longo da seta indicada na Figura 140d. A fração de contornos de grão de baixo ângulo (entre  $2^\circ$  e  $15^\circ$ ) e de contorno de grão de alto ângulo (maior ou igual a  $15^\circ$ ) encontrada foi de 58% e de 42%, respectivamente. Os contornos de baixo ângulo indicam que os grãos estão com elevada deformação. Por outro lado, uma fração considerável dos grãos apresentou contornos de alto ângulo, reforçando assim a hipótese de recristalização dinâmica.

Figura 140. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 2.5 com 500 N em MET utilizando sistema ASTAR: (a) imagem HRTEM; (b) Mapeamento de fases, (c) percentual de cada fase em função da distância da superfície de desgaste, (d) figura de polo inverso e (e) perfil de orientação cristalográfica.



A subsuperfície de desgaste das amostras da liga 3.12 ensaiadas com 50 N e 500 N também foram analisadas em MET. Na Figura 141 são apresentadas algumas micrografias, imagens de alta resolução e difrações de elétrons nas análises realizadas na amostras da liga 3.12 após ensaio com força normal de 50 N. Como encontrado para a liga 2.5 testada com 50 N, também foi evidenciada a presença de maclas de deformação (setas verdes na Figura 141b) e regiões com elevada densidade de discordâncias (setas pretas na Figura 141b). Na Figura 141c é apresentado o resultado da difração de área selecionada na região mais próxima à

superfície de desgaste (SAED 1), sendo possível observar uma estrutura policristalina, enquanto na região com uma distância de aproximadamente 400 nm (SAED 2) observa-se uma estrutura monocristalina conforme mostrado na setas verdes na Figura 141d referente a difração de área selecionada SAED 2. Por fim, nas setas verdes na Figura 141e é apresentada difração pontual, característica de todas regiões analisadas da lamela, correspondente a austenita de estrutura CFC.

Na Figura 142 são apresentados os resultados obtidos em MET para a liga 3.12 após ensaio com força normal de 500 N. Foi observada a presença de maclas de deformação (setas verdes na Figura 142Figura 141b e c), regiões com elevada densidade de discordâncias (setas pretas na Figura 142Figura 141b e c) e grãos recristalizados (setas azuis na Figura 142b e c). Na Figura 142d e na Figura 142e é apresentado o resultado da difração de área selecionada na região mais próxima à superfície de desgaste (SAED 1) e a uma distância de aproximadamente 2000 nm (SAED 2). Ambas regiões analisadas são policristalinas, ao contrário do encontrado nas amostras testadas com força normal de 50 N em que regiões a uma distância da superfície de desgaste de 400 nm foi encontrada estrutura monocristalina. Também foram realizadas difrações pontuais, sendo encontrada presença de estrutura CFC (Figura 142f) e de estrutura HC (Figura 142g), confirmando os resultados de DRX (Figura 134) da ocorrência de transformação martensítica também na liga 3.12.

Figura 141. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 3.12 com 50 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) imagem de alta resolução na região indicado pelo número 1; (c) difração de elétrons pontual na região 1; (d) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 1; (e) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 2.

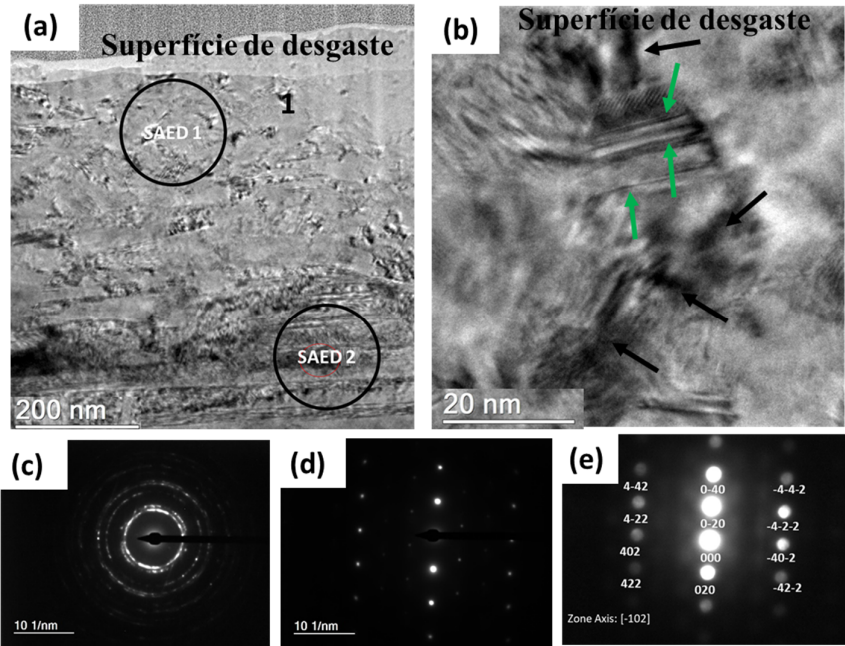
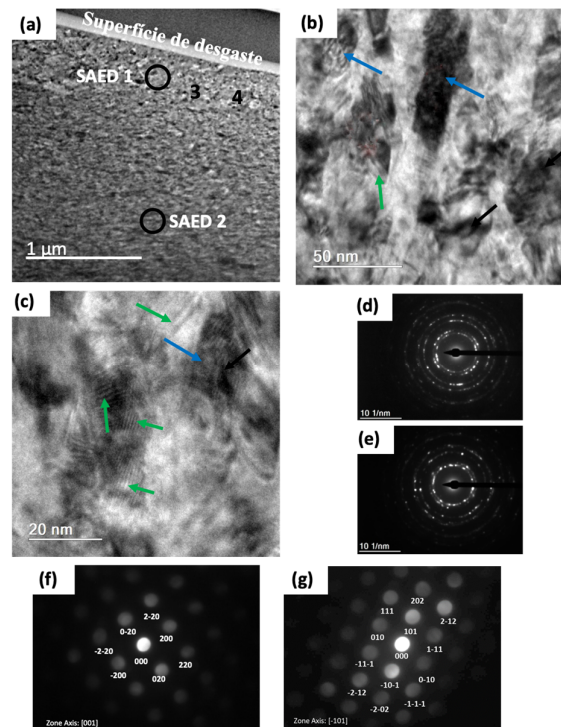


Figura 142. Análise da subsuperfície de desgaste após ensaio da liga 3.12 com 500 N utilizando MET, sendo: (a) regiões de análise; (b) e (c) imagem de alta resolução na região indicado pelo número 3; (d) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 1; (e) difração de elétrons de área selecionada na região SAED 2; (f) difração de elétrons pontual na região 3; (g) difração de elétrons pontual na região 4.



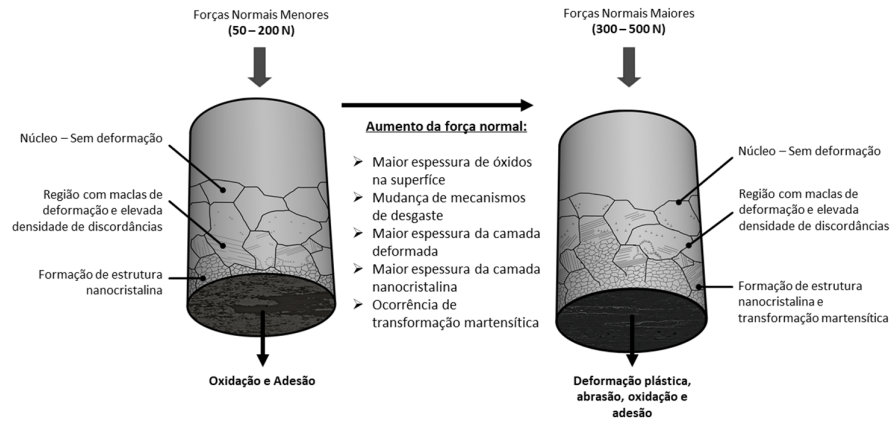
Como mencionado anteriormente, uma microestrutura austenítica é objetivada em aços Hadfield. Essa microestrutura é garantida devido à composição química, em especial devido aos teores de C e Mn, que propiciam a estabilidade da austenita. A transformação martensítica puramente térmica pode ser medida por meio da temperatura  $M_s$ , que está diretamente relacionada com a estabilidade térmica da austenita. Esta estabilidade também é dependente de transformações induzidas por deformação, sendo  $M_d$  definida como a maior temperatura em que pode ocorrer a transformação da austenita em martensita sob tensão (Shewmon, 1969). A temperatura  $M_d$  é de difícil estimativa e geralmente é medida por meio da temperatura na qual se forma 50% de martensita para uma deformação verdadeira de 30% (Sales, 2006). Nohara et al. (1977) propôs um modelo para calcular a

temperatura  $M_d$  para aços austeníticos, levando em consideração a composição química. As temperaturas  $M_d$  estimadas para as doze ligas deste doutorado, segundo o modelo proposto por Nohara et al (1977) apresentaram valores entre  $-290\text{ }^\circ\text{C}$  e  $-67\text{ }^\circ\text{C}$ , sendo a menor temperatura para a liga 1.4 (liga com maior quantidade de C) e a maior temperatura para a liga 1.3. Essas temperaturas  $M_d$  encontradas são consideravelmente menores do que a temperatura ambiente em que ocorreram os ensaios de desgaste e também a de formação dos óxidos encontrados nas superfícies de desgaste. Tomando como premissa as temperaturas  $M_d$  estipuladas, não seria de se esperar que ocorresse a transformação martensítica induzida por deformação nas ligas estudadas, se essa deformação fosse de ordem de grandeza relativamente baixa (inferior à 30%). Entretanto, estudos (Jost e Schmidt, 1986) evidenciaram a ocorrência de transformação martensítica em aços Hadfield com quantidade reduzida de Mn, submetidos a ensaios de desgaste por deslizamento. Para as composições químicas estudadas pelos autores em que foi evidenciada transformação martensítica induzida por deformação, os valores de  $M_d$  variam entre  $-17\text{ }^\circ\text{C}$  e  $-38\text{ }^\circ\text{C}$ . Assim como os resultados encontrados nesta tese de doutorado, analisando isoladamente as temperaturas  $M_d$ , não deveria ter ocorrido transformação martensítica nos aços Hadfield estudados por Jost e Schmidt (1986). Sendo assim, serão necessários estudos mais aprofundados sobre a estabilidade da austenita de aços Hadfield submetidos a condições de deslizamento, que envolvem elevados esforços, deformação severa, contato repetido, elevada temperatura de contato, entre outros aspectos do tribossistema. Ressalta-se, ainda, que o modelo utilizado para a estimativa das temperaturas  $M_d$  foi desenvolvido para aços inoxidáveis austeníticos, podendo haver imprecisão nos valores obtidos para os aços Hadfield.

Na Figura 143 é apresentada uma representação esquemática das alterações microestruturais encontradas na subsuperfície de desgaste dos pinos após os ensaios de desgaste. Como mostrado anteriormente e sintetizado na Figura 143, foi observado aumento do tamanho da camada deformada com aumento da força normal, sendo observado aumento da espessura da camada com formação de estrutura nanocristalina e com maclas de deformação em função do aumento da força normal. Adicionalmente, para forças maiores (300 N, 400 N e 500 N), foi observada transformação martensítica na camada mais próxima à superfície de desgaste, sendo

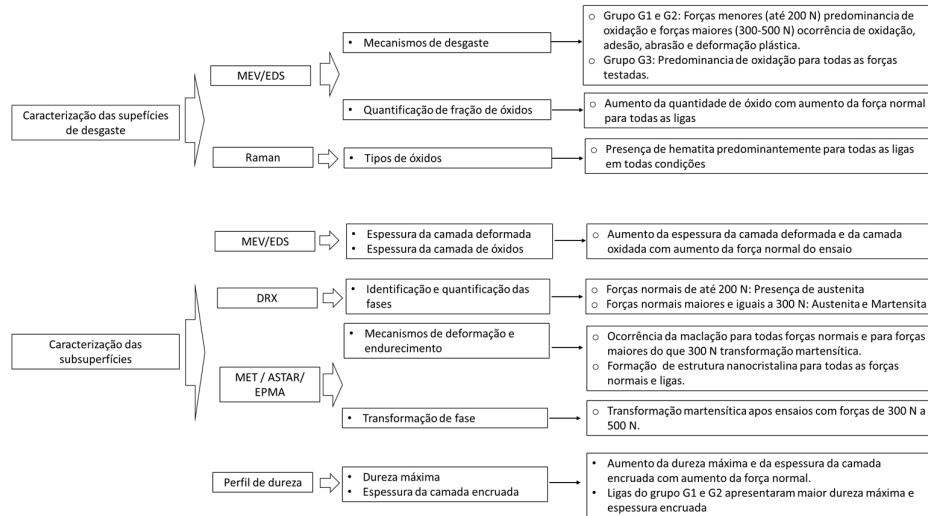
que a quantidade de martensita encontrada aumentou com o aumento da força normal.

Figura 143. Representação esquemática das alterações microestruturais encontradas nas subsuperfícies de desgaste após os ensaios pino contra disco.



Na Figura 144 é apresentado um fluxograma com os principais resultados encontrados de acordo com cada técnica de análise empregada na superfície de desgaste e na subsuperfície.

Figura 144. Fluxograma com a síntese dos principais resultados encontrados de acordo com a metodologia de caracterização da superfície de desgaste e da subsuperfície.

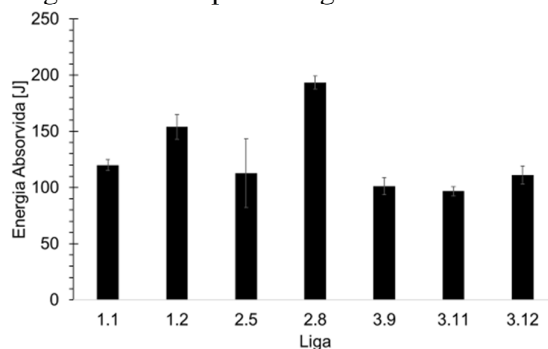


Uma conjectura para explicar a maior resistência ao desgaste das ligas com maiores teores de nitrogênio (Figura 51) é de camada a camada metálica encruada que sustenta a camada de óxido superficial tem maior capacidade de deformação e dureza menor do que para as demais ligas. Como a literatura sugere que camadas mais duras suportam melhor os filmes de óxidos esta conjectura acrescenta que além da dureza parece ser necessário maior tenacidade de modo que essa camada de sustentação não se rompa. Essa maior tenacidade seria decorrente da formação da camada nanocristalina e o consequente condicionamento do tamanho e quantidade da martensita pelos nano grãos, especialmente para as ligas com maior teor de nitrogênio.

### 5.5. Resistência ao impacto

Foram selecionadas 7 ligas que apresentaram melhores resultados de perda de massa em ensaios de desgaste por deslizamento com maior força normal (500 N), para verificação da resistência ao impacto. Na Figura 145 são apresentados os resultados de resistência ao impacto obtidos por meio de ensaio Charpy. Nota-se que a liga 2.8 apresentou maior resistência ao impacto, de aproximadamente 200 J. A liga que apresentou menor resistência ao impacto, 97 J, foi a liga 3.11.

Figura 145. Energia absorvida para as ligas avaliadas em ensaios Charpy.



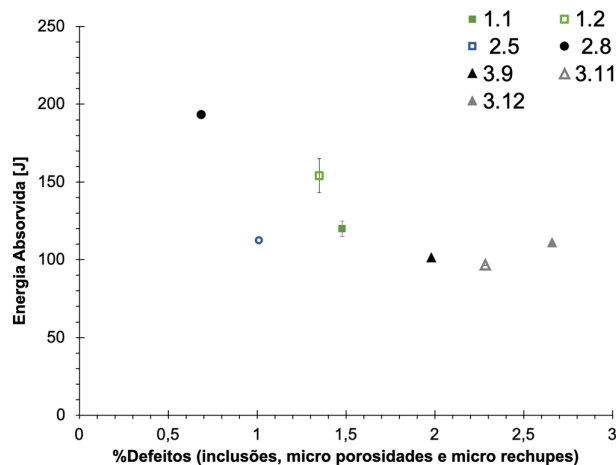
A liga 2.8 possui composição química similar aos aços Hadfield classe C (ASTM A-128), porém o teor de carbono está ligeiramente menor do que o mínimo da faixa, sendo 1,02% para a liga 2.8 e de 1,05 pelo proposto pela norma. O teor de cromo por sua vez está no máximo permitido pela norma (2,5%). Adicionalmente, essa liga possui 0,05% de nitrogênio.

Alguns trabalhos mostram que a resistência ao impacto de aços Hadfield variam de 100 a 180 J (Mahlami; Pan, 2014; Ventureli, 2017), que são similares aos encontrados para as ligas estudadas e também encontrado em componentes como dentes e segmentos de britadores de rolos e jacarés de aparelhos de mudança de via, fabricados com aços Hadfield que foram caracterizados no decorrer deste trabalho e tem os resultados apresentados no Anexo F. Essa faixa de variação de resistência ao impacto engloba aços Hadfield com diferentes composições químicas e tamanhos de peças. Nos trabalhos consultados não foram encontrados resultados de resistência ao impacto para ligas com composição química similar às do grupo G3. Apesar a menor resistência ao impacto das ligas do grupo G3, os valores encontrados são compatíveis com os valores reportados na literatura para aplicações industriais, como jacarés de aparelho de mudança de via ferroviária e britadores.

A revisão bibliográfica apresentada nesse trabalho mostrou que a redução do teor de carbono reduz a propensão à formação de precipitados, sendo esses potenciais redutores da resistência ao impacto de aços Hadfield. O resultado apresentado na Figura 145 corrobora a literatura para os resultados das ligas do grupo G1 e grupo G2. Para as ligas do grupo G3 (3.9, 3.11 e 3.12), que possuem teores reduzidos de carbono (0,6 a 0,8%), esse comportamento não foi evidenciado, sendo que a liga

3.12 apresentou a mesma resistência ao impacto do que algumas ligas dos grupos G1 e G2. Esse resultado pode estar associado a outras variações de composição química, como por exemplo elevação do teor de cromo, e requer uma investigação mais detalhada que possibilite otimização das ligas com elevado teor de nitrogênio. Outra hipótese quanto a menor resistência ao impacto das ligas do grupo G3 pode estar associado a presença de precipitados e defeitos como microrechupes e microporosidades. É possível notar que a liga 2.8, que apresentou maior resistência ao impacto apresentou menor quantidade desses defeitos, enquanto as ligas do grupo G3 apresentaram maiores quantidades de defeitos. Na Figura 146 é possível notar que o aumento da quantidade desses defeitos reduz a energia absorvida no ensaio de impacto, justificando assim a menor resistência ao impacto das ligas do grupo G3.

Figura 146. Energia absorvida em função do percentual de defeitos do tipo microrechupes, microporosidades e inclusões para as ligas 1.1, 1.2, 2.5, 2.8, 3.9, 3.11 e 3.12.

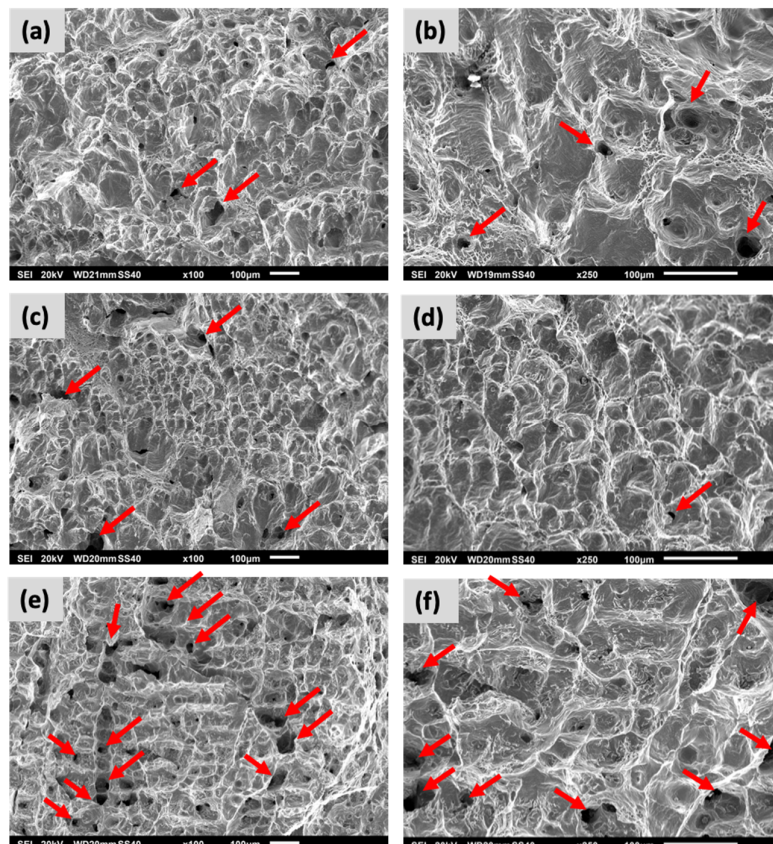


Após os ensaios Charpy, as superfícies de fratura das amostras foram avaliadas em MEV. Na Figura 147 são apresentadas as fractografias para as ligas 1.1, 2.8 e 3.12. Os mecanismos atuantes nessas 3 ligas se repetem para as demais ligas do seu respectivo grupo e, portanto, não serão apresentadas neste tópico. Para todas as ligas é possível notar alvéolos que são característicos da fratura dúctil com diâmetro variando entre 5  $\mu\text{m}$  e 15  $\mu\text{m}$ . Nas superfícies de fratura de todas amostras foi possível notar a presença de microporosidades (pontos escuros indicados pelas setas

vermelhas).

As imagens de fractografia mostram que as ligas do grupo G3 apresentaram maior fração de área com microporosidades que as demais ligas dos outros grupos. Fraturas são geralmente iniciadas em impurezas, em inclusões ou em porosidades (Kalpakjian; Schmid, 2009). Microporosidades atuam como concentradores de tensão e facilitam início e propagação de trincas (Chojekki; Telejko, 2009; Venturelli, 2018). Como a energia absorvida no impacto em ensaios Charpy está relacionada, principalmente, à propagação de uma trinca, a presença de microporosidades facilita a formação e propagação de trincas e consequente redução da energia absorvida no impacto.

Figura 147. Superfície de fratura das ligas: (a) e (b) 1.1, (c) e (d) 2.8, (e) (f) 3.12.



## 6. Resumo dos resultados e Conclusões

Os resultados de perda de massa permitiram comparar a resistência ao desgaste por deslizamento das 12 ligas estudadas em função da força normal. A variação da perda de massa em função do aumento da força normal apresentou comportamentos diferenciados entre as ligas, sendo que as dos grupos G1 e G2 apresentaram inicialmente um aumento de perda de massa até a força normal de 100 N e 200 N, respectivamente, com posterior redução de perda de massa com aumento da força para 300 N e por fim um novo aumento de perda de massa até a força de 500 N. Por outro lado, as ligas do grupo G3 apresentaram inicialmente um aumento de perda de massa até 200 N, com posterior redução da perda de massa até a força de 500 N. Em especial a liga 3.12 não apresentou variação significativa de perda de massa ao longo da faixa estudada. Esse resultado mostra que as ligas do grupo G3 são menos sensíveis às variáveis do tribossistema.

O coeficiente de atrito, para todas as ligas, apresentou redução com aumento da força normal, sendo relacionado com o aumento da fração de área com presença de óxidos nas superfícies de desgaste.

Para a liga com maior teor de nitrogênio o mecanismo de desgaste oxidativo foi predominante em todas as forças normais com ocorrência limitada de evidências de formação e ruptura de junção. Para as famílias G1 e G2 o desgaste oxidativo foi predominante para forças menores como para a liga G3. Enquanto que para forças maiores as evidências de abrasão, formação e ruptura de junção são mais intensas e crescem com a força aplicada. Como a fração de óxidos medidas após os ensaios na superfície aumentou com o aumento da força normal e os mecanismos de abrasão, formação e ruptura de junção se intensificaram, estas evidências sugerem que para forças intermediárias nas ligas das famílias G1 e G2 as maiores perdas de massa se devem a intensificação relativa desses mecanismos mais severos. Para forças maiores voltaria a prevalecer a oxidação resultando num decréscimo relativo das perdas de massa.

Para as análises após os ensaios (ligas 1.3, 2.5 e 3.12), foi observado endurecimento da subsuperfície, sendo que a microdureza aumentou com aumento da força normal. Maiores durezas foram encontradas para as ligas 1.3 e 2.5. Para as três ligas foi observado o mecanismo de endurecimento por transformação martensítica para forças

maiores (300-500 N). O aumento da força normal levou a formação de uma camada endurecida mais profunda e mais dura.

Não foi identificado mudança de mecanismos de deformação em função da composição química, sendo que os principais mecanismos encontrados foram de maclação e de transformação martensítica. Esse último mecanismo por sua vez restrito a forças normais maiores (300 N a 500 N) e foi sensível a composição química, sendo que para a liga 3.12 a quantidade de martensita formada foi menor que para as ligas 1.3 e 2.5. Na subsuperfície de desgaste também foram encontrados grãos de escala nanométrica, evidenciando recristalização durante o processo de desgaste, tendo em vista que os grãos originais dos aços testados são milimétricos.

Os resultados de resistência ao impacto, por sua vez, mostraram a possibilidade de aumento da resistência ao impacto com controle da composição química (redução da quantidade de C, como na liga 2.8).

A seguir são destacadas as conclusões obtidas:

Estudar aços Hadfield variando a força normal é de extrema importância, pois o comportamento da perda de massa e do coeficiente de atrito variam de diferentes modos para as composições química estudadas.

Os resultados de desgaste mostraram que o principal efeito de composição química se deveu ao nitrogênio e ao cromo. As ligas com maiores de teores de N e Cr (família G3) apresentaram expressiva resistência ao desgaste com aumento da força normal entre 50 N e 500 N. Em especial a liga 3.12, com 0,26% N e 13%Cr, não mostrou aumento de perda de massa expressiva ao longo de toda a faixa de força normal. Esta liga, apresentou maior fração de área com óxidos na superfície de desgaste e menor quantidade de martensita induzida por deformação após os ensaios.

O efeito dos demais elementos (C, Mn e Cr) no desgaste não teve um comportamento generalizável, por vezes esse comportamento foi igual ao observado na literatura como por exemplo, o aumento da resistência ao desgaste com o teor de C, Mn e Cr, no entanto, como na faixa de forças estudadas ocorre transição de regime de desgaste e estas faixas de forças são em geral superiores às empregadas na literatura essas tendências não foram generalizadas. Esse trabalho sugere que ligas com composições e microestruturas semelhantes à de aços Hadfield podem ter seu desempenho melhorado por meio da adequação do teor de N para algumas aplicações.

A variável que afetou o coeficiente de atrito foi a força normal. O coeficiente de atrito diminuiu monotonicamente com aumento da força normal. O coeficiente de atrito das ligas com alto nitrogênio foi similar ao das demais ligas e esse elemento assim como o C, Cr e Mn não afetou significativamente os valores de coeficiente de atrito.

Para os materiais estudados sugere-se que a transição T3 ocorre entre 100 N e 200 N, dependente da composição química dos aços, e mesmo com aumento da quantidade de óxidos na superfície a taxa de desgaste continua a aumentar com a força normal, sendo justificado pelo fato de que foram observados além da oxidação da superfície mecanismos de desgaste mais severos para forças maiores (após a transição), como de deformação plástica, abrasão e fratura da camada oxidada, o que contribui para aumento da taxa de remoção de material das superfícies. Por outro lado, para o coeficiente de atrito, ocorreu uma redução com aumento da força normal, mesmo com acréscimo desses mecanismos mais severos, mostrando que para as quantidades de cada mecanismo, o COF é mais sensível a fração de área com óxidos do que a presença dos outros mecanismos e a quantidade de óxidos, em outras palavras, a taxa de desgaste aumenta com a força normal devido a mecanismos mais severos e ruptura da camada de óxidos e o COF reduz porque a camada de óxido reduz o contato metal-metal e quando é removida se forma novamente sem ocasionar variações no COF.

O aumento da força normal resultou na formação de uma camada nanocristalina, não antes reportada em condições de deslizamento. Adicionalmente na camada nanocristalina foi evidenciada a presença de martensita e maclas de deformação. As alterações microestruturais e os mecanismos de deformação não foram alterados pelas variações de composição química e foram influenciados pela força normal.

As ligas com maiores teores de N e Cr apresentaram uma capacidade de deformação superior às demais ligas, evidenciadas pela menor espessura e dureza da camada encruada e pelas menores frações volumétricas de martensita.

## 7. Sugestões para trabalhos futuros

- Realização de ensaios de fadiga de contato de rolamento (RCF), disco contra disco, nas amostras das ligas 1.1, 1.2, 2.5, 2.8, 3.9, 3.11 e 3.12, pois trata-se de um dos principais modos de desgastes de aços Hadfield aplicados em jacarés de aparelhos de mudança de via ferroviária, assim como danos por impacto e desgaste por deslizamento.
- Realizar ensaios de desgaste com menores forças normais, reduzindo até 2 ordens de grandeza, entre 0,5 N e 50 N, de modo a verificar a ocorrência das demais transições de desgaste para comparação com o trabalho de Welsh (1967).
- Realizar melhorias na produção da liga 3.12, de modo a eliminar ou minimizar a presença dos precipitados ricos em cromo e manganês encontrados e fazer novas avaliações da resistência ao impacto.
- Quantificar os tipos de óxidos formados nas superfícies de desgaste e avaliar a influência da quantidade de óxido de manganês em relação à perda de massa e ao coeficiente de atrito.
- Fazer um modelo do balanço de energia, considerando a energia devido ao trabalho contra a energia absorvida na formação dos óxidos, no endurecimento, na geração de calor e que considere a parcela de energia liberada pela recristalização.

## 8. Referências bibliográficas

Abbasi, M., Kheirandish, S., Kharrazi, Y., Hejazi, J. **On the comparison of the abrasive wear behavior of aluminum alloyed and standard Hadfield steels.** *Wear*, v. 268, 2010, p. 202-207.

Akagaki, T., Rigney, D. **Sliding friction and wear of metals in vacuum.** *Wear*, v. 149, 1991, p. 353-374.

Albertin, E. **Avaliação da microestrutura de aços de alto Mn contendo Nitrogênio.** Relatório Técnico 146 952-205, Instituto de Pesquisas do Estado de São Paulo – IPT, 2016.

Allain, S., Chateau, J.-P., Bouaziz, O., Migot, S., Guelton, M. **Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe–Mn–C alloys.** *Materials Science & Engineering A*, 2004, v.387, p. 158-162.

Almeida, L.P.F. **Estudo do Desgaste Por Deslizamento de Pares Metálicos empregados no Contato Roda-trilho.** Dissertação (Mestrado). Universidade Federal do Espírito Santo, Departamento de Engenharia Mecânica, 2017, 132 p.

Alyaz, S. **Effects of heat treatment and chemical composition on microstructure and mechanical properties of Hadfield steels.** Master thesis. Turkey, Middle East Technical University, Graduate school of natural and applied sciences, 2003, 72 p.

Anderoglu, B.S.O. **Residual stress measurement using X-ray diffraction.** Dissertação (mestrado), Texas A&M University, 2004, 76 p.

Archard, J.F. **Contact and rubbing of flat surfaces.** *Journal of Applied Physics*, 1953, v.24, 981-988.

ASTM A128. **Standard Specification for Steel Castings, Austenitic Manganese**, ASTM International, 2012.

ASTM-E23. **Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials**, 2016.

ASTM G65, **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**, ASTM International, 2010.

Avery H. S. **Work Hardening in Relation to Abrasion Resistance**. Materials for the mining industry: Symposium: Vail, Colorado, 1974, p. 43 - 78.

Bahattacharyya, S. **A friction and wear study of Hadfield manganese steel**. *Wear*, 1966, v. 9, p. 451-461.

Barrau, O., Boher, C., Vergne, C., Rezai-Aria, F., Gras, R. **Investigations of friction and wear mechanisms of hot forging tool steels**. 6th International tooling conference, 81–94 2002.

Bayraktar, E., Khalid, F. A., Levaillant, C. **Deformation and fracture behavior of high manganese austenitic steel**. *Journal of materials processing technology*, v. 147, 2004, p. 145-154.

Berns, H. **Manufacture and application of high nitrogen steels**. *ISIJ Int.*, v. 36, n. 7, p. 909-914, 1996.

Bhero, S. W., Nyembe, B., Lentsoana, K. **Common Failures of Hadfield Steel in Application**. International Conference on Mining, Mineral Processing and Metallurgical Engineering (ICMMME'2014), 2014, Johannesburg - South Africa.

Blau, P.J. **Friction, lubrication and wear technology**. CRC, 1995.

- Bleck, W., Phiu-on, K., Heering, C., Hirt, G. **Hot Workability of as-Cast High Manganese-High Carbon Steels**. *Materials Technology*, v.78, 2007, p. 536-545.
- Bracke, L., Kestens, L., Penning, J. **Transformation mechanism of -  $\alpha'$  martensite in an austenitic Fe-Mn-C-N alloy**. *Scripta Materialia*, v. 57, 2007, p. 385-388.
- Bushan, Bharat. **Modern tribology handbook**. CRC press, 2000.
- Byrnes, M.L.G., Grujicic, M., Owen, W.S. **Nitrogen strengthening of a stable austenitic stainless steel**. *Acta Metallurgica*, v. 35, 1987, p. 1853-1862.
- Canadinc, D., Karaman, I., Sehitoglu, H., Chumlyakov, Y. I., Maire, H. J. **The role of nitrogen on the deformation response of Hadfield steel singles cristals**. *Metallurgical and materials transactions*, v. 34, 2003, p. 1821 – 1831.
- Canadinc, D., Sehitoglu, H., Maier, H.J., Niklasch, D., Chumlyakov, Y.I. **Orientation evolution in Hadfield steel single crystals under combined slip and twinning**. *Int. J. Solids Struct.* 2007, v.44, p. 34–50,
- Chen, C., Zhang, F.C., Wang, F., Liu, H., Yu, B.D. **Effect of N+Cr alloying on the mirostructures and tensile properties of Hadfield Steel**. *Materials Science & Engineering A* , 2017, v.679, p. 95-103.
- Chen, C., Lv, B., Ma, Hua., Sun, D., Zhang, F. **Wear behavior and the corresponding work hardening characteristics of Hadfield steel**. *Tribology International*, v. 121, 2018, p. 389-399.
- Chen, C., Lv, B., Fenga, X., Zhanga, F., Beladi H. **Strain hardening and nanocrystallization behaviors in Hadfield steel subjected to surface severe plastic deformation**. *Materials Science & Engineering A*, v. 729, 2018b, p. 178–184.

- Childs, T.H.C. **The sliding wear mechanisms of metals, mainly steels.** Tribology international, 1980, p. 285-293.
- Chojceki, A., Telejko, I. **Cracks in high-manganese cast steel.** Archives of Foundry engineering, v. 9, 2009, p. 17-22.
- Colomban, P., Cherifi, S., Despert G. **Raman identification of corrosion products on automotive galvanized steel sheets.** Journal of Raman Spectroscopy. 2008; v. 39, p. 881-6.
- Cullity, B.D. **Elements of X-Ray diffraction.** 2. Ed. Addison-Wesley, 1978.
- Diesburg, D. E.; Borik, F. **Optimizing abrasion resistance and toughness in steels and irons for the mining industry.** Materials for the mining industry: Symposium: Vail, Colorado, 1974, p. 15 - 34.
- Efstathiou, C., Sehitoglu, H. **Strain hardening and heterogeneous deformation during twinning in Hadfield steel.** Acta Mater, 2010, v.58, p. 1479–1488.
- Eyre, T.S., Maynard, D. **Surface aspects of unlubricated metal-metal wear.** Wear, v. 18, 1971, p. 301-310
- Farrell, R.M., Eyre, T.S. **The relationship between load and sliding distance in the initiation of mild wear in steels.** Wear, v15, 1970, p. 359-372.
- Gardiner, D., Graves, P., Bowley H. **Practical Raman spectroscopy.** Springer-Verlag; 1989.
- Gavriljuk, V. **Nitrogen in iron and steel.** ISIJ International., v. 36, n. 7, p.738-745, 1996

Gousseland, P. **Mines, Metals and Materials**. Materials for the mining industry: Symposium: Vail, Colorado, 1974, p. 7 - 10.

Guo, S. L., Sun, D. Y., Zhang, F. C., Feng, X. Y., Qian, L. H. **Damage of a Hadfield steel crossing due to wheel rolling impact passages**. *Wear*, v. 305, 2013, p. 267-273

Gurof, U., Kurnaz, C.S. **Effect of carbon and manganese content on the microstructure and mechanical properties of high manganese austenitic steel**. *Journal of mining and metallurgy, section B: Metallurgy*, v.56, 2020, p. 171-182.

Haakonsen, F. **Optimizing of Stromhard austenitic manganese steel**. Doctoral theses, Norwegian University of Science and Technology, 2009, 133 p.

Harzallah, R., Mouftiez, A., Felder, E., Maujean, J. **Rolling contact fatigue of Hadfield steel X120Mn12**. *Wear*, 2010, v. 269, p. 647-654

Harzallah, R. **Etude du comportement mecanique et tribologique des aciers austenitiques au manganese : application aux curs de voies ferroviaires**. Thèse de doctorat, ParisTech, 2010.

He, Z., Jiang, Q., Fu, S., Xie, J. **Improved work-hardening ability and wear resistance of austenitic manganese steel under non-severe impact-loading conditions**. *Wear*, v. 120, 1987, p. 305-319.

Hirst, W., Lancaster, J.K. **Surface film and metallic wear**. *Journal of Applied Physics*, v. 27, 1956, p. 1057-1065.

Hutchings, I.M. **Tribology: Friction and wear of engineering materials**. Edward Arnold, 1992.

Iglesias C. , Solórzano, G. , Schulz, B. **Effect of low nitrogen content on work hardening and microstructural evolution in Hadfield Steel**. *Materials characterization*, v. 60, 2009, p. 971-979.

- Jost, N.; Schmidt, I. **Friction-Induced martensitic transformation in austenitic manganese steels.** *Wear*, v. 111, 1986, p. 377 – 389.
- Qu, J., Blau, P.J., Jolly, C. **Tribological properties of stainless steels treated by colossal carbon supersaturation.** *Wear*, v. 263, 2007, p. 173-726.
- Kang, J., Zhang, F. C. **Deformation, fracture, and wear behaviors of C + N enhancing alloying austenitic steels.** *Materials Science & Engineering A*, v. 558, 2012, p. 623 – 631.
- Karaman, I., Sehitoglu, H., Chumlyakov, Y.I., Maier H.J., Kireev, I.V. **Extrinsic stacking faults and twinning in Hadfield manganese steel single crystals.** *Scripta mater.* 2001, v.44, p.337–343.
- Kato, T., Fukui, S., Fujikura, M., Ishida, K. **Structural Stability and Mechanical Properties of Fe-Mn-Cr Alloys.** *Transactions ISIJ*, Vol. 16, 1976, p. 673-679
- Kato, H. **Effects of supply of fine oxide particles onto rubbing steel surfaces on severe–mild wear transition and oxide film formation.** *Tribology international*, v. 41, 2008, p. 735-742.
- Kennedy, F. E. **Thermal and thermomechanical effects in dry sliding.** *Wear*, v. 100, 1984, p. 453-4676.
- Kennedy, F.E., Lu, Y., Baker, I. **Contact temperature and their influence on wear during pin-on-disk tribotesting.** *Tribology International*, v. 82, 2015, p. 534-542.
- Kumar, D. **Design of high manganese steels: calculation of SFE and Ms temperature.** *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015.*

Kuyucak, S., Zavadil, R. **On the Heat-Treatment of Hadfield's Austenitic Manganese Steel**. Part IV: Microstructure vs. Impact Toughness Relationship, Paper No. 02-116, AFS Trans., 2002

Lancaster, J.K. **The formation of surface films at the transition between mild and severe metallic wear**. Proceedings of the Royal Society of London, v. 273, 1963, p. 463-467.

Lara, L.C, Costa, H., De Mello, J.D.B. **Influence of layer thickness on sliding wear**. Industrial Lubrication and Tribology, v. 67, 2015, p. 460-467.

Larsen, A., Dreele, R. **GSAS, General Structure Analysis System**. LANSCE, MS-H805, Los Alamos National Laboratory, Los Alamos, NM, 1994.

Lee, Y.K., Choi, C. **Driving force for  $\gamma \rightarrow \epsilon$  martensitic transformation and stacking fault energy of  $\gamma$  in Fe-Mn binary system**. *Metall Mater Trans A* **31**, 355–360, 2000.

Li, H., Jiang, Z., Shen, M., You, X. **High nitrogen Austenitic Stainless Steels Manufactured by Nitrogen Gas Alloying and Adding Nitrided Ferroalloys**. Journal of iron and steel research, v. 14, 2007, p. 63-68.

Lindroos, M., Apostol, M., Heino, V., Valtonen, K., Laukkanen, A., Holmberg, K., Kuokkala, V. **The Deformation, Strain Hardening, and Wear Behavior<sup>[1]</sup> of Chromium-Alloyed Hadfield Steel in Abrasive and Impact Conditions**. Tribol Lett, 2015, v. 57, p. 57-24.

Lv, B., Zhang, M., Zhang, F. C., Zheng, C. L., Feng, X. Y., Qian, L. H., Qin, X. B. **Micro-mechanism of rolling contact fatigue in Hadfield steel crossing**. International journal of fatigue, v. 44, 2012, p. 273-278.

Machado, P.C., Pereira, J.I., Sinatora, A. **Abrasion wear of austenitic manganese steels via jaw crusher test.** *Wear*, v. Online, 2021.

Magdaluyo, E. R., AUSA, M. S., Tinio, R. J. **Gouging abrasion resistance of austenitic manganese steel varying titanium.** *World congress on engineering*, London, vol. II, 2015.

Mahlami, C. S., Pan, X. **An Overview on high manganese steel casting.** *Advanced sustainable foundry*, South Africa, 2014.

Maratray, F. **High Carbon Manganese Austenitic Steels.** *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, 2013, p. 590-597.

Mishra, Aadarsh. **Reduction of sliding wear of alloys by using oxides.** *International journal of Mechanical Engineering and Robotics Research*, v.3, 2014, p. 598-602.

Moghaddam, E. G., Varahram, N., Davami, P. **On the comparison of microstructural characteristics and mechanical properties of high-vanadium austenitic manganese steels with the Hadfield steel.** *Materials science and engineering*, v. 532, 2012, p. 260-266.

Nasajpour A., Kokabi, A., Davami, P., Nikzad, Siamak. **Effect of molybdenum on mechanical and abrasive wear properties of coating of as weld hadfield steel with flux-cored gas tungsten arc welding.** *Journal of alloys and compounds*, v. 659, 2016, p. 262-269.

Nohara, K., Ono, Y., Ohashi, N. **Composition and grain size dependencies of strain-induced martensitic transformation in metastable austenitic stainless steels.** ISIJ International, v.17, 1977, p. 306-312.

Petrov, Y. N., Gavriljuk, V. G., Berns, H., Schmalt, F. **Surface structure of stainless and Hadfield steel after impact wear.** Wear, 2006, v.260, p. 687–691.

Pintáude, G. **Estudo do regime transiente em desgaste abrasivo – ensaios em britador de mandíbulas.** Dissertação (mestrado). Universidade de São Paulo. Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Mecânica, 1998, 142 p.

Rietveld, H.M. **A profile refinement method for nuclear and magnetic structures,** J. Appl. Crystallogr. 2 (2) (1969) 65–71.

Sales, L. S. **Envelhecimento na Martensita Induzida por Deformação em Aços Tipo AISI 304.** Dissertação (mestrado), Universidade Federal de Minas Gerais, 2006, 89 p.

Santos, T.F.A., Andrade, M.S. **Avaliação dilatométrica da reversão das martensitas induzidas por deformação em um aço inoxidável austenítico do tipo ABNT 304.** Matéria (Rio J.) vol.13 no.4, 2008.

Santos, N. L., Todorov, D., Cavalcanti, A.H., Fuoco, R. **Effect of Carbide Re-precipitation on the Toughness of Hadfield Austenitic Manganese Steel.** American Foundry Society, 2010, pp. 1–16.

Sharanabasappa, M., Kabadi, V.R. **The effect of normal load, sliding speed and combination of different phases on dry sliding wear behavior of hypereutectoid steel.** National Conference on Challenges in Research & Technology in the Coming Decades, 2013.

Shewmon, P. G. **Transformations in metals**. 1.ed. New York: McGraw-Hill, 1969, 394p.

Silva, G. N. **Efeito da substituição do molibdênio pelo nióbio e nióbio-boro em aços Hadfield no desempenho ao desgaste abrasivo**. Dissertação (mestrado). Universidade Federal de Ouro Preto. Escola de Minas, 2004, 122 p.

Singh, J.B., Cai, W., Bellon, P. **Dry sliding of Cu-15 wt%Ni-8 wt%Sn bronze: Wear behaviours and microstructures**. *Wear*, v. 263, 2007, p. 830-841.

Sozinov, A., Balanyuk, A., Gavriljuk, V. **Atomic Interaction and Distribution of Nitrogen and Carbon Atoms in Binary Fe-N, and Fe-C alloys**, HNS 98 – High Nitrogen Steels, Materials Science Forum, Vol. 318-320, 1999, pp.13-18.

Stott, H.H., Wood, G.C. **The Influence of oxides on the friction and wear of alloys**. *Tribology International*, v. 11, 1978, p. 211-218.

Subramanyam, D. K. **Specialty Steels and Heat-Resistant Alloys Austenitic Manganese Steels**. ASM Handbook. ASM International, v.1, pp. 1274-1302, 2005.

Sundh, J., Olofsson, U., Sundvall, K. **Seizure and wear rate testing of wheel-rail contacts under lubricated conditions using pin-on-disc methodology**. *Wear*, v. 265, 2008, p. 1425-1430.

Tian, X., Zhang, Y. S. **Effect of Cr and Al content on the stacking fault energy in Fe-Mn alloys**. *Acta Metallurgica Sinica(english letters)*. V. 16, No 3, p. 211—216 2009.

Tianfu, J., Fucheng, Z. **The work-hardening behavior of medium manganese steel under impact abrasive wear condition**. *Materials letters*, v. 31, 1997, p. 275-279.

Tikotkar, R. G. **Effect of Frictional Force and Wear Rate on Hadfield Steel.** International Journal of Engineering Research Technology, V. 1, 2012.

Tressia, G., Penagos, J.J., Sinatora, A. **Effect of abrasive particle size on slurry abrasion resistance of austenitic and martensitic steels.** Wear, v. 376-377, 2017, p. 63-69.

Turibus, N. S. **Análise por difração de raios X do estado das tensões residuais em chapas de aço inoxidável duplex após soldagem.** Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio de Janeiro, 2014, 190 p.

Tuzik, R. E. **Extending rail life in North America.** Internacional Railway Journal and Rapid Transit Review. New York, 1995, p. 55-58.

Viáfara, C. C., Sinatora, A. **Influence of hardness of the harder body on wear regime transition in a sliding pair of steels.** Wear, v. 267, 2009, p. 425–432.

Viáfara, C. C. **Transição no regime de desgaste por deslizamento dos aços: uma abordagem termodinâmica.** Tese (doutorado). Universidade de São Paulo. Escola Politécnica, Departamento de Engenharia Mecânica, 2010, 250 p.

Venables, J. A. **Deformation twinning in face-centered cubic metals,** Philos. Mag. 1961, v. 6, p. 379–396.

Welsh, N.C. **The dry wear of steels: I and II.** Philosophical Transactions of the Royal Society of London, v. 257, 1965, p. 31-72;

Wen, Y.H, Peng, H. B., Si, H. T., Xiong, R. L., Raabe, D. **A novel high manganese autenitic steel with higher work hardening capacity and much lower impact deformation that Hadfield manganese steel.** Materials and Design, v. 55, 2014, p. 798 – 804.

Yin, C., Liang, Y.L., Liang, Y., Li, W., Yang, M. **Formation of a self-lubricating layer by oxidation and solid-state amorphization of nano-lamellar microstructures during dry sliding wear tests.** *Acta Materialia*, v. 166, 2019, p. 208-220.

Ye, D.Y., Matsuoka, S., Nagashima, N., Suzuki, N. **The low-cycle fatigue, deformation and final fracture behaviour of an austenitic stainless steel,** *Materials Science & Engineering A*, 2006, v.415 p. 104–117.

Zambrano, O. A., Aguilar, Y., Valdés, J., Rodríguez, S. A., Coronado, J. J. **Effect of normal load on abrasive wear resistance and wear micromechanisms in FeMnAlC alloy and other austenitic steels.** *Wear*, v. 348-349, 2016, p. 61-68.

Zambrano, O.A., Coronado, J.J., Rodríguez, S.A. **Mechanical properties and phases determination of low carbon steel oxide scales formed at 1200 C in air.** *Surf. Coat. Technol.* 282, 2015, p.155–162.

Zambrano, O. **Stacking Fault Energy Maps of Fe-Mn-Al-C Steels: Effect of Temperature, Grain Size and Variations in Compositions.** *Journal of Engineering Materials and Technology*, v. 138, 2016.

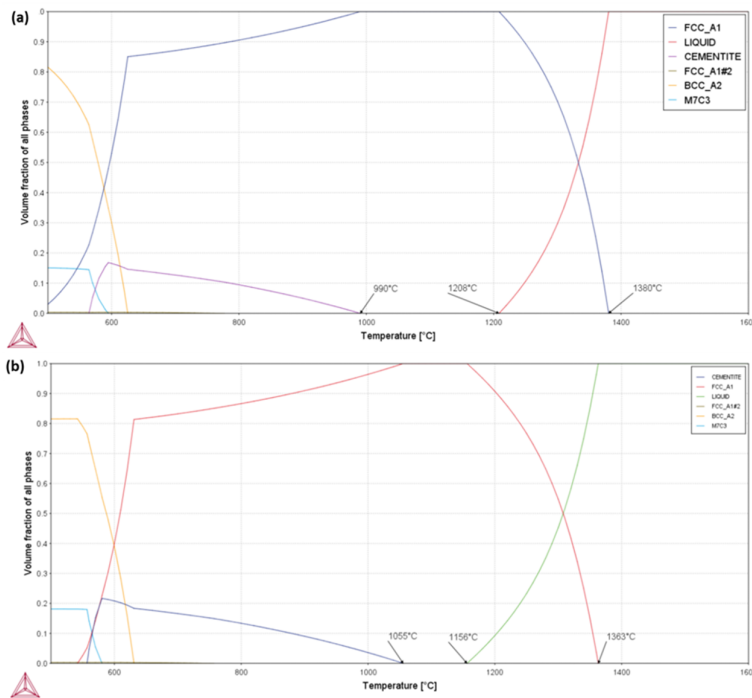
Zambrano, O.A., Tressia, G., Souza, R.M. **Failure analysis of a crossing rail made of Hadfield steel after severe plastic deformation induced by wheel-rail interaction.** *Engineering Failure Analysis*, v. 115, p. 104621, 2020.

Zheng, Y., Vassiljev, N., Konstantinidis, A., Griffiths, J., Speller, R. **Limit of Detection in X-ray Diffraction Measurements of Tissue Equivalent Samples,** *J. Phys. Conf. Ser.* 637, 2015.

Zum Gahr, K.H. **Microstructure and Wear of Materials.** *Tribology Series* 10, Elsevier, Amsterdam, 1987.

## Anexo A - Resultados das simulações para obtenção de diagrama de fração volumétrica de fases utilizando ThermoCalc

Figura 148. Diagrama de fração volumétrica de fases em função da temperatura utilizando ThermoCalc para: (a) liga 1.1 e (b) liga 1.4.



Fonte: Albertin (2016)

## Anexo B - Resultados dos ensaios de desgaste preliminares – influência do tempo no regime permanente

A seguir são apresentados os resultados de perda de massa (Figura 149) e coeficiente de atrito (Figura 150) em função do tempo realizados com as forças normais de 50 N e de 500 N, para a liga 2.5. Os ensaios foram realizados com 10 minutos, 60 minutos e 240 minutos, com o intuito de verificar se os testes de 60 minutos estavam operando em regime permanente de desgaste. Avaliando os resultados de perda de massa em função do tempo da Figura 149, nota-se que a perda de massa aumenta linearmente com o tempo para ambas forças normais (50 N e 500 N). Quanto ao coeficiente de atrito em função do tempo, apresentado na Figura

150, não foi observada variação ao longo do ensaio com 240 minutos para nenhuma das duas forças normais ensaiadas. Tendo em vista essas constatações, do comportamento linear de perda de massa ao longo do tempo e da estabilidade do coeficiente de atrito com o tempo, pode-se afirmar que os ensaios com duração de 60 minutos estão operando em regime permanente de desgaste e atrito.

Figura 149. Perda de massa em função do tempo para ensaios com a liga 2.5 com força normal de: (a) 50 N e (b) 500 N.

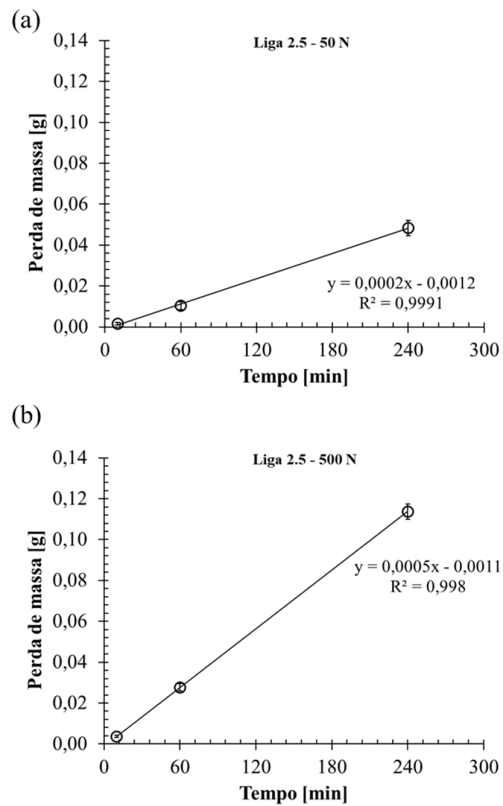
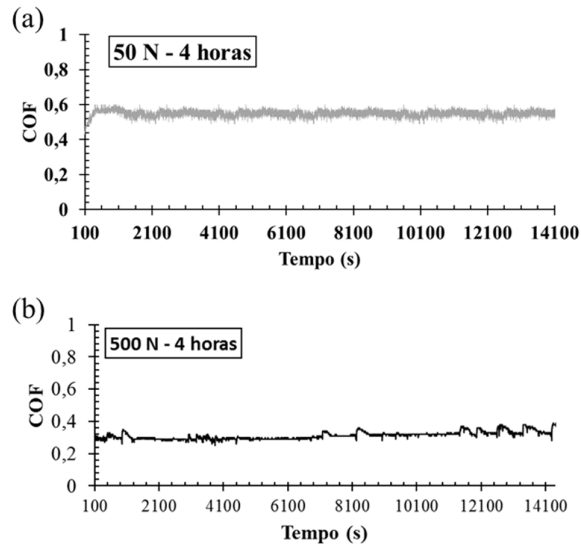


Figura 150. Coeficiente de atrito em função do tempo para ensaios com a liga 2.5 com força normal de: (a) 50 N e (b) 500 N.

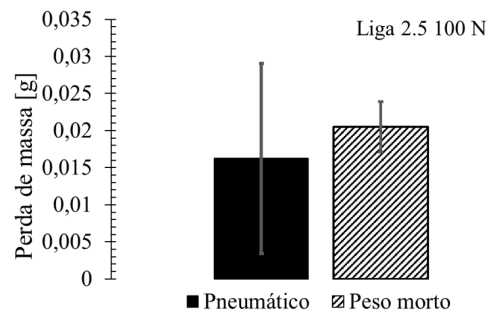


### Anexo C - Resultados dos ensaios de desgaste preliminares – influência da aplicação de força pelo sistema pneumático e por peso morto

Para verificação de qual sistema de aplicação de força normal mais adequado para ensaios com forças menores e iguais a 100 N, foram realizados 11 ensaios com o sistema de aplicação de força pneumático e 11 ensaios com sistema de peso morto. Na Figura 151 são apresentados os resultados de perda de massa média. Os resultados mostram uma grande dispersão de perda de massa quando utilizado o sistema pneumático, com os valores variando em 1 ordem de grandeza, com perda de massa média de  $0,016 \pm 0,012$  g. Por outro lado, quando utilizado o sistema de aplicação de força por peso morto, a variação da perda de massa foi menor, com valor médio de perda de massa de  $0,020 \pm 0,003$  g. O coeficiente de variação, que é a razão entre o desvio padrão e a perda de massa, para os resultados de perda de massa utilizando o sistema pneumático foi de 79% e para os resultados utilizando o

sistema de peso morto foi de 16%. Com base nos resultados, foi adotado o sistema de peso morto para aplicação de forças normais iguais e inferiores a 100 N, por garantir uma melhor repetibilidade dos resultados, apresentando menores desvios de perda de massa.

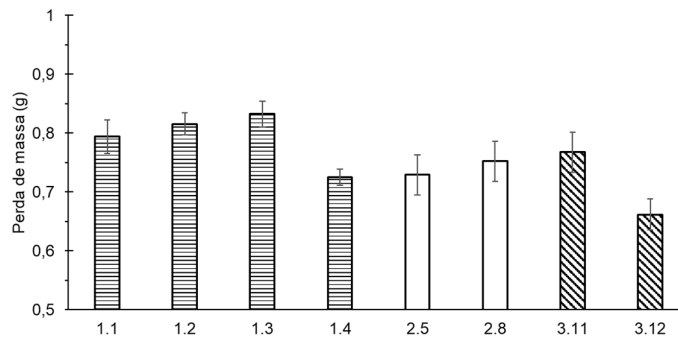
Figura 151. Perda de massa média em função do sistema de aplicação de força normal para a liga 2.5 com força normal de 100 N.



#### Anexo D – Resultados de perda de massa para ensaios de abrasão

Ensaio de abrasão na configuração roda de borracha foram realizados para as quatro ligas do grupo G1, para as ligas 2.5 e 2.8 e para as ligas 3.11 e 3.12. Os ensaios foram realizados seguindo os parâmetros estipulados pela normal ASTM G65, sendo aplicada uma força normal de 130 N, tempo de ensaio de 10 minutos e rotação da roda de 200 rpm. Foi utilizado como abrasivo areia normal IPT N50 (0,3 a 0,6 mm). Os corpos de prova foram retificados para garantir o paralelismo das superfícies e mesma rugosidade inicial. As amostras foram limpas em ultrassom com imersão em álcool por 10 minutos, secadas com ar comprimido e pesadas antes e depois do ensaio. A perda de massa foi obtida mediante a diferença do peso antes e após o ensaio. Para cada liga foram realizados 3 ensaios.

Figura 152. Perda de massa média para as ligas testadas em ensaios de abrasão na configuração roda de borracha.



### Anexo E - Resultados dos ensaios de desgaste: Perda de massa

A seguir, na Tabela 7, Tabela 8 e Tabela 9, são apresentados os resultados de perda de massa média e seus respectivos desvio padrão para as ligas do grupo 1, 2 e 3 respectivamente.

Tabela 7. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G1 para todas forças normais

Força normal (N)	Liga							
	1.1		1.2		1.3		1.4	
	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)
50	0,0063	0,0028	0,0091	0,0038	0,0136	0,0018	0,0052	0,0010
100	0,0214	0,0027	0,0209	0,0013	0,0177	0,0004	0,0142	0,0031
200	0,0310	0,0030	0,0293	0,0035	0,0278	0,0022	0,0229	0,0040
300	0,0192	0,0040	0,0245	0,0026	0,0202	0,0030	0,0232	0,0027
400	0,0250	0,0089	0,0239	0,0032	0,0209	0,0020	0,0240	0,0023
500	0,0432	0,0043	0,0273	0,0032	0,0271	0,0021	0,0382	0,0043

Tabela 8. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G2 para todas forças normais

Força normal (N)	Liga							
	2.5		2.6		2.7		2.8	
	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)
50	0,0103	0,0031	0,0094	0,0018	0,0066	0,0033	0,0089	0,0020
100	0,0275	0,0034	0,0379	0,0073	0,0337	0,0057	0,0300	0,0015
200	0,0165	0,0027	0,0230	0,0057	0,0210	0,0017	0,0119	0,0017
300	0,0140	0,0032	0,0249	0,0032	0,0230	0,0026	0,0154	0,0026
400	0,0188	0,0022	0,0356	0,0035	0,0339	0,0054	0,0204	0,0032
500	0,0277	0,0019	0,0415	0,0060	0,0408	0,0026	0,0264	0,0042

Tabela 9. Perda de massa média e desvio padrão das ligas do grupo G3 para todas forças normais.

Força normal (N)	Liga							
	3.9		3.10		3.11		3.12	
	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)	Perda de massa média (g)	Desvio padrão (g)
50	0,0100	0,0030	0,0182	0,0041	0,0061	0,0018	0,0107	0,0045
100	0,0387	0,0029	0,0396	0,0018	0,0364	0,0037	0,0320	0,0035
200	0,0379	0,0034	0,0357	0,0013	0,0260	0,0032	0,0153	0,0024
300	0,0332	0,0030	0,0301	0,0021	0,0196	0,0059	0,0125	0,0039
400	0,0307	0,0016	0,0255	0,0029	0,0160	0,0032	0,0126	0,0048
500	0,0317	0,0001	0,0302	0,0011	0,0130	0,0025	0,0114	0,0028

#### Anexo F - Resultados de resistência ao impacto de aços Hadfield aplicados em peças industriais

No decorrer deste trabalho foram avaliadas algumas peças fabricadas com aços Hadfield para aplicação em britadores e jacarés. Na Figura 153 são mostrados alguns dentes e segmentos de britador de rolos e na Figura 154 partes do jacaré analisados, sendo todos componentes fabricados com aço Hadfield com composição química conforme estipulado para a classe B-2 da norma ASTM A128 (2012). Na Tabela 10 e na Tabela 11 são apresentados os resultados de resistência ao impacto Charpy e de dureza, seguindo os mesmos procedimentos aplicados no presente trabalho, para os revestimentos de britadores e para os jacarés analisados, respectivamente.

Figura 153. Revestimento (dente e segmento) de britador de rolos.



Tabela 10. Resistência ao impacto e dureza dos revestimentos de britador analisados.

<b>Amostra</b>	<b>Energia Absorvida (J)</b>	<b>Dureza (HV)</b>
<b>Dente Novo</b>	143	205
<b>Segmento Novo</b>	110	202
<b>Segmento Novo</b>	113	197
<b>Dente Novo</b>	111	214
<b>Dente Usado</b>	61	231
<b>Dente Usado</b>	64	230
<b>Segmento Novo</b>	154	235

Figura 154. Jacaré de aparelho de mudança de via ferroviário usado fabricado com aço Hadfield.

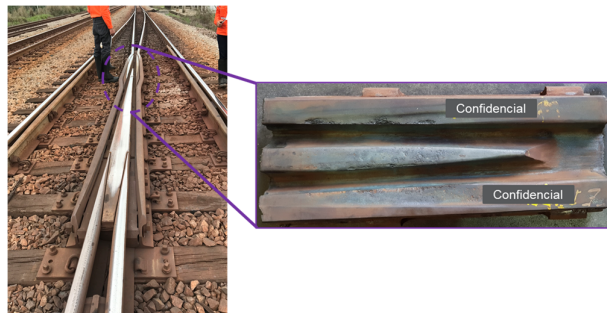


Tabela 11. Resistência ao impacto e dureza dos jacarés analisados.

<b>Amostra</b>	<b>Energia Absorvida (J)</b>	<b>Dureza (HV)</b>
<b>Jacaré (ponta)</b>	90	215
<b>Jacaré (cauda)</b>	108	222
<b>Jacaré (asa)</b>	104	231