

MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE DOIS AÇOS ESTRUTURAIIS

por

Daniela Fátima Giarollo

Dissertação para obtenção do Título de
Mestre em Engenharia

Porto Alegre, Fevereiro de 2018

INFLUÊNCIA DO METAL DE ADIÇÃO NA RESISTÊNCIA AO DESGASTE
ABRASIVO DE DOIS AÇOS ESTRUTURAIS

por

Daniela Fátima Giarollo
Engenheira Mecânica

Dissertação submetida ao Corpo Docente do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, PROMEC, da Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do Título de

Mestre em Engenharia

Área de Concentração: Processos de Fabricação

Orientador: Prof^a. Dra. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro

Aprovada por:

Prof^a. Dra. Gelsa Edith Navarro Hidalgo LAPROM / UFRGS

Prof. Dr. José Antônio Esmerio Mazzaferro PROMEC / UFRGS

Prof. Dr. Patric Daniel Neis PROMEC / UFRGS

Prof. Dr. Jakson Manfredini Vassoler
Coordenador do PROMEC

Porto Alegre, 26 de Fevereiro de 2018

AGRADECIMENTOS

Inicialmente agradeço a Deus, por ter permitido minha caminhada, dando-me a força e a perseverança necessária para prosseguir e enfrentar os desafios.

À professora Cíntia C. P. Mazzaferro pela valiosa orientação, que tornou possível a conclusão deste trabalho, pela disposição, paciência, incentivo e conhecimentos compartilhados, além da grande amizade.

Ao meu noivo Adelano Esposito, obrigado por fazer parte da minha vida durante os mais difíceis dias que enfrentei esse desafio e obrigado por sempre acreditar em mim e me incentivar.

Aos meus pais José e Marinês e ao meu irmão Diéser, pelo incentivo, pelos exemplos de dignidade, de caráter e pelo amor incondicional dedicado.

Aos amigos, colegas e a equipe do Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas pela parceria, momentos de descontração, ajuda e aprendizado durante o trabalho.

À Universidade Federal do Rio Grande do Sul e ao Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica, pela oportunidade de capacitação;

À Coordenação de Pessoal de Nível Superior (CAPES), pelo apoio financeiro dado a pesquisa;

À empresa ArcelorMittal[®], pelo fornecimento das chapas de aço utilizadas no desenvolvimento deste trabalho.

Enfim, a todas as pessoas que contribuíram direta ou indiretamente no desenvolvimento deste trabalho.

RESUMO

O presente trabalho teve por objetivo realizar ensaios de desgaste abrasivo em juntas soldadas pelo processo MAG, em dois aços estruturais de alta resistência e baixa liga utilizados no transporte ferroviário de minério, os quais apresentavam diferentes propriedades mecânicas. No aço de menor resistência (Aço A) foram utilizados os metais de adição AWS ER70S-G (Aço A-70) e AWS ER80S-G (Aço A-80), enquanto no aço de maior resistência (Aço B) os metais de adição AWS ER80S-G (Aço B-80) e AWS ER110S-G (Aço B-110). Os conjuntos soldados foram caracterizados quanto às suas microestruturas, dureza e resistência ao desgaste abrasivo em ensaios de desgaste roda de borracha e ensaios de desgaste por deslizamento a seco e com adição de um meio corrosivo (NaCl 0,05M, “água artificial”). Os resultados obtidos a partir dos ensaios de desgaste roda de borracha mostraram que para o Aço A a junta soldada do Aço A-70 apresentou melhor resistência ao desgaste, enquanto para o Aço B a maior resistência ao desgaste foi obtida na junta soldada Aço B-110. Dos resultados dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco, as zonas afetadas pelo calor de grãos grosseiros (ZAC-GG) foram as regiões que apresentaram a maior resistência ao desgaste. Das condições soldadas no Aço A, o metal base (MB) apresentou a menor resistência ao desgaste, entre os metais de solda (MS), o MS do Aço A-80 apresentou a maior resistência ao desgaste. No Aço B, o MS do Aço B-80 apresentou a menor resistência ao desgaste, e o MS do Aço B-110 apresentou a resistência ao desgaste similar ao MB. Foi observado um maior desgaste para as amostras que foram submetidas ao ensaio de desgaste por deslizamento com solução, comparativamente às amostras submetidas aos ensaios a seco, o que, de acordo com a literatura, está associado ao efeito sinérgico entre corrosão e desgaste.

Palavras-chave: Aços estruturais; Soldagem MAG; Desgaste abrasivo; Dureza; Microestrutura.

ABSTRACT

The present work had the objective perform abrasive wear tests on GMA welded joints in two high strength low alloy structural steels used in rail transport of ore, which presented different mechanical properties. The AWS ER70S-G and AWS ER80S-G wires were used in the lower strength steel (Steel A), whereas the AWS ER80S-G and AWS ER110S-G wires were used in the higher strength steel (Steel B). The welded joints were characterized in terms of their microstructures, hardness and abrasive wear resistance in dry sand/rubber wheel tests and sliding wear tests dry and with a corrosive medium (0.05M NaCl, "artificial water"). The results obtained from the dry sand/rubber wheel tests showed that for Steel A the welded joint with the wire AWS ER70S-G showed better wear resistance, while for Steel B the highest wear resistance was obtained with the AWS ER110S-G wire. From the results of dry sliding wear tests, the coarse grained heat affected zone were the regions that presented the highest wear resistance. In Steel A, the base metal (BM) showed the least resistance, and between the weld metals (WM), the WM Steel A-80 showed the highest wear resistance. In Steel B, WM Steels B-80 showed the least wear resistance, while the WM Steels B-110 showed the wear resistance similar to BM. It was observed a higher wear for the samples that were submitted to the sliding wear test with solution, compared to the samples submitted to the dry wear test, which, according to the literature, is associated with the synergic effect between corrosion and wear.

Keywords: Structural steels; GMAW; Abrasive wear; Hardness; Microstructures.

ÍNDICE

1	INTRODUÇÃO	1
1.1	Revisão Bibliográfica	2
1.2	Objetivos	3
1.3	Organização do Trabalho	4
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	5
2.1	Aços Estruturais	5
2.2	Processo de Soldagem MIG/MAG	6
2.2.1	Energia de Soldagem	8
2.2.2	Carbono Equivalente	8
2.2.3	Diluição	9
2.3	Microestrutura de Juntas Soldadas em Aços Carbono	10
2.4	Tribologia - Atrito e Desgaste	14
2.4.1	Desgaste Adesivo	16
2.4.2	Desgaste por Corrosão	17
2.4.3	Desgaste Abrasivo	17
2.4.4	Variáveis que Afetam o Desgaste Abrasivo	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	27
3.1	Material	27
3.2	Processo de Soldagem	29
3.3	Ensaio de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha	33
3.3.1	Caracterização da Superfície Desgastada dos Ensaios de Desgaste Roda de Borracha	36
3.4	Ensaio de Desgaste por Deslizamento	37
3.4.1	Caracterização da Superfície Desgastada dos Ensaios de Desgaste por Deslizamento	42

4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	43
4.1	Avaliação das Juntas Soldadas	43
4.1.1	Macrografia	43
4.1.2	Análise Microestrutural	44
4.1.3	Microdureza	47
4.2	Ensaio de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha	50
4.3	Ensaio de Desgaste por Deslizamento a Seco	54
4.3.1	Aço A	54
4.3.2	Aço B	60
4.3.3	Comparação entre o Aço A e Aço B nos Ensaios a Seco	66
4.4	Ensaio de Desgaste por Deslizamento com Solução	68
4.4.1	Aço A	68
4.4.2	Aço B	73
4.4.3	Comparação entre o Aço A e Aço B nos Ensaios com Solução	78
4.4.4	Comparação entre os Ensaios de Desgaste por Deslizamento a Seco e com Solução	80
4.5	Comparação entre os Resultados dos Ensaios de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha e por Deslizamento a Seco	82
5	CONCLUSÕES	83
5.1	Sugestões para Trabalho Futuros	85
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85
	APÊNDICE A Microestruturas	91
	APÊNDICE B Oscilograma de tensão e corrente de soldagem	94
	APÊNDICE C Perfil de microdurezas	95
	APÊNDICE D Resultados dos Ensaios de Desgaste	97

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Exemplo de aplicações dos aços de alta resistência e baixa liga estruturais.	6
Figura 2.2	Visão geral do processo de soldagem MIG/MAG [adaptado de AWS, 2004].	7
Figura 2.3	Esquema representando a diluição em uma junta soldada.	10
Figura 2.4	Microestrutura do metal de solda, mostrando diferentes microconstituintes. FA = ferrita acicular, FP(G) = ferrita de contornos de grãos, FP(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) e (NA)= ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, FC = agregado ferrita-carboneto [IIW, 1988 apud Modenesi, 2002]. . .	11
Figura 2.5	Representação esquemática com a localização das sub-regiões da ZAC em uma junta soldada.	13
Figura 2.6	Atrito entre duas superfícies [adaptado de Hutchings, 1992].	14
Figura 2.7	Representação esquemática de quatro possíveis tipos de desgaste [adaptado de Kato e Adachi, 2001].	15
Figura 2.8	Representação esquemática dos tipos de desgaste abrasivo [adaptado de Zum Gahr, 1987].	18
Figura 2.9	Esquema ilustrativo dos micromecanismos de desgaste abrasivo [adaptado de Gregolin, 1990].	19
Figura 2.10	Ilustração esquemática da penetração de uma partícula abrasiva dura na superfície de um aço durante a abrasão [adaptado de Lindroos et al., 2015].	20
Figura 2.11	Relação entre microcorte e microsulcamento em função da razão entre o ângulo de ataque e o ângulo crítico de ataque [adaptado de Zum Gahr, 1987].	21
Figura 2.12	Modelo de forças atuantes em uma partícula abrasiva, em um ensaio de desgaste a três corpos [adaptado de Nahvi et al., 2009]. . .	22
Figura 2.13	Representação esquemática da relação entre a taxa de desgaste e o tamanho do abrasivo [adaptado de Marin, 2010].	23

Figura 2.14	Mudança na resistência ao desgaste com o tamanho de grão da microestrutura. Referências: ¹ Sundstrom et al., 2001, ² Bhattacharyya et al., 1977, ³ Gunduz et al., 2008, ⁴ Zhou et al., 2008. Nota: As condições de ensaio utilizadas em cada referência foram diferentes.	25
Figura 2.15	Efeito da carga na taxa de desgaste abrasivo a dois e três corpos [adaptado de Misra e Finnie, 1980].	26
Figura 3.1	Fluxograma esquemático da metodologia e etapas realizadas neste estudo.	27
Figura 3.2	Microestruturas via microscopia ótica dos metais base (ataque Nital 10%). F = ferrita, P = perlita. As áreas circuladas são regiões com precipitados.	29
Figura 3.3	Equipamentos utilizados no processo de soldagem e aquisição de dados: (1) Fonte de soldagem; (2) Robô; (3) Sistema para fixação da peça; (4) Gás de Proteção; (5) Arame/Eletrodo; (6) Sistema de aquisição de tensão e corrente; (7) Sistema de aquisição de temperatura.	30
Figura 3.4	Geometria das juntas soldadas para ambos aços.	30
Figura 3.5	Esquema mostrando a localização dos termopares nas juntas soldadas, bem como a metodologia para ensaios de microdureza Vickers.	32
Figura 3.6	(a) Representação esquemática do equipamento [adaptado de ASTM-G65, 2016] e (b) Equipamento utilizado nos ensaios.	33
Figura 3.7	Corpos de prova para ensaios de desgaste roda de borracha.	34
Figura 3.8	Resultados dos ensaios preliminares.	35
Figura 3.9	Esquema da geometria da amostra na área de análise para a observação da microestrutura próxima ao desgaste.	36
Figura 3.10	Esquema de movimento no ensaio pino-sobre-chapa.	37
Figura 3.11	Equipamento utilizado nos ensaios de desgaste por deslizamento.	37
Figura 3.12	Possíveis situações para diferentes resistência ao desgaste da esfera e da amostra plana [ASTM-G133, 2005].	38

Figura 3.13	Esquema da metodologia utilizada para o cálculo do volume desgastado na esfera.	39
Figura 3.14	Metodologia utilizada para o cálculo do volume desgastado na trilha.	40
Figura 3.15	Coefficiente de atrito em função do tempo para as diferentes cargas. Ensaio realizado empregando o aço A e tempo de 1h.	41
Figura 3.16	Perfis topográficos das trilhas, obtidos por interferometria, para diferentes cargas, ensaios realizados empregando o aço A e tempo de 1h.	42
Figura 4.1	Macrografias dos cordões de solda para as quatro condições de soldagem.	43
Figura 4.2	Microestruturas dos metais de solda para as diferentes condições de soldagem. PF(G) = ferrita de contorno de grão, PF(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) = ferrita com segunda fase alinhada, FA = ferrita acicular. As áreas circuladas são regiões com precipitados.	44
Figura 4.3	Ciclos térmicos das juntas soldadas adquiridos através de termopares.	46
Figura 4.4	Microestruturas representativas das regiões referentes aos ciclos térmicos apresentados na Figura 4.3.	46
Figura 4.5	Microestruturas das ZAC-GG para as diferentes condições de soldagem. PF(G) = ferrita de contorno de grão, PF(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) e (NA) = ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, FC = agregado ferrita-carboneto. As áreas circuladas são regiões com precipitados.	48
Figura 4.6	Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço A-70.	49
Figura 4.7	Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço A-80.	49
Figura 4.8	Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço B-80.	50
Figura 4.9	Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço B-110.	50
Figura 4.10	Resultado dos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha.	51
Figura 4.11	Metalografia transversal a trilha dos ensaios realizados no MB e nas juntas do aço A. Sentido de deslocamento da roda de dentro para fora da imagem.	52

Figura 4.12	Metalografia transversal a trilha dos ensaios realizados no MB e nas juntas do aço B. Sentido de deslocamento da roda de dentro para fora da imagem.	53
Figura 4.13	Imagens de MEV das regiões centrais a trilha de desgaste dos MB.	54
Figura 4.14	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-70 a seco.	55
Figura 4.15	Perfil das seções transversais às trilhas do Aço A-70 a seco.	55
Figura 4.16	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço A-70 a seco. As setas indicam material removido da trilha (<i>debris</i>).	56
Figura 4.17	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-70 a seco.	57
Figura 4.18	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-80 a seco.	58
Figura 4.19	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-80 a seco.	59
Figura 4.20	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço A-80 a seco. As setas indicam material removido da trilha (<i>debris</i>).	59
Figura 4.21	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-80 a seco.	60
Figura 4.22	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-80 a seco.	60
Figura 4.23	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-80 a seco.	61
Figura 4.24	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço B-80 a seco. As setas indicam material removido da trilha (<i>debris</i>).	62
Figura 4.25	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-80 a seco.	63
Figura 4.26	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-110 a seco.	64
Figura 4.27	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-110 a seco.	64

Figura 4.28	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço B-110 a seco. As setas indicam material removido da trilha (<i>debris</i>).	64
Figura 4.29	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-110 a seco.	65
Figura 4.30	Perfil de uma seção transversal à trilha e coeficiente de atrito obtidos a partir de um ensaio realizado no MS do Aço B-110.	66
Figura 4.31	Comparação entre os metais base nos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.	66
Figura 4.32	Comparação entre os metais de solda dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.	67
Figura 4.33	Comparação entre as ZAC-GG dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.	68
Figura 4.34	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-70 com solução.	69
Figura 4.35	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-70 com solução.	69
Figura 4.36	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço A-70.	70
Figura 4.37	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-70 com solução.	71
Figura 4.38	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-80 com solução.	72
Figura 4.39	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-80 com solução.	72
Figura 4.40	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço A-80.	73
Figura 4.41	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-80 com solução.	73
Figura 4.42	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-80 com solução.	74
Figura 4.43	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-80 com solução.	74

Figura 4.44	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço B-80.	75
Figura 4.45	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-80 com solução.	76
Figura 4.46	Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-110 com solução.	77
Figura 4.47	Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-110 com solução.	77
Figura 4.48	Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço B-110.	78
Figura 4.49	Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-110 com solução.	78
Figura 4.50	Comparação entre os metais base nos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.	79
Figura 4.51	Comparação entre os metais de solda dos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.	79
Figura 4.52	Comparação entre as ZAC-GG dos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.	80
Figura 4.53	Perfil das seções transversais as trilhas e coeficiente de atrito obtidos nos ensaios do MB do Aço A.	81
Figura 4.54	Perfil das seções transversais as trilhas e coeficiente de atrito obtidos nos ensaios do MB do Aço B.	81
Figura A.1	Microestruturas dos metais base com diferentes aumentos obtidas por microscopia ótica.	91
Figura A.2	Microestruturas das ZAC-RG, ZAC-IC e ZAC-SC, obtidas por microscopia ótica, das soldas realizadas no aço A.	92
Figura A.3	Microestruturas das ZAC-RG, ZAC-IC e ZAC-SC, obtidas por microscopia ótica, das soldas realizadas no aço B.	93

Figura B.1	Oscilograma tensão e corrente de soldagem, obtido na soldagem do conjunto Aço A-70, representando uma escala de tempo reduzida.	94
Figura C.1	Perfil de microdurezas (distante 3 mm da superfície superior), soldas realizadas no Aço A.	95
Figura C.2	Perfil de microdurezas (distante 2 mm da superfície superior), soldas realizadas no Aço B.	96

LISTA DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química dos materiais base (% em peso).	28
Tabela 3.2	Especificação e composição química (% em peso) dos metais de adição utilizados [ESAB, 2017].	31
Tabela 3.3	Parâmetros de soldagem empregados para as obtenções das juntas.	32
Tabela 3.4	Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha.	35
Tabela 3.5	Parâmetros utilizados nos ensaios de desgaste por deslizamento. . .	40
Tabela D.1	Perda de volume e taxa de desgaste específico médios obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha.	97
Tabela D.2	Perda de volume na trilha e na esfera, taxa de desgaste específico e coeficiente de atrito médio obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste por deslizamento a seco.	98
Tabela D.3	Perda de volume na trilha e na esfera, taxa de desgaste específico e coeficiente de atrito médio obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste por deslizamento com solução.	99

LISTA DE SIGLAS E ABREVIATURAS

ARBL	Aços de alta resistência e baixa liga
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
AWS	<i>American Welding Society</i>
CC+	Corrente Contínua Eletrodo Positivo
CE	Carbono Equivalente
Cof	Coefficiente de Atrito
DBCP	Distância Bico de Contato-Peça
FA	Ferrita acicular
FC	Agregado ferrita carboneto
FS(A)	Ferrita com segunda fase alinhada
FS(NA)	Ferrita com segunda fase não alinhada
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
HV	Microdureza Vickers
IIW	<i>International Institute of Welding</i>
LAFUN	Laboratório de Fundição
LS&TC	Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas
M	Martensita
MAG	<i>Metal Active Gas</i>
MB	Metal Base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
MS	Metal de Solda
MIG	<i>Metal Inert Gas</i>
P	Perlita
PF(I)	Ferrita poligonal intragranular
PF(G)	Ferrita de contorno de grão
PROMEC	Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
TCA	Tamanho Crítico do Abrasivo
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZAC-GG	ZAC-Região de Crescimento de Grãos

ZAC-RG	ZAC-Região de Refino de Grãos
ZAC-IC	ZAC-Região Intercrítica
ZAC-SC	ZAC-Região Subcrítica
ZF	Zona Fundida

LISTA DE SÍMBOLOS

Símbolos Latinos

A	Área de metal de adição, mm^2
A_t	Área de uma seção transversal a trilha, mm^2
B	Área do metal depositado diluído no metal de solda, mm^2
d	Distância do termopar em relação a margem do cordão de solda, mm
D	Diâmetro efetivo, mm
d_f	Diâmetro da roda de borracha após o ensaio, mm
E	Energia, J/mm
h	Altura, mm
k	Taxa de desgaste específico, mm^3/Nm
I	Corrente de soldagem, A
L	Comprimento da trilha, mm
m	Perda de massa, g
N	Carga normal, N
P_v	Perda de volume, mm^3
P_{va}	Perda de volume ajustada, mm^3
R	Raio inicial da esfera, mm
s	distância de deslizamento, m
U	Tensão do arco elétrico, V
v	Velocidade de soldagem, mm/s
V	Volume de material removido, mm^3
V_e	Volume de desgaste na esfera, mm^3
V_t	Volume de desgaste na trilha, mm^3
W	Velocidade de alimentação do eletrodo, m/min

Símbolos Gregos

α	ângulo de ataque das partículas abrasivas
η	eficiência térmica do arco
ρ	densidade do material, g/cm^3

1 INTRODUÇÃO

O desgaste de máquinas e equipamentos representa um dos maiores fatores de depreciação de capital e de despesas com manutenção para a indústria de forma geral. O desgaste pode influir sobre os custos diretos de produção, devido às necessidades de reposição ou recuperação de peças, assim como sobre os custos indiretos, em razão da necessidade de superdimensionamento de componentes e limitações na produção por causa de equipamentos deteriorados.

Na indústria da mineração, Holmberg et al., 2017 estimam que são gastos aproximadamente 210 bilhões de Euros ao ano em problemas causados pelas perdas por atrito e desgaste em todo o mundo. Cerca de 40% deste total são gastos com perdas devido ao atrito, 27% são destinados para produção e substituição de peças e equipamentos devido à falhas provocadas pelo desgaste, 26 % são empregados em manutenção e 7 % são perdas de produção. Dentre as diversas formas de ocorrência, o desgaste abrasivo tem sido considerado como o responsável por mais de 50 % dos problemas envolvendo desgaste [Eyre, 1978]. O desgaste abrasivo de uma superfície é definido como a remoção de material devido ao contato deslizante com partículas abrasivas ou com outras superfícies.

Sempre que existir movimento relativo entre superfícies ocorrerá desgaste em uma ou mesmo nas duas superfícies. Neste contexto, qualquer redução no desgaste pode resultar em economias consideráveis. Por esta razão, a maioria dos estudos tribológicos tem como objetivo à redução da perda de massa ao mínimo possível ou até mesmo eliminá-la [Zum Gahr, 1987]. A habilidade de resistir ao desgaste não é uma propriedade intrínseca do material, mas depende do sistema tribológico envolvido, ou seja, das características do material, do ambiente e de fatores operacionais. Qualquer alteração na carga, velocidade ou ambiente, por exemplo, pode causar uma mudança drástica nas taxas de desgaste de uma ou ambas as superfícies de contato. Desta forma, nem sempre um material que possui maior dureza irá resistir mais ao desgaste do que um de menor dureza; tudo depende do (tribo)sistema no qual ele está inserido [Findik, 2014].

Muitos dos componentes ou estruturas submetidos a processos de desgaste são soldados durante a sua produção. Os processos de soldagem submetem os metais a ciclos térmicos e, como resultado, provocam alterações microestruturais, o que afeta as propriedades do material tanto no metal de solda (MS) quanto nas diferentes regiões da zona

afetada pelo calor (ZAC).

O estudo do desgaste em juntas soldadas é de fundamental importância, uma vez que elas são amplamente utilizadas na construção e manutenção de equipamentos e estruturas. Conhecer o comportamento em desgaste da junta soldada, e a influência das microestruturas obtidas após a soldagem, tanto nas regiões da ZAC, quanto no metal base e no metal de solda, possibilita otimizar os procedimentos de soldagem e, desta forma, diminuir os custos associados ao processo de desgaste.

1.1 Revisão Bibliográfica

Atualmente, a maior parte dos estudos que envolvem soldagem e desgaste abrasivo tratam da aplicação de revestimentos em superfícies susceptíveis ao desgaste. Apesar da grande aplicação de juntas soldadas na construção de componentes que sofrem desgaste abrasivo, na literatura há pouco material que aborde o comportamento em desgaste de juntas soldadas, inclusive nas diferentes regiões. García et al., 2008 estudaram o comportamento em desgaste abrasivo utilizando o equipamento do tipo pino-sobre-disco, em uma junta soldada pelo processo TIG (*Tungsten Inert Gas*) utilizando diferentes tratamentos térmicos pré e pós soldagem, em um aço A355 Gr.P11. Neste estudo foi avaliada a resistência ao desgaste do metal base, do metal de solda e da zona afetada pelo calor, no entanto não foram feitas distinções entre as diferentes sub-regiões da ZAC. Os resultados mostraram que a dureza não é o principal fator que determina a resistência ao desgaste do material. Sua microestrutura pode exercer influência significativa sobre esta propriedade.

Krishman et al., 2006, realizaram um estudo para avaliar o desgaste nas diferentes regiões de juntas soldadas por fusão (processo MAG (*Metal Active Gas*)), inclusive nas sub-regiões da ZAC, utilizando um equipamento do tipo pino-sobre-disco. Neste trabalho os pinos foram produzidos a partir de material retirado das seções transversais ao metal de solda, e os discos confeccionados em aço. Os autores observaram diferenças nas taxas de desgaste e na força de atrito nas sub-regiões da junta soldada, sendo que esta apresentou variação na microestrutura e na dureza. Os resultados mostraram que apesar do metal de solda possuir dureza maior do que o metal base, a taxa de desgaste média do metal de solda foi 1,4 vezes maior do que do metal base, contrariando o teorema proposto por [Archard, 1953], o qual afirma que a taxa de desgaste é inversamente proporcional a dureza de um material. Segundo os autores, essa divergência pode ocorrer devido à tensão

residual presente no metal de solda e às diferenças microestruturais entre as regiões.

Outro estudo, realizado por Pontel, 2016, comparou o desgaste abrasivo realizado em um equipamento do tipo “Roda de Borracha” segundo a norma ASTM-G65, 2016, em juntas soldadas pelo processo MAG utilizando como metal base o aço Hardox 500. Neste estudo, foram empregados dois metais de adição com composição química e propriedades mecânicas diferentes. O autor observou que o metal base, o qual possuía a maior dureza, apresentou a menor taxa de desgaste, seguido pelas juntas soldadas referentes aos consumíveis de maior e menor resistência mecânica, respectivamente. Em complemento a este estudo, Amorim, 2017, realizou ensaios de desgaste por deslizamento, utilizando um microtribômetro do tipo esfera-sobre-chapa no metal base e nos metais de solda provenientes do estudo de Pontel, 2016. Os resultados de resistência ao desgaste foram similares para o metal base e os metais de solda, porém com grande dispersão nos resultados, principalmente nas regiões de maior dureza. Segundo o autor, esta dispersão ocorreu devido à formação de *debris* (fragmentos ou partículas de desgaste) formados durante o ensaio, que serviram como um terceiro corpo. Quando este terceiro corpo ficava aderido na esfera, acabava por gerar sulcos nas trilhas, ocasionando um aumento nos volumes desgastados.

1.2 Objetivos

Este trabalho teve por objetivo comparar a resistência ao desgaste abrasivo de juntas soldadas pelo processo MAG convencional, de dois aços estruturais utilizados no transporte ferroviário de minério, os quais apresentavam diferentes propriedades mecânicas. Sendo assim, este objetivo geral foi fracionado nos seguintes objetivos específicos:

- Realizar uma avaliação de microdureza e microestruturas dos metais base e dos metais de solda e zonas afetada pelo calor obtidas nas juntas soldadas;
- Avaliar a resistência ao desgaste abrasivo dos metais base e das juntas soldadas, através do ensaio roda de borracha definido pela norma ASTM-G65, 2016;
- Avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento dos metais base, metais de solda e região de grãos grosseiros da ZAC, através de ensaios a seco e com a adição de 0,05M de NaCl “água artificial”;
- Correlacionar os resultados com as propriedades dos material como dureza e microestrutura.

1.3 Organização do Trabalho

A estrutura do presente trabalho é dividida em cinco capítulos. Na revisão bibliográfica, Capítulo 2, são abordados alguns aspectos sobre os aços estruturais, o processo de soldagem MIG/MAG, e transformações microestruturais em juntas soldadas de aços carbono, assim como as características dos processos de desgaste, principalmente o desgaste abrasivo. O Capítulo 3 é dedicado à descrição do procedimento experimental adotado. Resultados e discussão são apresentados no Capítulo 4. O quinto e último capítulo é dedicado a apresentação das conclusões obtidas a partir da realização deste trabalho. Por fim são expostas algumas sugestões para trabalhos futuros.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Neste capítulo inicialmente serão abordados alguns aspectos sobre os aços estruturais, o processo de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa (MIG/MAG), e as microestruturas que podem ser observadas em juntas soldadas em aços carbono. Também será feita um breve discussão sobre tribologia, atrito e desgaste, bem como os tipos de desgaste por adesão e corrosão. Por fim, serão abordados aspectos relevantes sobre o desgaste abrasivo, incluindo algumas variáveis que o afetam e também os principais mecanismos de desgaste.

2.1 Aços Estruturais

Os aços estruturais incluem uma variedade de aços produzidos com seções transversais e formas particulares, e resistências e composição química específicos. São aços com baixo teor de carbono e manganês, alguns também incluem pequenas quantidade de outros elementos de liga como Nb, V, Ti, Al, entre outros. Também podem ser chamados de aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), ou aços microligados. A maioria dos aços que se enquadram nessa classe não apresenta boas propriedades mecânicas somente pelos tratamentos térmicos convencionais dos quais podem ser submetidos, como por exemplo normalização ou têmpera e revenimento. Níveis satisfatórios de resistência mecânica, tenacidade, conformabilidade, soldabilidade e resistência à corrosão atmosférica são obtidos através de uma ação conjunta de adições adequadas de elementos de liga e tratamentos térmicos, ou ainda, processamentos termomecânicos [ASM, 1993]. O processamento termomecânico controlado é aplicado com o objetivo de melhorar várias propriedades em produtos de aço laminados a quente. Para tanto, realiza-se uma otimização da microestrutura do material, a qual é obtida por um refinado controle de vários parâmetros do processo de laminação a quente e subsequentes processos de resfriamento [Bhadeshia e Honeycombe, 2006].

Os aços ARBL possuem baixo teor de carbono (0,05 à 0,25 %), com pequenas adições de elementos de liga, como por exemplo, Si, Cu, Mn, Ni e Cr, os quais podem promover o endurecimento por solução sólida da ferrita, melhora na resistência à corrosão atmosférica e refinamento da microestrutura. Por outro lado, a adição de elementos microligantes como Nb, V, Ti, Al, entre outros, combinada com o processo de laminação

controlada, tem possibilitado a obtenção de uma estrutura ferrítica de tamanho de grão muito fino [ASM, 1993]. Os baixos teores de carbono contidos nestes aços fazem com que sua soldabilidade seja comparada com aços de médio carbono [ASM, 1993].

Esses aços atingem limites de escoamento superior a 275 MPa. Segundo Porter, 2015 os níveis de tensão de escoamento alcançados para os aços ARBL, através das diferentes rotas de processamento, podem ser os seguintes:

- Tratamento térmico de normalização ou laminação controlada: 355 - 420 MPa;
- Processamento termomecânico: 355 - 700 MPa;
- Reaquecimento, têmpera e revenimento: 500 - 1300 MPa;
- Têmpera direta sem subsequente revenimento: 700 - 960 MPa;
- Têmpera direta com subsequente revenimento: 890 - 1100 MPa;

Os aços estruturais são amplamente utilizados em aplicações como pontes, estruturas “*offshore*”, na construção civil, torres de transmissão de energia, equipamentos da indústria de mineração, entre outros [ASM, 2001]. A Figura 2.1 apresenta dois exemplos de aplicação destes aços.



(a) Construção de pontes [Guy, 2017]



(b) Indústria de mineração [Gerdau, 2018]

Figura 2.1 – Exemplo de aplicações dos aços de alta resistência e baixa liga estruturais.

2.2 Processo de Soldagem MIG/MAG

Os processos de soldagem MIG (*Metal Inert Gas*) e MAG (*Metal Active Gas*), também conhecidos como GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), são caracterizados pela formação de um arco elétrico entre um eletrodo nu, consumível e a superfície da peça a ser soldada. A proteção do arco elétrico e da poça de fusão é realizada pela inserção de um

gás ou mistura de gases inertes ou ativos. Na Figura 2.2 é apresentada uma visão geral do processo, adaptado de AWS, 2004.

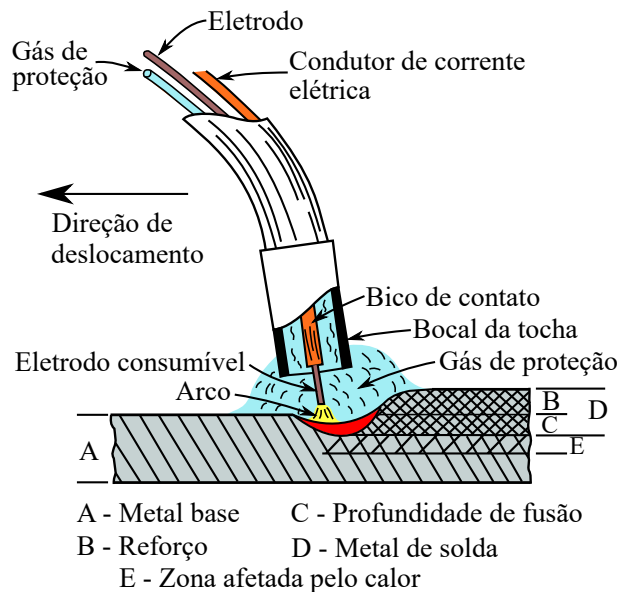


Figura 2.2 – Visão geral do processo de soldagem MIG/MAG [adaptado de AWS, 2004].

Este processo de soldagem foi desenvolvido inicialmente para a soldagem de ligas de alumínio, utilizando o gás argônio (Ar) como gás de proteção. No entanto, os desenvolvimentos subsequentes possibilitaram sua aplicação em uma gama mais ampla de materiais, como por exemplo, na soldagem de aços, o que só foi possível com a adição de gases ativos (como oxigênio e dióxido de carbono puros, ou misturas destes com argônio ou hélio) [AWS, 2004]. Na soldagem desses materiais, além da proteção, o oxigênio auxilia na formação de óxidos na superfície do metal de solda, facilitando na manutenção e a formação de um arco elétrico mais estável [Scotti e Ponomarev, 2008].

O referido processo apresenta como principais vantagens: a alta taxa de deposição, alto rendimento, uma vez que nele, a adição do eletrodo é feita de forma automatizada, facilitando sua operação, formação de pouca ou nenhuma escória, e facilidade de operação e automatização/robotização. Devido à sua versatilidade, a soldagem MAG é muito utilizada em uma grande variedade de aplicações na indústria de manufatura, agricultura, construção civil, construção naval e na mineração. Este processo é usado na solda de tubos, vasos de pressão, componentes de aço estrutural, componentes automotivos e inúmeros outros produtos [AWS, 2004].

2.2.1 Energia de Soldagem

Os processos de soldagem por fusão produzem calor suficiente para alcançar a temperatura de fusão dos materiais a serem soldados. Esses processos submetem os materiais a ciclos térmicos que provocam alterações microestruturais ao longo das uniões. O pico de temperatura atingido e tempo de resfriamento em um certo ponto na junta soldada depende da energia de soldagem empregada e das características físicas e químicas do material.

A energia de soldagem (E), representa a quantidade de energia entregue para a peça durante a soldagem por unidade de comprimento do cordão, e é dada em J/mm. Segundo AWS, 2001, a energia de soldagem é definida como a razão entre a potência da fonte de energia em watts (J/s), e a velocidade de soldagem (mm/s). No entanto, sabe-se que a parcela líquida de calor imposto para a peça depende de vários fatores, como as características do metal base e da fonte de calor, de fatores operacionais, etc [Marques e Modenesi, 2014]. Utiliza-se então um fator adimensional de rendimento η , que depende do processo, dos parâmetros de soldagem e de diversos outros aspectos, incluindo as propriedades físicas dos materiais e a geometria das peças. Assim, acrescentando η , pode-se descrever a energia líquida de soldagem pela Equação 2.1, onde U é a tensão do arco elétrico em volts, I a corrente do arco elétrico em amperes e v a velocidade de soldagem, em mm/s.

$$E = \eta \cdot \frac{U \cdot I}{v} \quad (2.1)$$

Os ciclos térmicos são dependentes dessa transferência de calor que determina a taxa de resfriamento da junta e, portanto, exercem grande influência sobre os seguintes aspectos da junta soldada: macroestrutura de solidificação do metal de solda; transformações microestruturais, crescimento de grãos, transformações de fase, propriedades mecânicas metalúrgicas; descontinuidades; tensões residuais e deformações [Machado, 2000].

2.2.2 Carbono Equivalente

O efeito dos elementos de liga na dureza e microestrutura da zona afetada pelo calor (ZAC) de aços estruturais, na sua tendência à fissuração pelo hidrogênio e na determinação de temperaturas de pré-aquecimento muitas vezes é estimado em relação ao efeito equivalente do carbono, através de equações denominadas carbono equivalente ou

CE [ASM, 1998]. Existem diversas expressões de carbono equivalente, desenvolvidas para diferentes aplicações e faixas de composição química dos aços. A mais conhecida, adotada pelo IIW (*International Institute of Welding*) está representada na Equação 2.2.

Para os aços estruturais mais modernos, com baixos teores de carbono (<0,16%) e microligados, a expressão CE_{IIW} não parece ser um estimador adequado para avaliar a formação de trincas de hidrogênio, tendendo a superestimar a necessidade de pré-aquecimento [Marques e Modenesi, 2014]. Assim, expressões como CE_{PCM} , Equação 2.3 [Ito e Bessyo, 1968], foram propostas para estes materiais.

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} \quad (2.2)$$

$$CE_{PCM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (2.3)$$

Nas Equações 2.2 e 2.3 os símbolos dos diversos elementos se referem à composição química da liga (% em peso), quando não observado determinado elemento químico na composição utiliza-se 0. Segundo API, 2004 os valores de CE máximos para que se atendam os requisitos de soldabilidade de aço microligados são $CE_{PCM}=0,25$ e $CE_{IIW}=0,43$. No caso dos aços estruturais utilizados no presente trabalho, foi utilizada a Equação 2.3, uma vez que estes aços apresentam baixo carbono e elevadas quantidades de elementos de liga.

2.2.3 Diluição

A diluição é conhecida como a alteração na composição química do metal de solda causada pela fusão do metal base e a subsequente mistura com o metal de adição. Dependendo da quantidade de metal base e da quantidade de metal de adição, a diluição pode ser aproximada pela relação entre a área do metal base que é diluído no metal depositado (B) e a área do metal de adição (A), representadas na Figura 2.3, utilizando a Equação 2.4.

$$Diluição \% = \frac{B}{A + B} \cdot 100(\%) \quad (2.4)$$

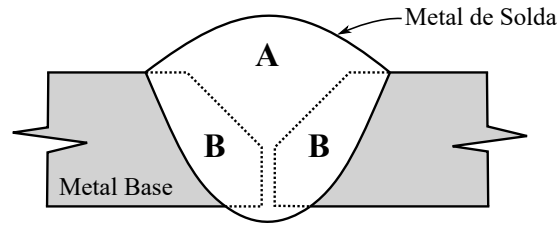


Figura 2.3 – Esquema representando a diluição em uma junta soldada.

2.3 Microestrutura de Juntas Soldadas em Aços Carbono

A energia imposta durante o processo de soldagem submete o material a ciclos térmicos, o que exerce profunda influência sobre os seguintes aspectos da junta soldada: macroestrutura de solidificação do MS, transformações microestruturais no MB, crescimento de grãos, propriedades mecânico-metalúrgicas, tensões residuais e deformações, entre outros [Machado, 2000].

As regiões que envolvem o cordão de solda normalmente apresentam uma microestrutura complexa, com várias morfologias e fases dispersas. Estas regiões podem ser divididas basicamente em três zonas: zona fundida, zona afetada pelo calor e zona não afetada termicamente (metal base).

- **Zona Fundida (ZF)**

Também denominada por Metal de Solda (MS), a zona fundida é constituída pelo volume fundido de metal base e do metal de adição e cuja composição química resultante é diferente dos materiais que a originaram. As transformações do metal de solda durante o resfriamento ocorrem em condições fora de equilíbrio devido às elevadas taxas de resfriamento. A microestrutura da zona fundida é resultado do crescimento epitaxial colunar¹ do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo estado inicial da austenita (composição, tamanho de grão, microestrutura e estado de deformações), das condições de aquecimento e resfriamento, bem como do efeito dos elementos de liga [Wainer et al., 2004; Bhadeshia e Honeycombe, 2006]. Com o resfriamento, diversos constituintes e fases são formados ao longo da junta soldada. Há cerca de 20 anos, o Instituto Internacional de Soldagem (IIW) desenvolveu um sistema de classificação para os constituintes do metal de solda, baseado na observação por microscópio ótico, representado na Figura 2.4. Segundo

¹ Crescimento epitaxial: o crescimento dos grãos se realiza na mesma orientação cristalina dos grãos parcialmente fundidos.

IIW, 1988 apud Modenesi, 2002, os constituintes mais comuns da zona fundida podem ser classificados em:

- * **Ferrita de contorno de grãos - PF(G):** É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita, nucleia-se nos contornos de grão austeníticos;
- * **Ferrita poligonal intragranular - PF(I):** Se a austenita apresentar um tamanho de grão muito maior que a ferrita que está sendo formada nos seus contornos de grão e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem nuclear no

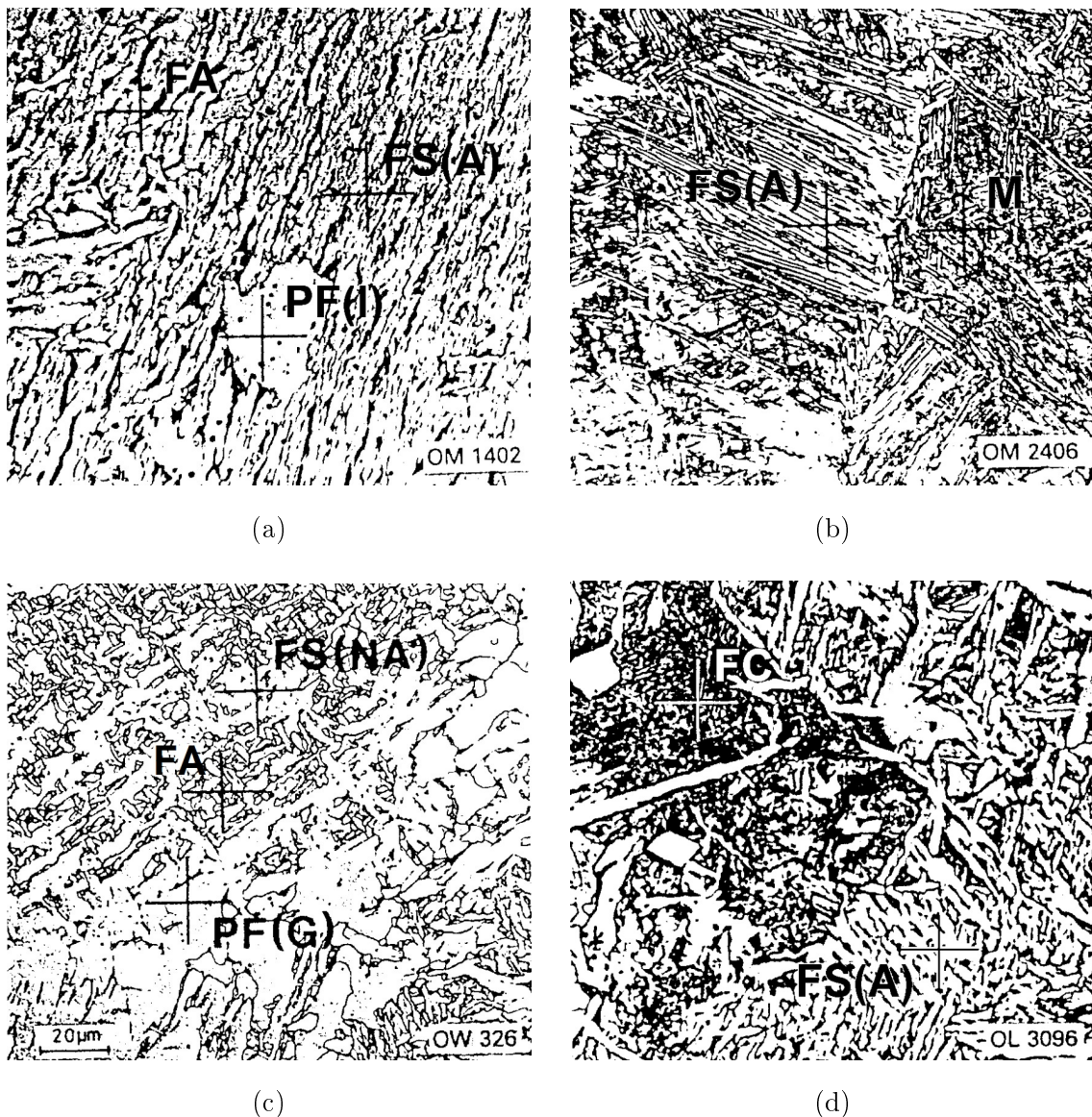


Figura 2.4 – Microestrutura do metal de solda, mostrando diferentes microconstituintes. FA = ferrita acicular, FP(G) = ferrita de contornos de grãos, FP(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) e (NA) = ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, FC = agregado ferrita-carboneto [IIW, 1988 apud Modenesi, 2002].

interior da austenita;

* **Ferrita com segunda fase alinhada - FS(A):** Uma forma de ferrita pró-eutetóide que se forma a temperaturas mais baixas que os constituintes discutidos anteriormente e se constitui de placas que nucleiam nos contornos de da austenita e crescem ao longo de planos bem definidos dentro destes grãos. Este constituinte pode iniciar o seu crescimento diretamente do contorno de grão da austenita ou a partir de grãos de ferrita de contorno de grãos formados anteriormente;

* **Ferrita de segunda fase não alinhada - FS(NA):** a FS(NA) é formada por ferrita envolvendo completamente as “microfases” (carbonetos ou o constituinte MA - onde a martensita é geralmente formada em pequenas regiões contendo austenita retida) aproximadamente equiaxiais e distribuídas aleatoriamente ou grãos de ferrita acicular;

* **Ferrita acicular - (FA):** Consiste em arranjos de placas de ferrita em diferentes direções. A ferrita acicular forma-se intergranularmente, nucleando-se de forma heterogênea em sítios como inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos;

* **Agregado ferrita-carboneto - (FC):** Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte MA, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas;

* **Perlita - (P):** Este constituinte é achado em pequenas quantidades, geralmente próximos a bandas de PF(G) e FS(A);

* **Martensita - (M):** Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maior velocidade de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta geralmente alta resistência mecânica e baixa tenacidade, particularmente em aços com teor de carbono mais alto.

- **Zona Afetada pelo Calor (ZAC)**

Também conhecida como zona termicamente afetada, a ZAC é a região não fundida do metal de base que teve sua microestrutura e/ou propriedades alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. As temperaturas de pico nesta regiões são superiores à temperatura crítica do material em questão, a partir da qual são observadas transformações microestruturais e inferiores à sua temperatura de fusão [Marques e Modenesi, 2014]. Em uma

junta soldada, a região mais crítica em termos de comportamento mecânico é a ZAC. Esta região é muito heterogênea e suas propriedades variam ao longo de sua extensão. Nos aços carbono, a ZAC pode ser dividida em até quatro sub-regiões, conforme esquematizado na Figura 2.5:

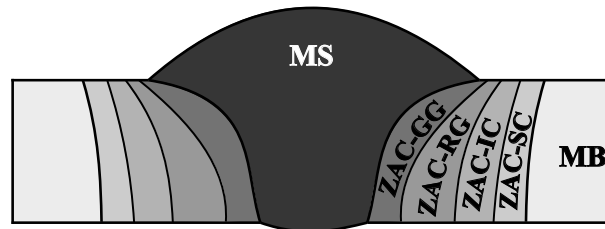


Figura 2.5 – Representação esquemática com a localização das sub-regiões da ZAC em uma junta soldada.

* **Região de crescimento de grão (ZAC-GG):** Região adjacente à linha de fusão, com temperatura na faixa de aproximadamente 1500 a 1100 °C, onde o metal de base encontra-se no campo austenítico e há um crescimento do grão. Com esse aumento no tamanho de grão, eleva-se a temperabilidade do metal de base, que favorece a formação de martensita, e como consequência ocorre uma queda da tenacidade [Bhadeshia e Honeycombe, 2006].

* **Região de refino de grão (ZAC-RG):** Nesta região, o metal de base também está no campo austenítico, mas como a temperatura é menor, o crescimento de grão não é significativo; para aços estruturais se encontra na faixa de 1100 e 900 °C; como a temperabilidade é menor, nessa região, há uma melhor resistência mecânica em relação as outras ZACs [Bhadeshia e Honeycombe, 2006].

* **Região Intercrítica (ZAC-IC):** Também conhecida por região parcialmente transformada, se encontra na faixa de temperatura entre 900 e 750 °C. Esta região está distante da linha de fusão e a temperatura que atinge não é suficiente para que ocorra a transformação completa da austenita. A austenita que se forma tem alto teor de carbono e possui maior temperabilidade. Logo, se a taxa de resfriamento for elevada, ela pode se transformar parcialmente em martensita e o restante da austenita fica retida em temperatura ambiente. Essas pequenas regiões de martensita são frágeis, sendo consideradas como concentradores de tensão. Todavia, se a taxa de resfriamento não for alta o suficiente para causar a transformação martensítica, a austenita rica em carbono pode se decompor numa mistura de ferrita e cementita grosseira [Bhadeshia e Honeycombe, 2006].

* **Região Subcrítica (ZAC-SC):** Na região subcrítica, também conhecida como região revenida, não ocorrem transformações austeníticas. No entanto, o efeito do aporte térmico pode promover o revenimento da microestrutura. É possível observar a mudança de morfologia das bandas perlíticas, as quais vão se degradando pela influência térmica, dando origem a perlita degenerada [Bhadeshia e Honeycombe, 2006].

2.4 Tribologia - Atrito e Desgaste

A tribologia é derivada da palavra grega “tribos” que significa deslizar, esfregar e “logos” que significa estudo. A tribologia é a ciência que estuda os fenômenos do desgaste, atrito e lubrificação, e os relacionam com os aspectos físicos, químicos, mecânicos e metalúrgicos do movimento relativo entre superfícies [Stachowiak e Batchelor, 2014].

O atrito pode ser definido como a dissipação de energia entre dois corpos deslizantes ou ainda como a resistência de um corpo que se move sobre outro, conforme representado na Figura 2.6. De um modo geral, a magnitude da força de atrito é descrita pelo coeficiente de atrito, que é a razão entre a força de atrito, e a força normal, que pressiona os corpos entre si [Hutchings, 1992; Stachowiak e Batchelor, 2014].

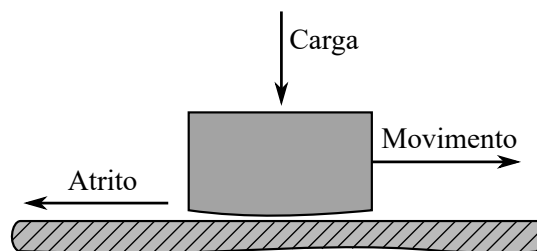


Figura 2.6 – Atrito entre duas superfícies [adaptado de Hutchings, 1992].

Segundo Hutchings, 1992, as três Leis do Atrito, antigamente aceitas, eram atribuídas a Amontons (Guillaume Amontons 1663-1706) e Coulomb (Charles August de Coulomb, 1736 - 1806), onde:

- 1ª Lei de Atrito: A força de atrito é proporcional à carga normal;
- 2ª Lei de Atrito: A força de atrito é independente da área de contato aparente;
- 3ª Lei do Atrito: A força de atrito é independente da velocidade de deslizamento.

No entanto, há registro de da Vinci (Leonardo di ser Piero da Vinci, 1452-1519) sugerindo que a força de atrito depende: (i) da natureza dos materiais em contato; (ii) do

grau de acabamento das superfícies em contato; (iii) da presença de um fluido ou outro material interposto entre as superfícies; (iv) pode aumentar com a pressão aplicada por um corpo contra o outro [Sinatora e Tanaka, 2007].

Segundo Blau, 2009, as leis de atrito podem ser obedecidas em muitos casos, porém, a origem da força de atrito está relacionada com tantas outras possibilidade de dissipação de energia de atrito entre corpos sólidos, como: aquecimento gerado pelo atrito, formação e ruptura de junções adesivas, deformação elástica, deformação plástica, fratura, geração de ondas sonoras e vibrações, criação de defeitos ou transformações de fases, reações químicas superficiais, entre outras.

O movimento relativo entre superfícies é essencial para o funcionamento de muitos tipos de mecanismos. Sempre que existir movimento relativo entre superfícies ocorrerá desgaste em uma ou mesmo nas duas superfícies. O desgaste é definido pela norma ASTM-G40, 2015 pela alteração de uma superfície sólida causada pela perda progressiva ou deslocamento de material devido ao movimento relativo entre duas superfícies em contato. O desgaste raramente é catastrófico, mas reduz a eficiência operacional e aumenta as perdas de energia do sistema, levando a reparos e substituição de componentes. O desgaste apresenta-se sob diferentes tipos, dentre os quais pode-se citar: o desgaste por abrasão, por adesão, por fadiga, por corrosão, por erosão. Na Figura 2.7 estão representados alguns dos possíveis tipos de desgaste.

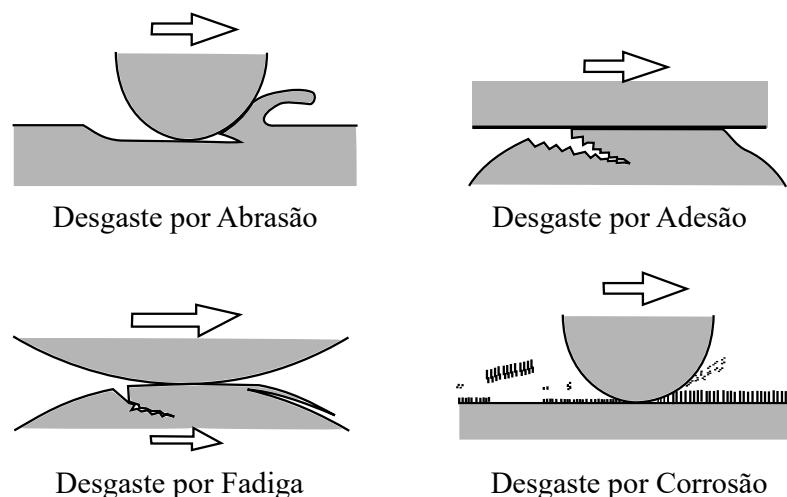


Figura 2.7 – Representação esquemática de quatro possíveis tipos de desgaste [adaptado de Kato e Adachi, 2001].

O desgaste adesivo ocorre quando a ligação entre as superfícies é suficientemente forte para resistir ao deslizamento, gerando uma deformação plástica na região de contato.

Como resultado, ocorre a formação de uma trinca que, dada sua propagação, causará a ruptura do material, ou seja, a formação de um terceiro corpo. No desgaste abrasivo ocorre a remoção do material da superfície. Esse desgaste ocorre em função do formato e da natureza dos dois materiais em contato. Quando o desgaste é ocasionado por um alto número de movimentos ele é chamado de desgaste por fadiga. Finalmente, o desgaste corrosivo ocorre em meios corrosivos, líquidos ou gasosos. Neste tipo de desgaste são formados produtos de reações devidos às interações químicas e eletroquímicas dos materiais com o meio. Essas reações são conhecidas como triboquímicas [Kato e Adachi, 2001].

Nos próximos sub-capítulos será abordado sucintamente os desgastes adesivo e por corrosão, porém como o foco principal do estudo é o desgaste por abrasão, este será mais detalhado no decorrer do capítulo.

2.4.1 Desgaste Adesivo

O mecanismo de desgaste adesivo é gerado por elevadas pressões de contato entre os materiais. Nesse mecanismo. Eventualmente, tensões cisalhantes podem provocar a ruptura e remoção de material, este material pode ficar sobre a outra superfície, formando um filme de material que pode ser endurecido por encruamento, ou formar partículas livres sob a superfície do material, transformando-se em partículas capazes de riscar as superfícies adjacentes. [Hutchings, 1992; Stachowiak e Batchelor, 2014].

O desgaste adesivo distingue-se por apresentar altas taxas de desgaste e uma grande variação no coeficiente de atrito se comparado ao desgaste abrasivo [ASM, 1992; Stachowiak e Batchelor, 2014].

A maioria dos casos de adesão ocorre por uma combinação de materiais semelhantes, como por exemplo metal com metal. No entanto, muitas outras combinações de materiais diferentes podem apresentar adesão. Segundo Buckley e Miyoshi, 1984, em circunstâncias apropriadas, pode ocorrer uma adesão razoavelmente resistente entre metais e cerâmicas. Os metais são cobertos por um filme de óxido em sua superfície, os íons de oxigênio presentes nos óxidos estabelecem ligação com a cerâmica. Como a ligação metálica geralmente é mais fraca, a ruptura no contato adesivo ocorre nestes materiais, fragmentos são repetidamente deixados aderidos à cerâmica, formando um terceiro corpo. A aderência de cerâmicas a metais é reduzida com a utilização de lubrificantes entre o contato [Findik, 2014].

2.4.2 Desgaste por Corrosão

O desgaste por corrosão, ou tribocorrosão, pode ser definido como a deterioração ou transformação de material resultante da simultânea ação de desgaste e corrosão. Neste sistema tribológico, os materiais estão expostos a um meio corrosivo, onde são submetidos simultaneamente a solicitações mecânicas, químicas e/ou eletroquímicas. Neste sentido, a taxa de degradação do contato tribológico não pode ser prevista apenas com base no conhecimento da resistência ao desgaste sem a ação do meio corrosivo e vice-versa. Isso ocorre porque em um sistema de tribocorrosão, os mecanismos de degradação mecânica e química ou eletroquímica não são independentes, o que pode causar uma aceleração ou redução na taxa de remoção de material [Hutchings, 1992; Stachowiak e Batchelor, 2014; Zum Gahr, 1987].

Como citado na seção anterior, praticamente todo metal é recoberto por um filme de óxidos em sua superfície. Segundo Findik, 2014, quando estes materiais são submetidos a contatos de deslizamento, um dos quatro processos seguintes podem ocorrer:

- Uma camada de filme de lubrificante pode inibir o processos de desgaste;
- Uma camada de filme com baixa durabilidade sob condições de contato de deslizamento poderá produzir uma alta taxa de desgaste por causa da formação regular e destruição da camada. Neste instante, o coeficiente de atrito poderá ter um valor baixo ou não;
- A superfície do filme pode formar pites, ou uma junção galvânica entre o restante do filme e o substrato subjacente poderá resultar numa corrosão acelerada da superfície;
- A corrosão e o processo de desgaste poderão atuar independentemente, e a perda de massa do material será uma simples soma dos processos individuais.

2.4.3 Desgaste Abrasivo

O desgaste abrasivo é definido pela norma ASTM-G40, 2015 como “a perda de massa resultante da interação entre partículas rígidas ou protuberâncias rígidas movendo-se ao longo de uma superfície sólida”. Portanto, o desgaste abrasivo ocorre quando existe interação entre duas superfícies que estão em contato físico direto e uma delas é muito mais dura do que a outra, ou quando existem partículas duras entre as superfícies.

Em diversos artigos técnicos e científicos são encontrados os termos desgaste abra-

sivo e desgaste microabrasivo. Entretanto, a literatura [ASM, 1992; ASTM-G40, 2015; Zum Gahr, 1987] não define separadamente cada um desses termos. Isso porque o desgaste microabrasivo enquadra-se no conceito de desgaste abrasivo, ou seja, o tipo de desgaste sofrido pelo material foi abrasivo, mas que o mesmo foi submetido a um ensaio que forneceu escalas relativamente pequenas de taxas de desgaste. Alguns parâmetros utilizados para diferenciá-los são a taxa de desgaste, bem como o tamanho médio das partículas abrasivas. No desgaste microabrasivo a taxa de desgaste varia entre 1×10^{-6} e $2,5 \times 10^{-4}$ ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$) e as partículas abrasivas podem apresentar tamanho médio entre 3 e 6 μm [Adachi e Hutchings, 2003; Trezona e Hutchings, 1999; Shipway e Howell, 2005]. No desgaste abrasivo observa-se valores de taxa de desgaste até 100 mil vezes maiores, variando entre 1×10^{-2} e $1,2 \times 10^{-1}$ ($\text{mm}^3/\text{N}\cdot\text{m}$), e este é gerado por partículas abrasivas relativamente maiores [Hutchings, 1992].

Os processos de desgaste abrasivo são tradicionalmente classificados em dois grandes grupos: desgaste abrasivo a dois corpos e a três corpos, conforme representado na Figura 2.8. O desgaste abrasivo a dois corpos ocorre quando uma superfície rugosa ou partículas abrasivas fixas deslizam sobre a outra superfície riscando ou removendo material. No desgaste abrasivo a três corpos, as partículas estão livres e podem se mover umas em relação as outras e, possivelmente, girar enquanto deslizam pela superfície de desgaste. Na tribologia, estas partículas soltas são consideradas como um “terceiro corpo” [Misra e Finnie, 1980].

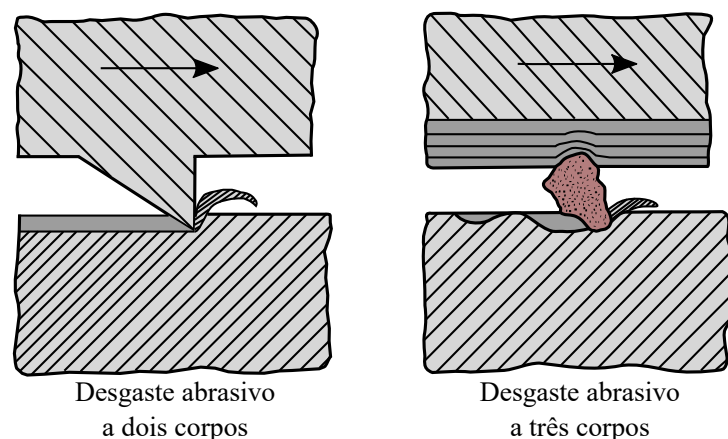


Figura 2.8 – Representação esquemática dos tipos de desgaste abrasivo [adaptado de Zum Gahr, 1987].

Para a avaliação do desgaste abrasivo de materiais existem vários ensaios padronizados, dentre eles pode-se citar: ensaio de desgaste abrasivo “roda de borracha” [ASTM-

G65, 2016], ensaio de desgaste abrasivo “roda de borracha” em meio úmido [ASTM-G105, 2016], ensaio de desgaste por deslizamento “pino-sobre-disco” [ASTM-G99, 2000], ensaios de desgaste por deslizamento linear recíproco “esfera-sobre-chapa” [ASTM-G133, 2005], entre outros.

2.4.3.1 Mecanismos de Desgaste Abrasivo

No desgaste abrasivo, o material mais macio é danificado ou removido por diversos mecanismos possíveis. A ocorrência de determinado dano pode estar relacionada com diversos fatores, como a dureza, microestrutura, e parâmetros de processo como ângulo de ataque e dureza do abrasivo.

Os mecanismos que causam o desgaste abrasivo são classificados em deformação plástica e fratura frágil. No caso da fratura frágil, mecanismo denominado microtrinca-mento, representado na Figura 2.9 (a), a ruptura do material ocorre devido ao contato repetitivo com abrasivos, cujas tensões atuantes nas partículas duras excedem o limite de resistência do material, levando a uma fratura de forma frágil. Os mecanismos por deformação plástica são divididos em microsulcamento e microcorte. No microsulcamento,

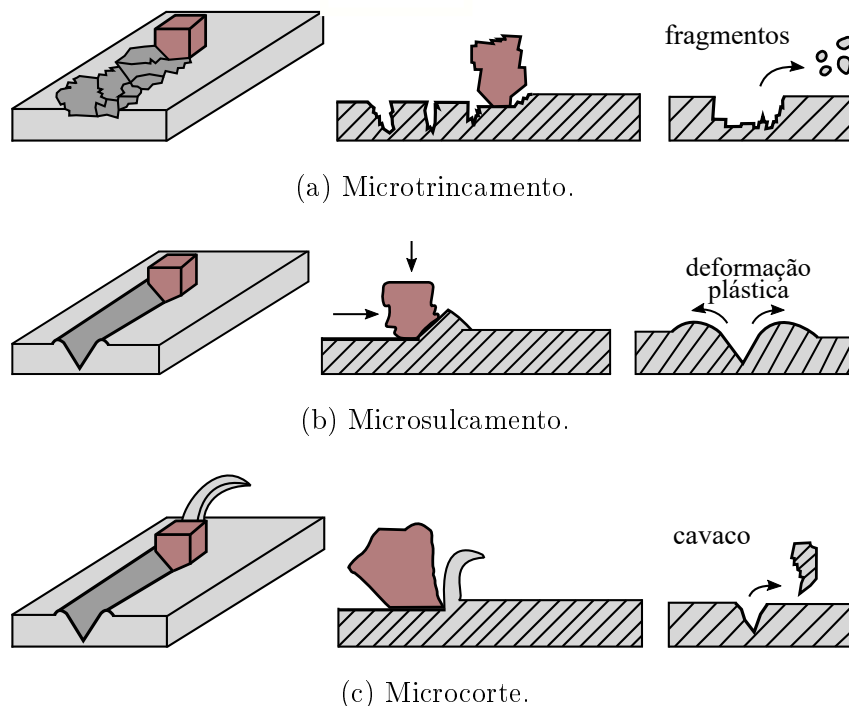


Figura 2.9 – Esquema ilustrativo dos micromecanismos de desgaste abrasivo [adaptado de Gregolin, 1990].

representado na Figura 2.9 (b), não ocorre remoção de material da superfície pois, por deformação plástica, o material escoou abaixo da partícula e forma acúmulos laterais e frontais. Embora o microsulcamento de uma única partícula abrasiva não origine perda de massa, a ação conjunta de várias partículas abrasivas, atuando simultaneamente sobre a mesma superfície, pode deslocar o material das bordas repetidas vezes, ocasionando o desprendimento de uma lasca por fadiga. No microcorte, Figura 2.9 (c), ocorre a formação de microcavacos com pequena deformação plástica lateral. Em algumas situações este mecanismo ocorre juntamente com o microsulcamento, tendo-se a remoção do material na forma de cavaco, assim como a formação e acúmulo de sulcos [Hutchings, 1992].

Suh, 1977 descreve outro possível mecanismo de desgaste, denominado desgaste por delaminação, ilustrado esquematicamente na Figura 2.10. Quando duas superfícies entram em contato, cargas normais e tangenciais são transferidas. As asperezas da superfície mais macia são facilmente deformadas e algumas são fraturadas, gerando uma superfície relativamente lisa. Cada ponto ao longo da superfície experimenta cargas cíclicas. A tração superficial exercida pela superfície mais dura na superfície mais macia induz a deformação plástica que se acumula com o carregamento repetitivo. À medida que a deformação na subsuperfície continua, trincas são nucleadas abaixo da superfície. Uma vez que as trincas estão presentes, carga e deformação adicional fazem com que as trincas se estendam e se propaguem, juntando-se com outras trincas. As trincas tendem a se propagar paralelamente à superfície em uma profundidade regida pelas propriedades do

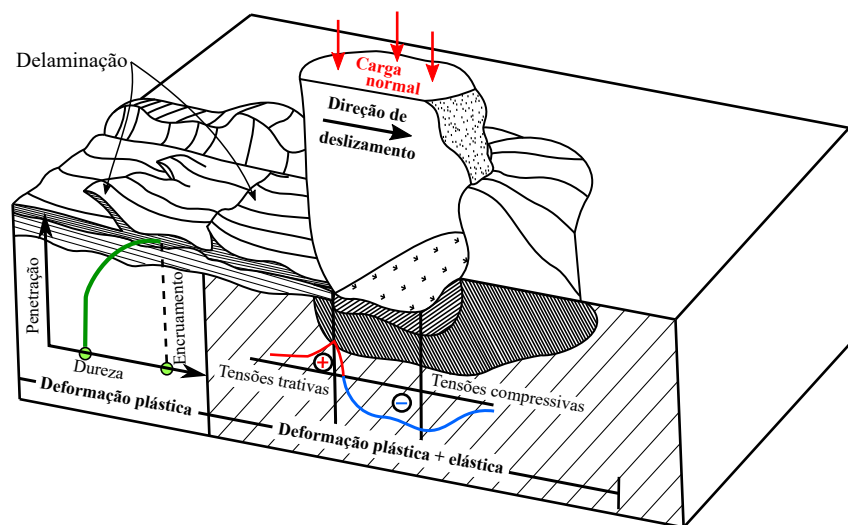


Figura 2.10 – Ilustração esquemática da penetração de uma partícula abrasiva dura na superfície de um aço durante a abrasão [adaptado de Lindroos et al., 2015].

material e pelas condições de ensaio aplicadas. Quando as trincas não conseguem mais se propagar, devido a uma deformação limitada, ou a uma tração tangencial extremamente rápida essa trincas se propagam para a superfície, e finas folhas de desgaste delaminam.

2.4.4 Variáveis que Afetam o Desgaste Abrasivo

A resistência à abrasão não é uma propriedade intrínseca do material, mas a resposta do sistema e das condições de teste aplicadas. É um fenômeno muito complexo e correlaciona-se com muitos parâmetros. Segundo Zum Gahr, 1987 os principais fatores que podem afetar o desgaste abrasivo são: as características do material (dureza, microestrutura e tenacidade à fratura), as características do abrasivo (dureza, geometria e tamanho) e fatores externos que atuam sobre a superfície do componente durante o ensaio (velocidade de deslizamento e carga aplicada).

2.4.4.1 Propriedades do Abrasivo

Tanto o microsulcamento como o microcorte são mecanismos de desgaste abrasivo dominantes em materiais dúcteis. A Figura 2.11 mostra que a proporção de material que é deslocado para as laterais pelo microsulcamento ou removida pelo microcorte depende do ângulo de ataque da partícula. Segundo Zum Gahr, 1987, o material é desprendido

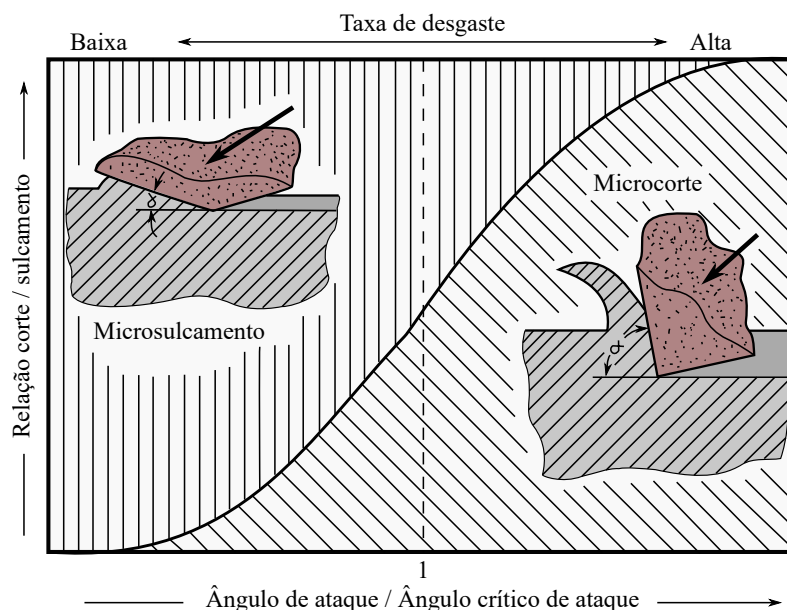


Figura 2.11 – Relação entre microcorte e microsulcamento em função da razão entre o ângulo de ataque e o ângulo crítico de ataque [adaptado de Zum Gahr, 1987].

da superfície por microcorte quando o ângulo de ataque das partículas abrasivas é maior do que o ângulo de ataque crítico (o ângulo de ataque (α) é dado pelo ângulo formado entre a superfície do abrasivo e a superfície do material). Com a diminuição do ângulo de ataque, ocorre uma transição gradual de microcorte para microsulcamento.

Em um ensaio de desgaste abrasivo a três corpos, a forma com que a partícula abrasiva se movimentada entre as duas superfícies pode determinar os modos de deformação e assim os mecanismos dominantes de desgaste [Fang et al., 1993; Nahvi et al., 2009]. Segundo o modelo proposto por Nahvi et al., 2009, mostrado na Figura 2.12, a partícula irá deslizar sobre as duas superfícies se o momento aplicado na direção de deslizamento for menor do que o momento resultante na direção contrária ($F_P \cdot h < P_P \cdot e$). Caso contrário, a partícula irá rolar sobre as superfícies. F_P é definido como a força aplicada na direção de deslizamento sobre a partícula abrasiva, P_P é a força normal aplicada sobre a partícula, h e e são as dimensões de aplicação das forças sobre a partícula, conforme definidas na Figura 2.12.

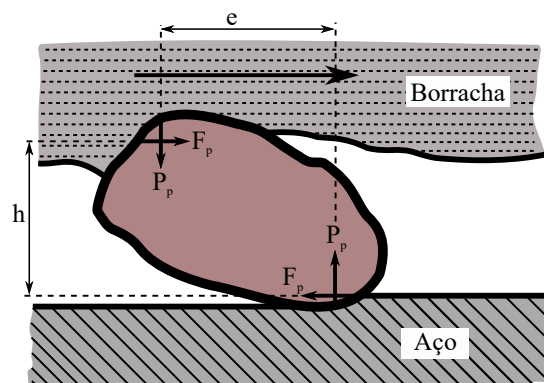


Figura 2.12 – Modelo de forças atuantes em uma partícula abrasiva, em um ensaio de desgaste a três corpos [adaptado de Nahvi et al., 2009].

Nahvi et al., 2009 em um estudo de desgaste abrasivo a três corpos utilizando aços com diferentes teores de carbono e durezas, observaram que o rolamento das partículas é favorecido quando aplicadas baixas cargas (neste estudo foi utilizado 19,6 N) e materiais com menores durezas (80, 127 e 242 Hv, neste caso), enquanto o deslizamento é favorecido quando aplicadas maiores cargas (127 N) e materiais de durezas mais elevadas (473 e 830 Hv).

O efeito do tamanho do abrasivo na taxa de desgaste vem sendo frequentemente estudado por diversos autores [Rabinowicz e Mutis, 1965; Misra e Finnie, 1981; Chacon-

Nava et al., 2010; Coronado e Sinatora, 2011]. Geralmente, a taxa de desgaste aumenta de forma proporcional com o aumento do tamanho da partícula abrasiva, até alcançar um tamanho crítico, a partir do qual a taxa de desgaste deixa de ser proporcional ao tamanho do abrasivo. Este ponto é denominado de tamanho crítico do abrasivo (TCA), após o TCA podem ocorrer comportamentos distintos, dependendo das condições ensaiadas. A Figura 2.13 sintetiza os três comportamentos possíveis após ser alcançado o TCA: a taxa de desgaste pode aumentar a uma menor inclinação (curva 1), pode torna-se independente do aumento do tamanho do abrasivo (curva 2) ou diminuir com o aumento do tamanho do abrasivo (curva 3), dependendo das condições e do tipo de ensaio realizado. O fenômeno TCA pode ser observado tanto no desgaste abrasivo a dois corpos quanto no desgaste abrasivo a três corpos.

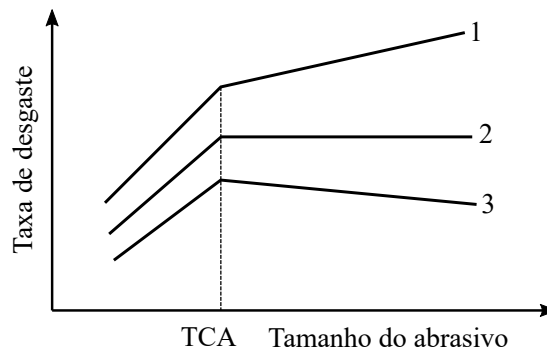


Figura 2.13 – Representação esquemática da relação entre a taxa de desgaste e o tamanho do abrasivo [adaptado de Marin, 2010].

2.4.4.2 Características do Material Ensaiado

Para uma aproximação inicial, afirma-se que a taxa de desgaste de um material é inversamente proporcional à dureza do material [Archard, 1953]. No entanto, muitas investigações ao longo de décadas demonstraram que a simples correlação de resistência à abrasão e dureza nem sempre é verdadeira [Zum Gahr, 1988; Wang et al., 1999; Xu et al., 2013]. Os resultados combinados de todas as investigações sugerem que a dureza inicial dos materiais pode ser apenas um indicador da resistência à abrasão, no entanto, outras propriedades mecânicas e metalúrgicas do material também devem ser levadas em consideração. A microestrutura, por exemplo, pode desempenhar um papel significativo na resistência ao desgaste de um material.

Zum Gahr, 1987; Tyczak e Oregon, 1992; Bakshi et al., 2013, observaram que a resistência à abrasão aumenta continuamente com a dureza do material, de acordo com a seguinte ordem: ferrita, perlita, bainita e martensita. Além disso, a resistência ao desgaste dos aços martensíticos [Richardson, 1967] e bainíticos [Clayton, 1997] pode ser melhorada ao aumentar o teor de carbono. No entanto, Salesky, 1982, observou que quando a concentração de carbono excede um nível crítico, a resistência ao desgaste diminui, embora a dureza aumente com o aumento do nível de carbono. Esse fenômeno pode ser atribuído à diminuição drástica na ductilidade e na resistência do material, assim, a sua microestrutura resultante torna-se suscetível à nucleação e propagação de trincas de delaminação.

Xu et al., 2013, em um estudo sobre aços resistentes a abrasão, concluíram que comparado com as microestruturas monofásicas (ferrita, perlita, bainita e martensita), uma microestrutura bifásica (como por exemplo ferrita + bainita/martensita) pode oferecer maior resistência a abrasão em combinação com baixa dureza. A alta resistência a abrasão de microestruturas bifásicas pode ser atribuída a combinação de resistência à penetração de abrasivos, devido aos constituintes mais duros e da resistência a iniciação e propagação de fissuras (ductilidade), como resultado das fases mais macias e dúcteis.

Sobre a taxa de deformação plástica do material, segundo Rigney e Hirth, 1979, para um material apresentar baixo desgaste, deveria possuir menor taxa de encruamento perto da superfície e uma maior taxa de encruamento no interior. Isso forçaria a deformação em direção à superfície, a fim de reduzir o atrito e minimizar o tamanho das partículas extraídas no desgaste.

Vários estudos investigaram a relação entre o tamanho do grão da microestrutura e a resistência ao desgaste [Bhattacharyya et al., 1977; Sundstrom et al., 2001; Gunduz et al., 2008; Zhou et al., 2008], como mostrado na Figura 2.14. Tais estudos demonstraram que a diminuição do tamanho de grão também é uma maneira eficaz de melhorar a resistência ao desgaste de um material. Vale ressaltar que esses resultados devem ser comparados apenas qualitativamente, uma vez que foram utilizadas diferentes condições de teste.

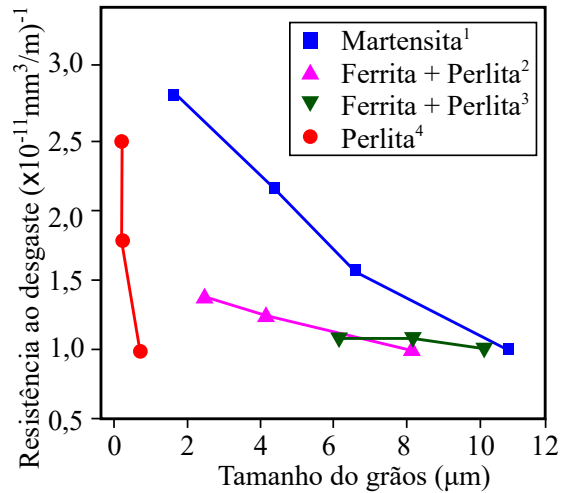


Figura 2.14 – Mudança na resistência ao desgaste com o tamanho de grão da microestrutura. Referências: ¹ Sundstrom et al., 2001, ²Bhattacharyya et al., 1977, ³ Gunduz et al., 2008, ⁴ Zhou et al., 2008. Nota: As condições de ensaio utilizadas em cada referência foram diferentes.

2.4.4.3 Carga aplicada

A relação entre a taxa de desgaste a dois e três corpos e a carga aplicada é apresentada na Figura 2.15, para um aço AISI 1020 e abrasivo de SiC com tamanho de grão de 250 μm [Misra e Finnie, 1980]. Para o sistema a dois corpos observa-se um comportamento linear para a taxa de desgaste com a carga entre 1 e 5 kgf. No entanto, para o sistema a três corpos para cargas menores de 2 kgf, esse comportamento não é linear.

Observa-se também na Figura 2.15 que o desgaste por abrasão a três corpos é menor do que na abrasão de dois corpos, ou seja, em ensaios a dois corpos são geradas taxas de desgaste maiores do que no ensaio a três corpos. Isso ocorre porque na abrasão a três corpos, devido a variação no ângulo de ataque, apenas uma pequena proporção das partículas abrasivas causa desgaste. Além disso, as partículas em livre rolamento causam pouco desgaste [Zum Gahr, 1987].

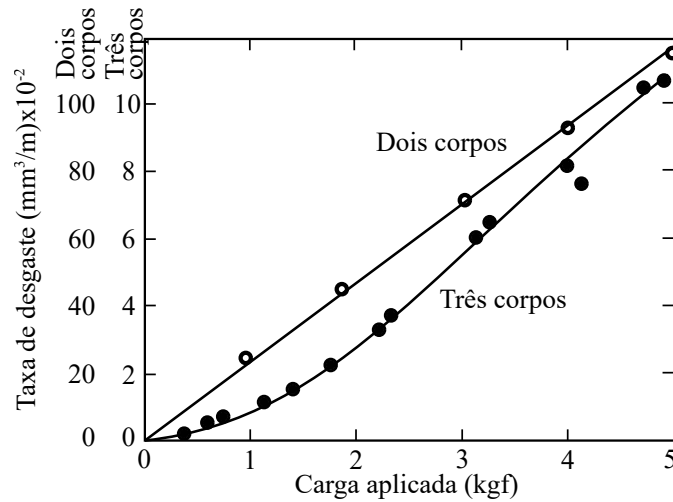


Figura 2.15 – Efeito da carga na taxa de desgaste abrasivo a dois e três corpos [adaptado de Misra e Finnie, 1980].

2.4.4.4 Equação de Archard para o Cálculo da Taxa de Desgaste Específico

A equação de desgaste de Archard é um modelo simples utilizado para descrever o desgaste onde ocorre deslizamento entre duas superfícies. A equação é largamente utilizada pela sua simplicidade e também por permitir quantificar a severidade do desgaste, em diferentes sistemas, pelo coeficiente " k ", que representa o volume de material removido por desgaste por unidade de distância percorrida, pela carga normal aplicada, tal como apresentada na Equação 2.5 Archard, 1953.

$$k(\text{mm}^3/\text{Nm}) = \frac{V}{Ns} \quad (2.5)$$

onde V é o volume de material removido em mm^3) N é a carga normal em newton (N) e s é a distância de deslizamento em metros (m).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

A metodologia envolvida neste estudo consiste na realização das seguintes etapas: avaliação das características metalúrgicas dos aços e das juntas soldadas, além da avaliação da resistência ao desgaste por meio de ensaios de desgaste roda de borracha e por deslizamento sem soldagem (metal base) e das juntas soldadas. Atendendo ao exposto, na Figura 3.1 são apresentadas as etapas de desenvolvimento deste trabalho.

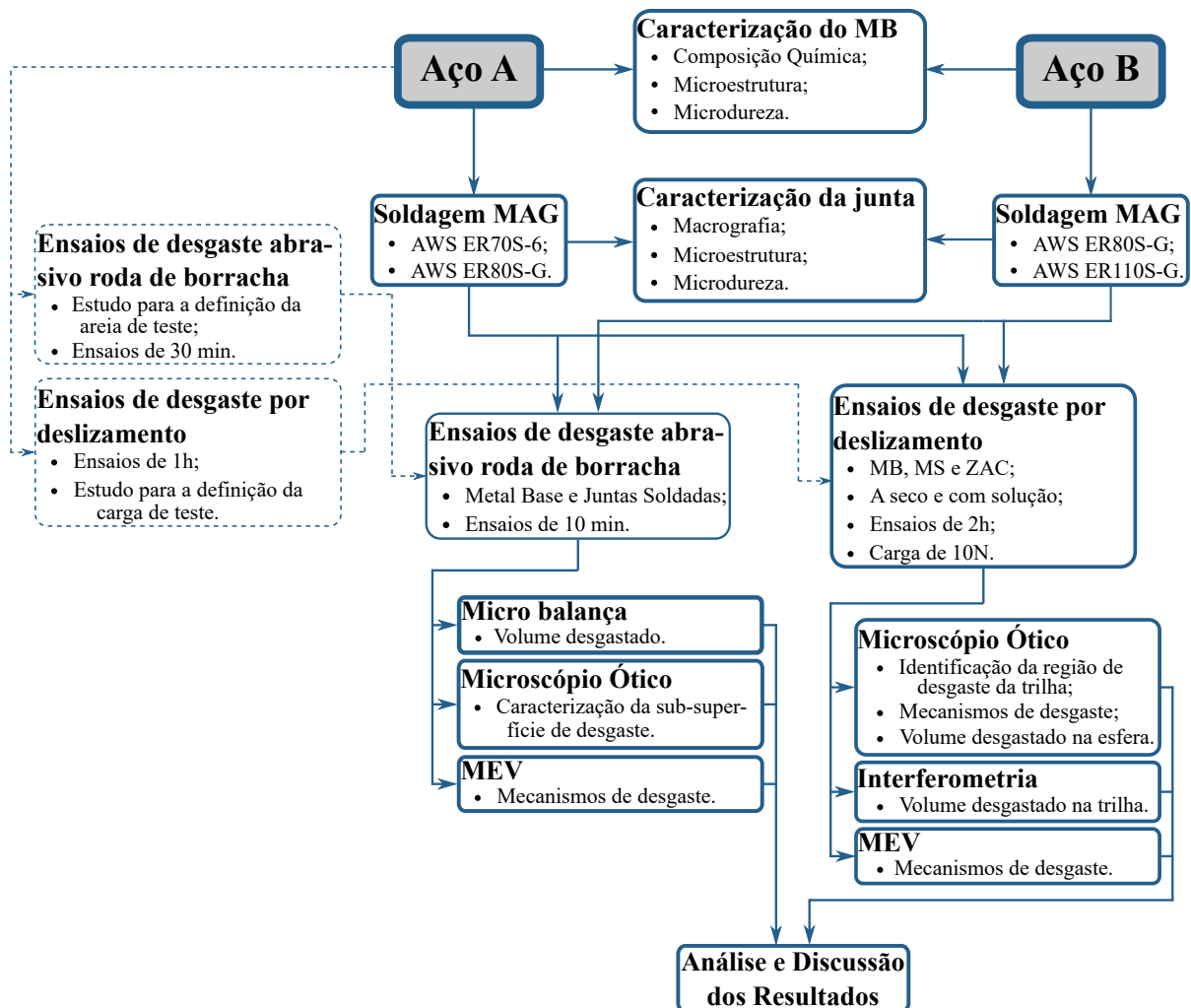


Figura 3.1 – Fluxograma esquemático da metodologia e etapas realizadas neste estudo.

3.1 Material

Os materiais base utilizados neste estudo foram dois aços estruturais, denominados por Aço A e Aço B. O Aço A é um aço de média resistência (aproximadamente 450 MPa de resistência à tração), e o Aço B é um aço de maior resistência (aproximadamente 800 MPa de resistência à tração) em etapas de desenvolvimento para substituição do Aço A

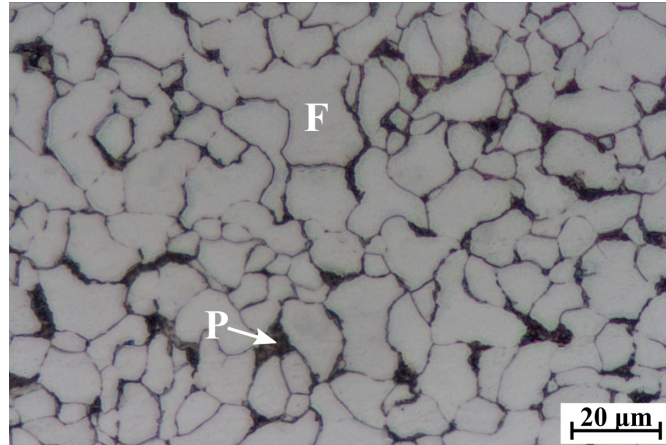
em determinadas aplicações. Objetivando a economia e redução de peso das estruturas o Aço B possuía uma espessura de chapa de 4,00 mm, enquanto no Aço A a espessura era de 4,75 mm. Ambos os aços foram fornecidos pela empresa ArcelorMittal®. A composição química dos referidos aços, tal como apresentada na Tabela 3.1, foi obtida utilizando um espectrômetro de emissão ótica Bruker pertencente ao Laboratório de Fundição - LAFUN, da UFRGS. Fazendo-se uma análise dos dados apresentados nesta tabela, observa-se que os materiais possuem baixo teor de carbono (<0,1%) e um teor de cobre igual ou superior à 0,24 %, o que confere a estes aços uma maior resistência a corrosão atmosférica [Morcillo et al., 2013]. O Aço B apresentou maior quantidade de elementos de liga comparado com o Aço A, o que provocou um aumento do CE. Para estes aços estruturais, foi utilizada a Equação 2.3 no cálculo do CE, uma vez que estes aços apresentam baixo carbono e elevadas quantidades de elementos de liga. Os valores de CE obtidos para os referidos aços foram: Aço A: $CE_{PCM}=0,14$ e Aço B: $CE_{PCM}=0,23$. Segundo API, 2004 estes valores não representam valores críticos para a soldagem.

Tabela 3.1 – Composição química dos materiais base (% em peso).

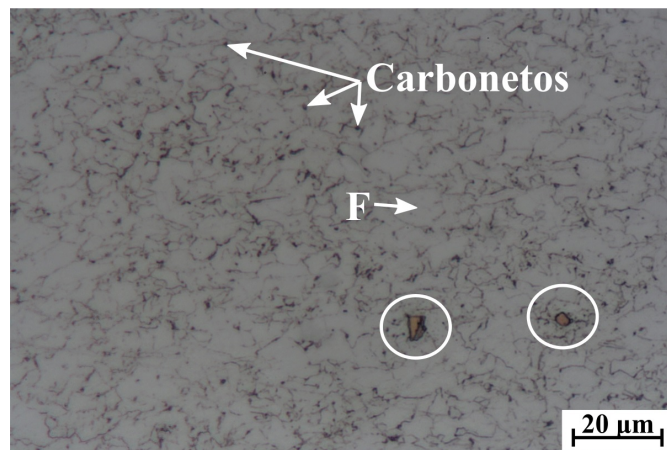
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Al	Nb	Co	Ti	Fe
Aço A	0,082	0,416	0,617	0,24	0,119	0,03	0,04	0,008	0,006	<0,003	Bal.
Aço B	0,088	0,558	1,986	0,28	0,117	0,26	0,04	0,05	0,012	0,081	Bal.

Na Figura 3.2 estão apresentadas as microestruturas dos materiais, observadas através de microscópio ótico Zeiss Axio Lab.A.1, microestruturas obtidas com diferentes aumentos estão apresentadas no Apêndice A. Observa-se que o Aço A é composto por ferrita (fase clara) e perlita (fase escura), já o Aço B é composto por ferrita com finos carbonetos presentes principalmente nos contornos de grão da ferrita e precipitados (os quais apresentam cor mais alaranjada e estão representados nas áreas circuladas da Figura 3.2 (b)), com um tamanho de grão inferior ao do Aço A.

O Aço A apresentou uma dureza de $190,3 \pm 5,9$ HV_{300g}, avaliadas em um microdurômetro Insize, aplicando uma carga de 300g durante 10 s. Em se tratando do Aço B, este apresentou uma dureza de $288,4 \pm 4,2$ HV_{300g}. Os referidos valores de dureza foram adquiridos transversalmente à direção de realização da solda, que foi realizada na direção longitudinal em relação à de laminação dos aços.



(a) Aço A



(b) Aço B

Figura 3.2 – Microestruturas via microscopia ótica dos metais base (ataque Nital 10%).

F = ferrita, P = perlita. As áreas circuladas são regiões com precipitados.

3.2 Processo de Soldagem

Na soldagem dos corpos de prova, utilizou-se o processo MAG convencional com fonte ajustada para trabalhar no modo tensão constante, utilizando corrente contínua com eletrodo positivo (CC+). As soldas foram executadas por um sistema robotizado, como pode ser visto na Figura 3.3, o qual é composto pela fonte TransPuls Synergic 4000R da marca Fronius e pelo robô MA1400 da Yaskawa Motoman Robotics, pertencentes ao Laboratório de Soldagem & Técnicas Conexas (LS&TC) da UFRGS.

As dimensões originais das chapas eram de 100×200 mm. Objetivando a realização da soldagem em um único passe, para o aço Aço A, uma vez que o mesmo possuía maior espessura, foram utilizadas juntas de topo com chanfro em “V”, com as dimensões mostradas na Figura 3.4 (a), para o Aço B, uma vez que a espessura das chapas era menor,

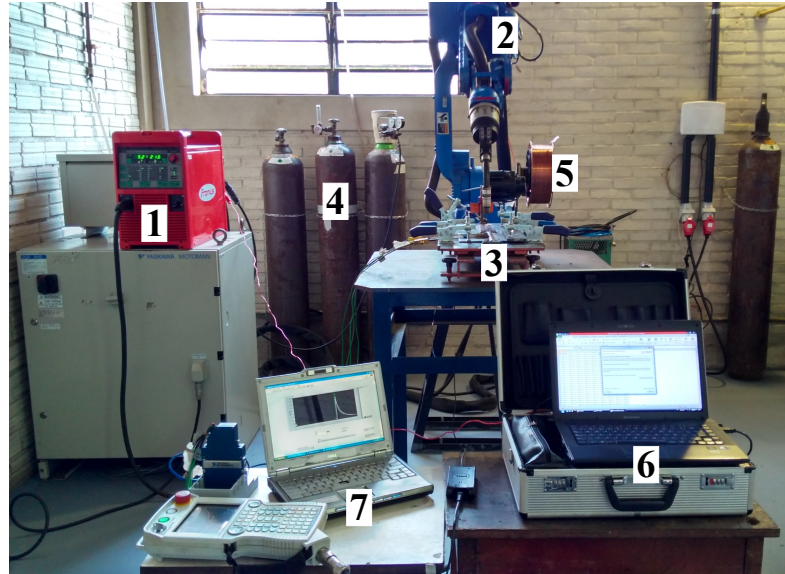


Figura 3.3 – Equipamentos utilizados no processo de soldagem e aquisição de dados: (1) Fonte de soldagem; (2) Robô; (3) Sistema para fixação da peça; (4) Gás de Proteção; (5) Arame/Eletrodo; (6) Sistema de aquisição de tensão e corrente; (7) Sistema de aquisição de temperatura.

foram utilizadas juntas de topo com chanfro reto, de acordo com a Figura 3.4 (b).

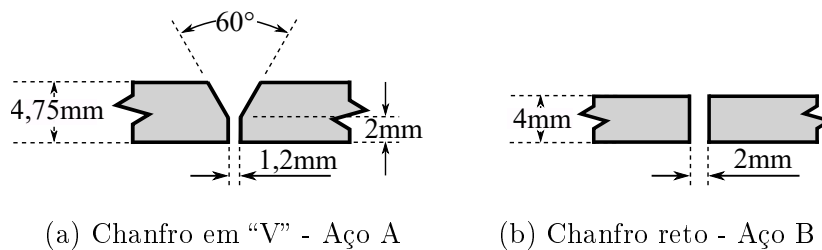


Figura 3.4 – Geometria das juntas soldadas para ambos aços.

Na soldagem dos corpos de prova foram utilizados três metais de adição: AWS ER70S-6, AWS ER80S-G e AWS ER110S-G, cujas mínimas resistência à tração e composições químicas estão apresentadas na Tabela 3.2, todos com 1,2 mm de diâmetro. Nos dois metais base foi utilizado o metal de adição AWS ER80S-G, uma vez que este possui na sua composição química certa quantidade de Cu, sendo indicado para a soldagem de aços resistentes a corrosão atmosférica. No Aço A, aço este que apresentava menor resistência mecânica comparado ao Aço B, além do metal de adição AWS ER80S-G foi utilizado o AWS ER70S-6, cujo metal de solda deve apresentar, no estado “como soldado”, resistência à tração mínima de 485 MPa, sendo muito similar a resistência a tração do referido metal base. No Aço B, o qual apresentava maior resistência mecânica, além do

AWS ER80S-G foi utilizado o metal de adição AWS ER110S-G, uma vez que este metal de adição deve apresentar mínima resistência a tração maior do que os demais, e mais próxima a observada no metal base.

Tabela 3.2 – Especificação e composição química (% em peso) dos metais de adição utilizados [ESAB, 2017].

Especificação	Resistência à Tração ¹	Composição Química						
		C	Si	Mn	Ni	Cu	Cr	Mo
AWS ER70S-6 (Autrod 12.51)	485 MPa	0,08	0,90	1,50	-	-	-	-
AWS ER 80S-G (AristoRod 13.26)	550 MPa	0,10	0,80	1,40	0,80	0,40	-	-
AWS ER110S-G (AristoRod 69)	750 MPa	0,10	0,60	1,50	1,40	-	0,30	0,25

¹ Resistência à tração mínima cujo metal de solda deve apresentar, no estado “como soldado”.

O gás de proteção utilizado foi o C25 (composto por uma mistura de argônio e 25% de CO₂), com vazão de 15 l/min. A distância do bico de contato à peça (DBCP) foi mantida constante em 15 mm para todas as juntas soldadas.

Inicialmente, realizou-se pré-testes com o objetivo de encontrar os parâmetros adequados para a soldagem, de modo a obter uma solda sem defeitos macroscópicos, como falta de penetração, falta de fusão, mordedura, entre outros. Na Tabela 3.3 são apresentados os parâmetros finais de soldagem utilizados para cada condição. Os valores de tensão e corrente apresentados na referida tabela correspondem a valores médios obtidos pelo Sistema de Aquisição Portátil SAP 4.01, da IMC Soldagem. Para os parâmetros utilizados, a transferência de metal do eletrodo para a peça ocorreu por curto-circuito, determinada pela análise dos valores instantâneos de corrente e tensão coletados pelo sistema de aquisição de dados, como pode ser observado no Apêndice B. A aquisição dos ciclos térmicos se deu através do sistema de aquisição National Instruments com a utilização de termopares do tipo “K” posicionados a uma distância (d) da margem do cordão de solda, conforme esquema da Figura 3.5.

Após a soldagem, foram retirados corpos de prova das regiões centrais do cordão para a realização de macrografia, visualização das microestruturas e análise de micro-

Tabela 3.3 – Parâmetros de soldagem empregados para as obtenções das juntas.

Aço A		
	AWS ER70S-6	AWS ER80S-G
Tensão (U)	22,6 V	22,7 V
Corrente (I)	199,4 A	224,0 A
Velocidade de alimentação do eletrodo (W)	5,2 m/min	5,2 m/min
Velocidade de soldagem (v)	4 mm/s	4 mm/s
Energia (E) ¹	0,90 kJ/mm	1,02 kJ/mm
Aço B		
	AWS ER80S-G	AWS ER110S-G
Tensão (U)	21,1 V	20,8 V
Corrente (I)	198,4 A	201,5 A
Velocidade de alimentação do eletrodo (W)	4,5 m/min	4,5 m/min
Velocidade de soldagem (v)	4,5 mm/s	5 mm/s
Energia (E) ¹	0,74 kJ/mm	0,67 kJ/mm

$$^1 E = \eta \cdot (U \cdot I / v) \text{ [AWS, 2001]}$$

* η = eficiência térmica do arco. Considerou-se 80% em referência a Hackenhaar et al., 2016.

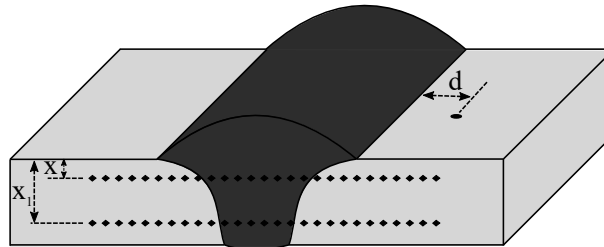


Figura 3.5 – Esquema mostrando a localização dos termopares nas juntas soldadas, bem como a metodologia para ensaios de microdureza Vickers.

dureza de cada condição. Para isso, foram efetuados cortes transversais aos cordões de solda, utilizando uma serra horizontal e uma cortadora metalográfica. Nesta operação, empregou-se refrigeração com o objetivo de garantir que não ocorressem alterações metalúrgicas no material. As amostras foram preparadas utilizando o procedimento usual de preparo metalográfico (lixamento manual e polimento utilizando alumina). Após o polimento e ataque químico com Nital 10%, realizou-se a análise macrográfica das amostras, utilizando uma lupa Leica EZ4 HD. A análise microestrutural da juntas foi realizada em um microscópio ótico Zeiss Axio Lab.A.1.

Os perfis de microdurezas mostraram a variação da dureza ao longo das diferentes

regiões da junta soldada. Para a realização deste ensaios, foi utilizado um microdurômetro Insize, aplicando uma carga de 300g com tempo de permanência de 10 s. Foram feitas duas linhas em cada amostra, sendo a primeira a distância $x = 1$ mm da superfície superior e a segunda a $x_1 = 3$ mm no Aço A, e $x_1 = 2$ mm no Aço B, conforme esquematizado na Figura 3.5. O espaçamento entre identações foi de 0,5 mm (todo este procedimento respeitou o padrão proposto pela norma ASTM-E384, 2017).

3.3 Ensaio de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha

Estes ensaios de desgaste abrasivo foram realizados utilizando um abrasômetro do tipo roda de borracha, construído segundo a norma ASTM-G65, 2016, conforme esquema apresentado na Figura 3.6(a). O equipamento utilizado está mostrado na Figura 3.6(b), foi construído por Cassina, 1991, e consiste em um disco revestido por um anel de borracha que atrita contra a superfície de uma amostra mantendo sua rotação constante. Uma carga é aplicada sobre a superfície da amostra, e entre as duas superfícies de desgaste um fluxo abrasivo é alimentado com velocidade constante.

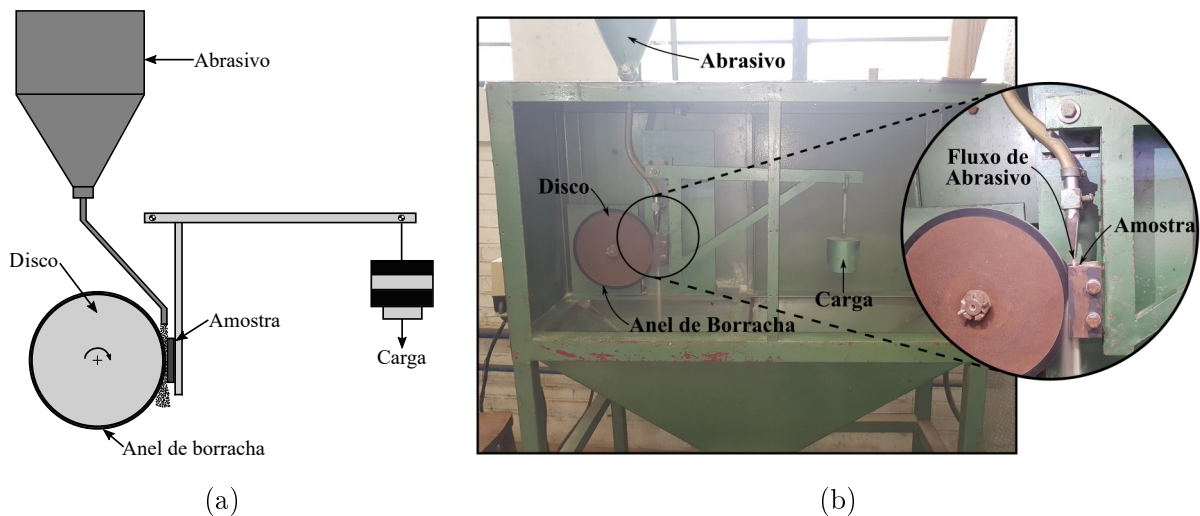
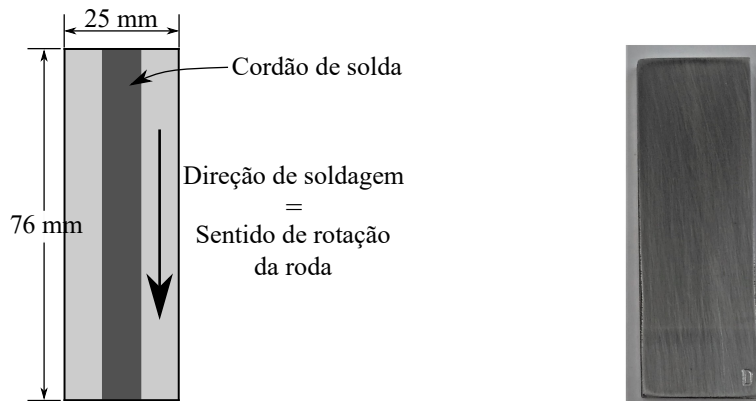


Figura 3.6 – (a) Representação esquemática do equipamento [adaptado de ASTM-G65, 2016] e (b) Equipamento utilizado nos ensaios.

Para este ensaio foram confeccionadas amostras retangulares de 76×25 mm, cortadas com o auxílio de uma cortadora metalográfica e fresadas para a obtenção de superfícies planas e paralelas. A superfície de ensaio foi lixada com lixas até a granulometria de 600 *mesh*. Nas amostras soldadas, o cordão de solda foi centralizado paralelamente ao lado de maior dimensão da amostra, e desta forma a direção de soldagem coincidiu com o sentido

de rotação da roda, conforme representado na Figura 3.7.



(a) Esquema do corpo de prova soldado. (b) Exemplo de um corpo de prova antes do ensaio.

Figura 3.7 – Corpos de prova para ensaios de desgaste roda de borracha.

Ao início e término de cada ensaio, realizava-se a limpeza utilizando acetona e a pesagem das amostras em uma microbalança SHIMADZU AY220, com uma resolução de 10^{-4} g. Conhecendo-se a densidade do material (ρ) e a perda de massa (m), obteve-se o volume de material desgastado (P_v), através da Equação 3.1 [ASTM-G65, 2016].

$$P_v(mm^3) = \frac{m(g)}{\rho(g/cm^3)} \times 1000 \quad (3.1)$$

Visto que a borracha sofre desgaste durante a realização do ensaio e seu diâmetro vai sendo levemente alterado, o que provoca uma redução no desgaste real da amostra, em relação ao desgaste que seria provocado por uma roda com seu diâmetro inicial. Para corrigir esta perda, a norma ASTM-G65, 2016 recomenda a aplicação da Equação 3.2, cuja perda de volume ajustada (P_{va}) indica a taxa de abrasão real produzida por uma roda de 228,6 mm de diâmetro, que é o diâmetro inicial da roda de borracha, antes da realização de qualquer ensaio.

$$P_{va}(mm^3) = P_v \cdot \frac{228,6(mm)}{d_f} \quad (3.2)$$

onde d_f é o diâmetro da roda após o uso.

Na Tabela 3.4 são apresentados os parâmetros utilizados neste ensaio. O tempo de ensaio foi definido através do procedimento B, proposto pela norma ASTM-G65, 2016. Todos os experimentos foram realizados em temperatura ambiente.

Tabela 3.4 – Parâmetros utilizados no ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha.

Tipo de borracha	Neoprene
Dureza da borracha	74 Shore (A)
Carga	130 N
Rotação do disco	216,4 rot/min
Tempo de ensaio	10 min
Fluxo de abrasivo	Entre 300 e 330 g/min
Tamanho do abrasivo	212 - 300 μm

A norma ASTM-G65, 2016 recomenda a utilização do abrasivo em grãos arredondados de quartzo, provenientes da U.S. Silica Co, com granulometria AFS 50/70. Entretanto, como não se dispunha do referido abrasivo, indicado pela norma, optou-se pela utilização de areia comumente empregada na construção civil. Para tanto, realizou-se a secagem e classificação granulométrica da referida areia. Após a secagem, o teor de umidade da areia era menor do que 0,5 %, o que estava de acordo com a recomendação da norma.

Inicialmente foi realizado um estudo, utilizando como material base o Aço A, onde diferentes faixas de granulometrias de areia foram empregadas, com o propósito de avaliar a perda de volume e a taxa de desgaste resultante. Os resultados estão mostrados nas Figuras 3.8 (a) e (b). Para cada faixa de granulometria, ensaios foram realizados em um total de 30 min, sendo que a cada 5 min o ensaio era interrompido, retirava-se a amostra, procedendo a sua limpeza e pesagem para, posteriormente, reposicioná-la ao equipamento,

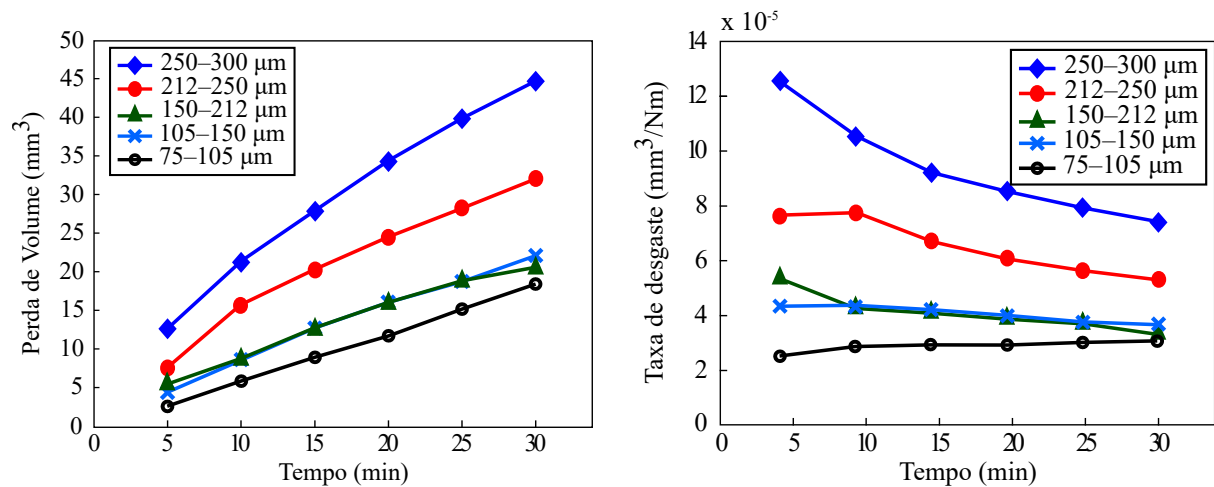
(a) Perda de Volume \times Tempo(b) Taxa de desgaste específico \times Tempo.

Figura 3.8 – Resultados dos ensaios preliminares.

continuando com o ensaio por mais 5 min.

Através deste experimento foi observado que com o uso de maiores granulometrias de areia havia uma maior perda de volume e taxa de desgaste específico. A partir destes resultados, optou-se por utilizar a areia com a faixa granulométrica entre 212 - 300 μm . Também, nestes experimentos, foi observado que a taxa de desgaste era maior nos minutos iniciais (até aproximadamente 10 ou 15 minutos) e após, principalmente para menores granulometrias, ela se mantinha praticamente constante. Em um outro estudo foi avaliada a possibilidade de reutilização da areia, sendo esta descartada, uma vez que a perda de volume média reduz aproximadamente 33,5% quando emprega-se uma areia já utilizada anteriormente, o que ocorre provavelmente devido a uma variação no tamanho e na forma do grãos abrasivos [Bandeira, 2017].

3.3.1 Caracterização da Superfície Desgastada dos Ensaio de Desgaste Roda de Borracha

Na análise dos mecanismos de desgaste foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura JEOL 6060. A microestrutura da superfície e sub-superfície desgastada foram observadas em um microscópio ótico Zeiss Axio Lab.A1 através de uma seção transversal da amostra. A técnica metalográfica utilizada consistiu na preparação de uma superfície orientada a aproximadamente 20° da superfície desgastada, como mostrado na Figura 3.9. Este método permitiu uma observação ampliada da superfície desgastada e da microestrutura da sub-superfície.

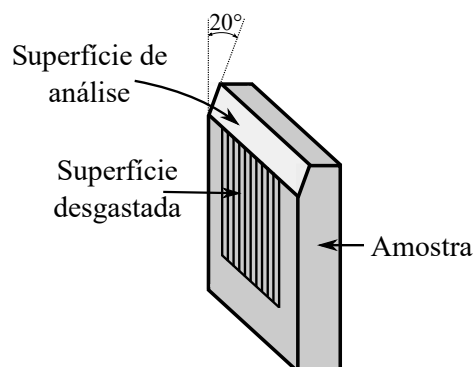


Figura 3.9 – Esquema da geometria da amostra na área de análise para a observação da microestrutura próxima ao desgaste.

3.4 Ensaio de Desgaste por Deslizamento

Para os ensaios de desgaste por deslizamento foi utilizado movimento linear alterado e geometria de contato esfera-sobre-chapa, sendo a amostra plana composta pelo material a ser analisado (corpo de prova). Neste sistema, o movimento linear é realizado pela mesa onde a amostra é fixada, sendo a carga aplicada sobre a esfera, tal como apresentado no esquema da Figura 3.10.

Os ensaios foram realizados em um microtribômetro desenvolvido por Postal et al., 2017, mostrado na Figura 3.11, e fabricado pela empresa TTP - Indústria Mecânica Ltda, para realizar estudos de desgaste em juntas soldadas.

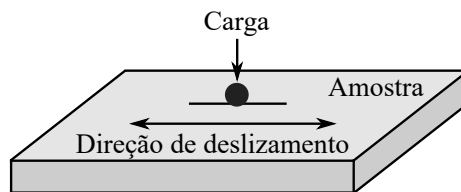


Figura 3.10 – Esquema de movimento no ensaio pino-sobre-chapa.

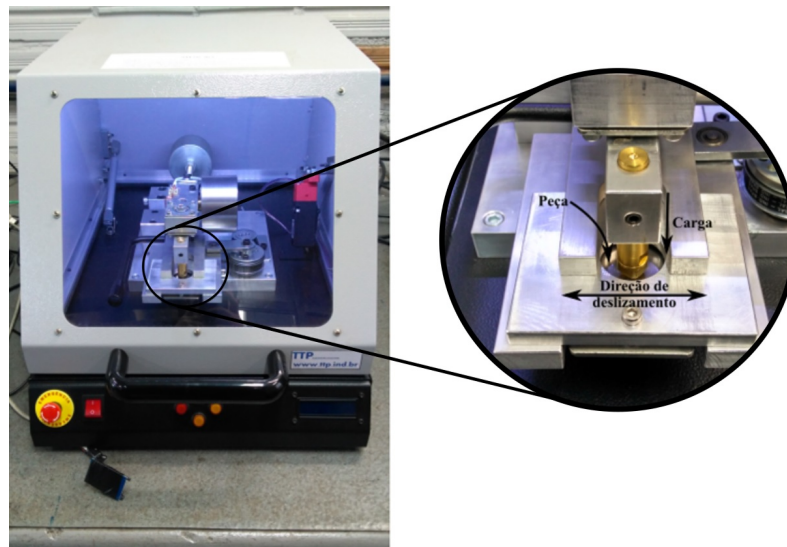


Figura 3.11 – Equipamento utilizado nos ensaios de desgaste por deslizamento.

Para a realização dos ensaios, inicialmente as peças foram fresadas, removendo o reforço do cordão de solda, deixando todas as faces a serem ensaiadas planas, e posteriormente, lixadas e polidas. Para os ensaios realizados nas amostras que continham os cordões de solda, a direção de deslizamento foi posicionada paralela ao cordão de solda, ou seja, a direção de soldagem. Os ensaios foram realizados para duas condições, sendo

elas: sem meio líquido (a seco), e também incluindo uma solução (NaCl 0,05M, “água artificial”), optou-se por utilizar esta solução, uma vez que estes aços possuem determinada resistência quando expostos a corrosão atmosférica e devido a sua aplicação. As amostras ensaiadas a seco foram atacadas com Nital 10 % antes da realização do ensaio, facilitando a visualização das diferentes regiões do cordão de solda e o posicionamento da amostra. As amostras ensaiadas com solução não foram atacadas, somente foram polidas. No entanto, antes da inicialização do ensaio as mesmas foram imersas na solução durante 900 segundos (15 minutos). Pelo fato da área ensaiada ser pequena, foi possível avaliar diferentes regiões do cordão de solda separadamente. Neste sentido, optou-se por realizar ensaios no MB, no MS e na ZAC-GG, uma vez que o ensaio de desgaste roda de borracha também abrangeu parte destas região da ZAC. Para cada região, foram realizadas no mínimo três repetições.

Segundo a norma ASTM-G133, 2005, quando se analisa este tipo de ensaio de desgaste podem ocorrer três situações distintas, dependendo do par tribológico utilizado, sendo elas: desgaste somente da esfera, quando a resistência ao desgaste do amostra plana for muito maior do que a da esfera, como mostrado na Figura 3.12 (a); somente na amostra plana, quando o material da esfera for muito mais resistente, Figura 3.12 (b); ou em ambos, tanto na esfera quanto na amostra, Figura 3.12 (c).

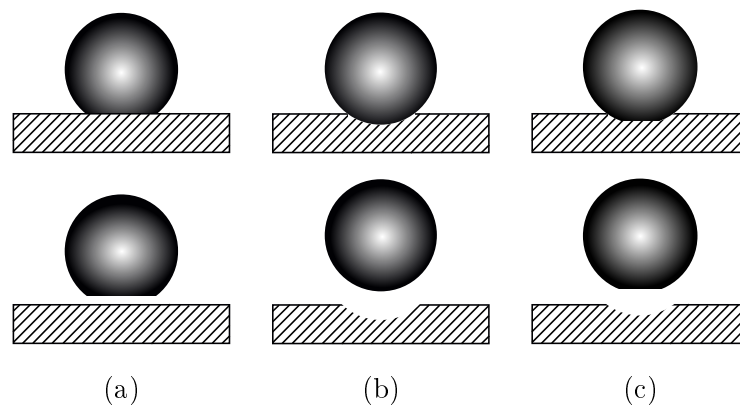


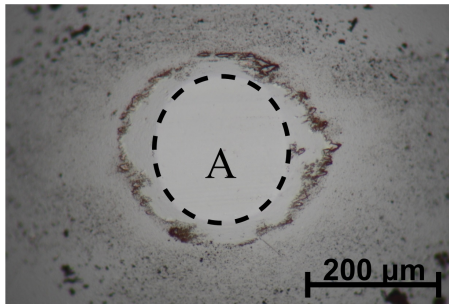
Figura 3.12 – Possíveis situações para diferentes resistência ao desgaste da esfera e da amostra plana [ASTM-G133, 2005].

Para o cálculo do desgaste da esfera, imagens das marcas deixadas na esfera foram feitas com o auxílio de um microscópio óptico utilizando uma ampliação conhecida, Figura 3.13 (a). Em seguida, estas imagens foram analisadas em um programa de edição de imagens para a medição das áreas desgastadas. Como em alguns casos não havia um

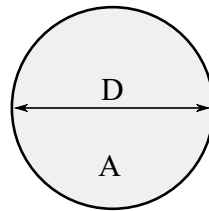
padrão circular para esta marca, a correspondente área foi aproximada por um círculo de mesma área, conforme representado na Figura 3.13 (b). Para cada ensaio foi realizada uma média de 5 medições da área e esse valor foi utilizado para calcular o diâmetro efetivo da marca (D). O volume desgastado na esfera (V_e), representado na Figura 3.13 (c), foi determinado empregando as Equações 3.3 e 3.4 [ASTM-G133, 2005], onde h é a altura do material removido (mm) e R é o raio inicial da esfera (mm).

$$V_e = (\pi h/6)[3D^2/4 + h^2] \quad (3.3)$$

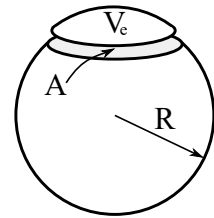
$$h = R - [R^2 - (D^2/4)]^{1/2} \quad (3.4)$$



(a) Imagem de uma esfera desgastada.



(b) Aproximação da área de desgaste.



(c) Cálculo do volume de desgaste na esfera.

Figura 3.13 – Esquema da metodologia utilizada para o cálculo do volume desgastado na esfera.

Para a determinação do volume desgastado na trilha, perfis topográficos foram obtidos com a utilização de um Interferômetro Bruker - Contour GT, como apresentado na Figura 3.14 (a). A partir destes perfis, uma linha transversal a trilha foi traçada, gerando assim um perfil 2D, como mostrado na Figura 3.14 (b). Sendo assim, a estimativa do volume de material desgastado foi obtida em referência à área correspondente à seção transversal da trilha, localizada abaixo da linha de referência ¹, representado pelo detalhe tracejado da Figura 3.14 (b). Em cada trilha foram criadas 10 linhas transversais igualmente espaçadas. As extremidades da trilha, onde ocorrem erros geométricos associados aos pontos de inversão de direção do movimento, foram negligenciadas.

O volume de desgaste da amostra plana foi calculado a partir do comprimento da trilha (L) e da média da área das seções transversais à trilha (A_t), utilizando a Equação

¹ esta linha corresponde a superfície da amostra

3.5. É importante salientar que o volume desgastado da trilha diz respeito não apenas ao material removido, mas também ao material deformado plasticamente abaixo da trilha.

$$V_t = A_t \times L \quad (3.5)$$

Na Tabela 3.5 são apresentados os parâmetros utilizados neste ensaio.

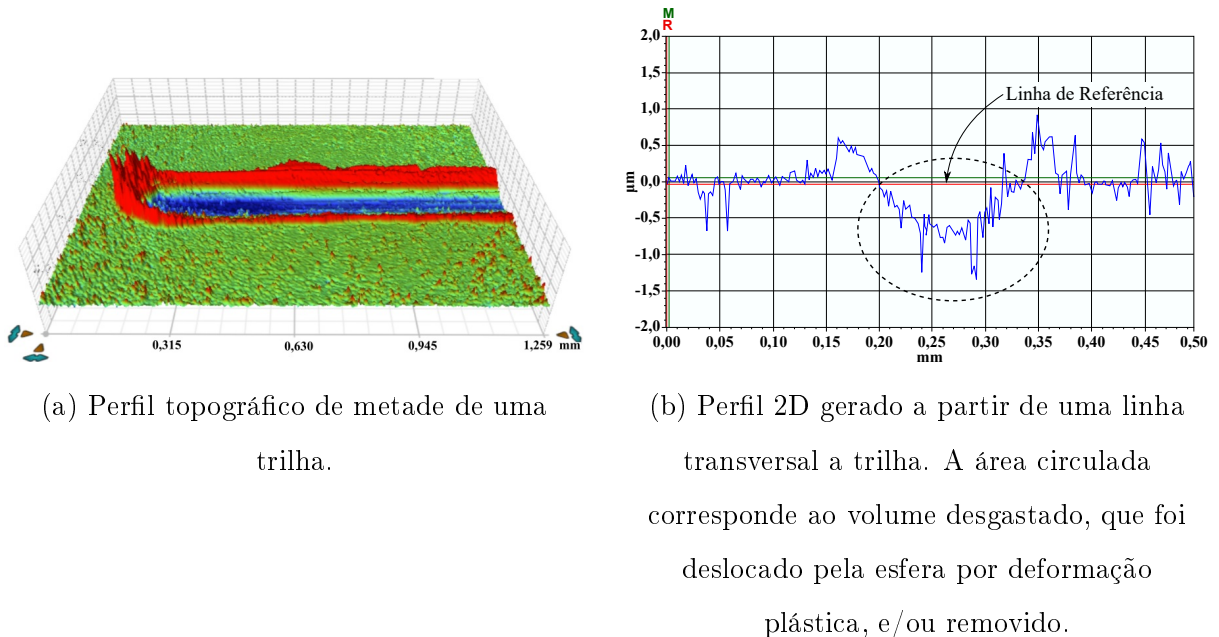


Figura 3.14 – Metodologia utilizada para o cálculo do volume desgastado na trilha.

Tabela 3.5 – Parâmetros utilizados nos ensaios de desgaste por deslizamento.

Frequência do ensaio	1 Hz
Velocidade linear	4 mm/s
Amplitude da trilha	2 mm
Distância percorrida	28,8 m
Material da esfera	Alumina (Al_2O_3)
Diâmetro da esfera	4,762 mm
Dureza da esfera ¹	$1536,8 \pm 38,7 \text{ HV}_{1000g}$
Força normal aplicada	10 N
Tempo de ensaio	2 h

¹ Obtida com um microdurômetro Insize, com carga de 1000 g e tempo de 10 s.

Optou-se por utilizar a esfera cerâmica (alumina), devido à baixa afinidade química presente entre cerâmica e metal, minimizando assim a ocorrência de desgaste por adesão, e também pela cerâmica ser teoricamente inerte ao meio e aos produtos de corrosão

utilizados no ensaio com solução, sendo assim, a sua utilização foi padronizada para todos os ensaios. Após cada ensaio, a esfera era rotacionada ou substituída, obtendo-se uma nova área para o contato entre a esfera e a amostra.

Neste equipamento o coeficiente de atrito foi obtido por uma célula de carga e um sistema de aquisição de dados, o qual utiliza uma frequência de aquisição de dados de 80 Hz. Após os ensaios os dados gerados pelo sistema eram transferidos para o computador onde foi obtido o coeficiente de atrito cinético de cada ensaio.

O coeficiente de atrito médio foi analisado após o período inicial de assentamento, neste período inicia-se a interação entre as asperezas das duas superfícies, entre o corpo e o contracorpo. Nesse estágio é possível observar uma variação significativa do coeficiente de atrito, isso porque ocorre uma acomodação das superfícies por consequência do aumento do número de contatos entre asperezas e da área real de contato [Kapoor et al., 1994]. Os valores de coeficiente de atrito médio foram calculados a partir de 15 minutos do início de cada ensaio.

Objetivando a definição da carga para utilização nos ensaios, realizaram-se ensaios preliminares, empregando-se como base o Aço A, com cargas de 2 N, 5 N, e 10 N ao tempo de ensaio de 1 h. Observando o coeficiente de atrito (CoF), Figura 3.15, percebe-se que com a carga de 2 N o valor médio do CoF é menor do que com a utilização de cargas maiores, sendo que com a utilização das cargas de 5 N e 10 N não há uma variação significativa nos valores médios do CoF. Na Figura 3.16 estão representados perfis topográficos das trilhas obtida com a utilização das cargas de 2 N e 10 N, na Figura 3.16(a) observa-se que pouco material é removido do interior da trilha, o que torna muito

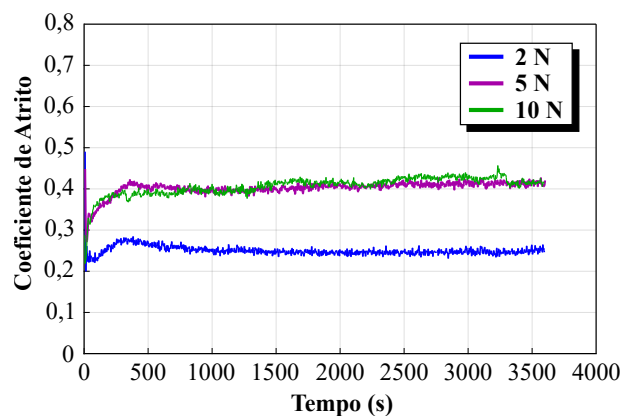


Figura 3.15 – Coeficiente de atrito em função do tempo para as diferentes cargas.

Ensaio realizado empregando o aço A e tempo de 1h.

difícil a mensuração posterior do volume desgastado. Na trilha obtida com a utilização da carga de 10 N, Figura 3.16(b), uma quantidade maior de material é removida do interior da mesma. Através destas observações, optou-se por padronizar nos ensaios a utilização da carga de 10 N, aumentando também o tempo de ensaio para 2 h.

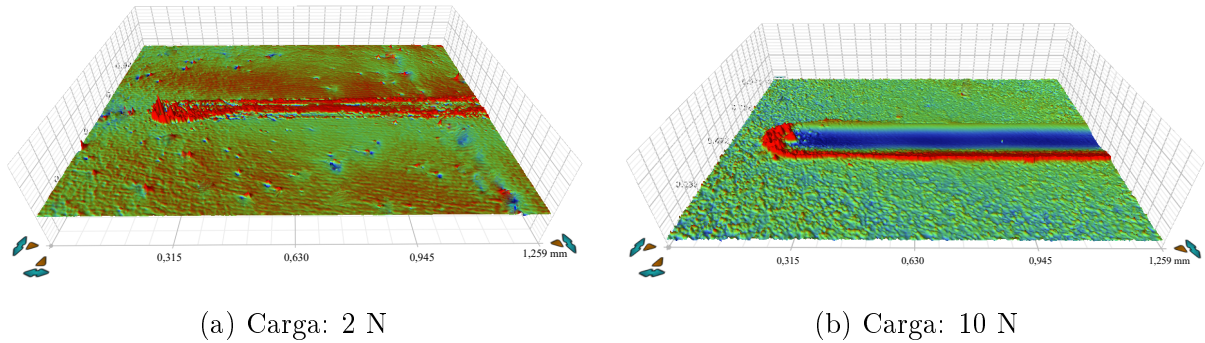


Figura 3.16 – Perfis topográficos das trilhas, obtidos por interferometria, para diferentes cargas, ensaios realizados empregando o aço A e tempo de 1h.

3.4.1 Caracterização da Superfície Desgastada dos Ensaios de Desgaste por Deslizamento

Para a análise e caracterização dos mecanismos de desgaste foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura modelo VEGA3 TESCAN e um microscópio ótico Zeiss Axio Lab.A1. Ao término de todos os ensaios, imagens das trilhas foram capturadas no microscópio ótico, o que também facilitou a identificação das sub-regiões de realização dos ensaios quando eles eram realizados na ZAC.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Os resultados obtidos mediante a utilização da metodologia descrita no Capítulo 3 serão apresentados a seguir. Para tal, será realizada inicialmente a apresentação das análises realizadas nas juntas soldadas, microestruturas e durezas. Posteriormente, serão mostrados os resultados experimentais obtidos nos ensaios de resistência ao desgaste roda de borracha e por deslizamento, bem como dos ensaios dos ensaios de desgaste por deslizamento em meio corrosivo.

4.1 Avaliação das Juntas Soldadas

4.1.1 Macrografia

Através das macroestruturas dos cordões de solda, Figura 4.1, pode-se observar que os parâmetros de soldagem utilizados garantiram penetração completa do metal de solda e preenchimento total da junta em um único passe, não sendo perceptível qualquer defeito que comprometesse a junta. Vale lembrar que tanto a espessura da chapa quanto a geometria da junta diferem entre os Aços A e B. Na Figura 4.1 também está representada a diluição para cada condição, calculada a partir da Equação 2.4. Observa-se, que mesmo

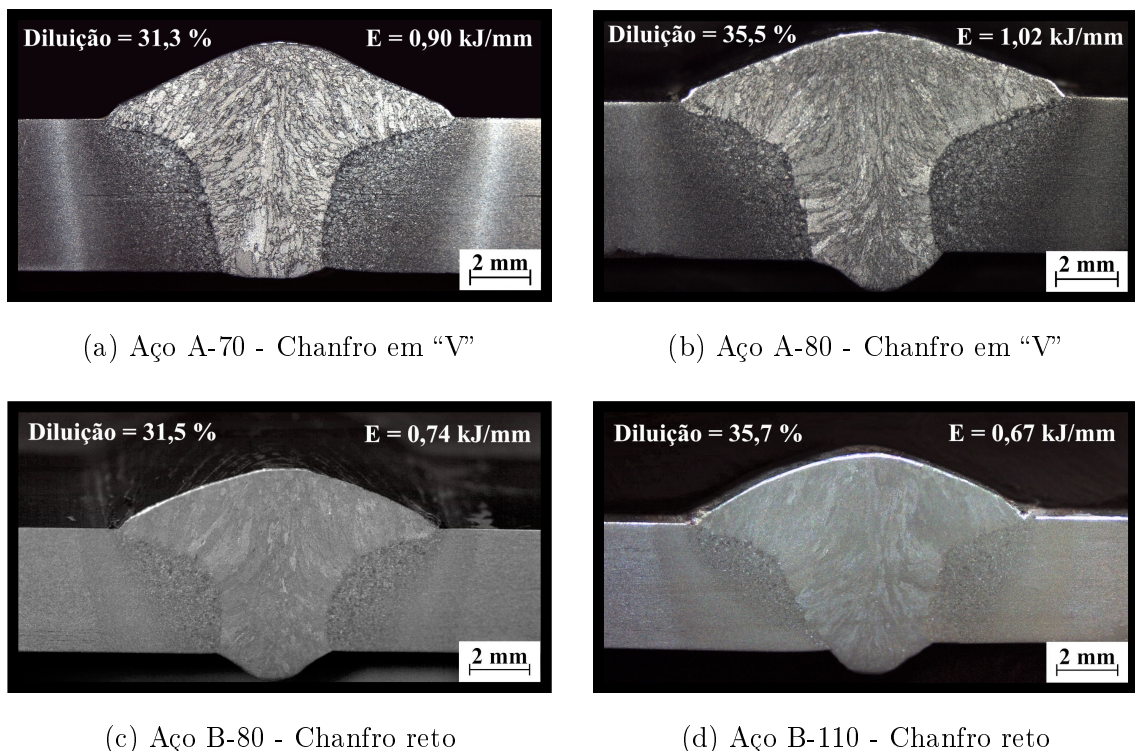


Figura 4.1 – Macrografias dos cordões de solda para as quatro condições de soldagem.

com a espessura e geometria da junta diferentes, houve pouca variação nos valores da diluição.

4.1.2 Análise Microestrutural

Na Figura 4.2 estão representadas as microestruturas dos metais de solda obtidos para as quatro condições soldadas. As microestruturas resultantes nestas regiões eram compostas predominantemente por ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal intragranular, ferrita com segunda fase alinhada e ferrita acicular.

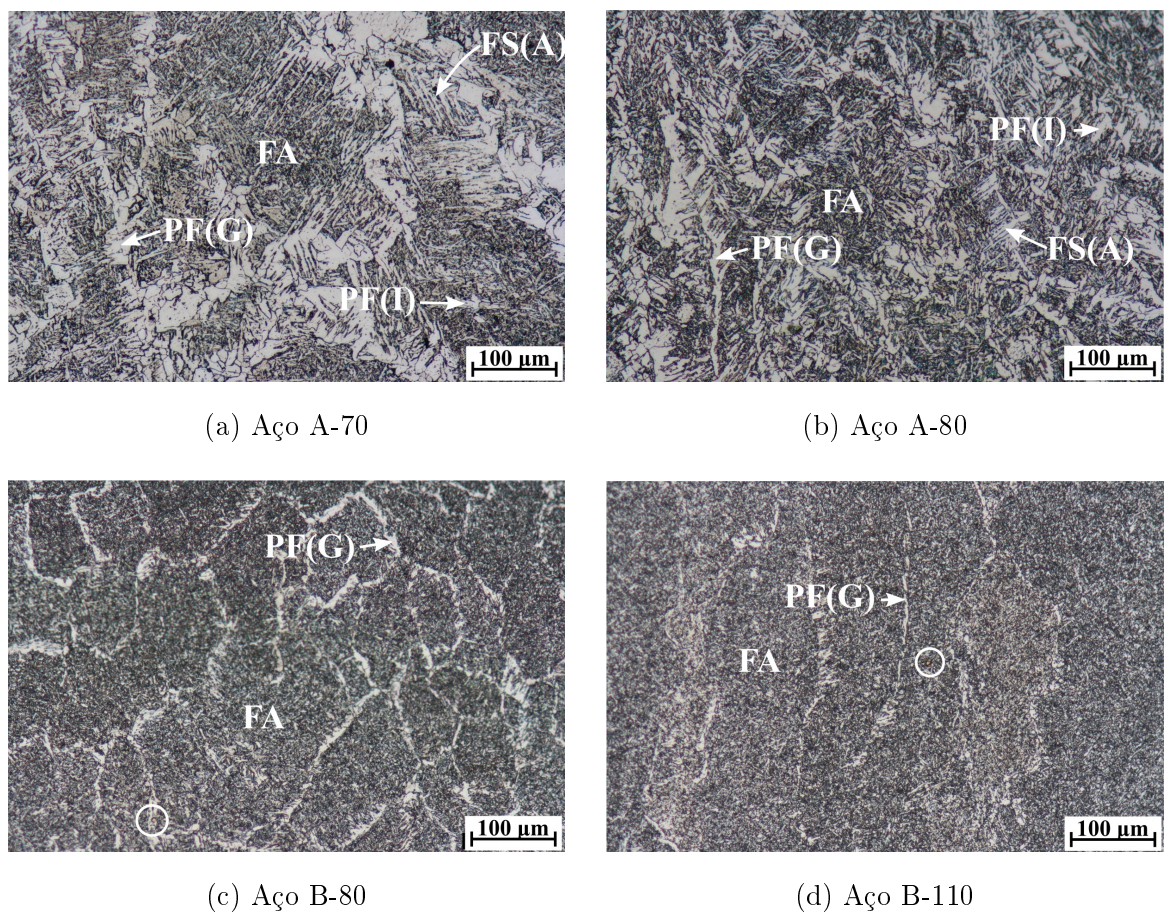


Figura 4.2 – Microestruturas dos metais de solda para as diferentes condições de soldagem. PF(G) = ferrita de contorno de grão, PF(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) = ferrita com segunda fase alinhada, FA = ferrita acicular. As áreas circuladas são regiões com precipitados.

Em todos os metais de solda observou-se a presença de ferrita acicular e ferrita de contorno de grão. Dentre todas as condições estudadas, no Aço A, notou-se a presença mais significativa de ferrita de contorno de grão e ferrita com segunda fase alinhada, como também a ferrita poligonal intragranular. Já nos metais de solda do Aço B notou-se uma

maior quantidade de ferrita acicular e com tamanho de grão menor, e houve a formação de menor quantidade de ferrita de contorno de grão, quando comparados aos MS do Aço A. Nos dois metais de solda do Aço B também foi observada a presença de precipitados, os quais apresentaram morfologia muito similares aos presentes no MB.

Segundo Wainer et al., 2004, a microestrutura do metal de solda é influenciada pela composição química e microestrutura inicial do MB, pela composição química do metal de adição, diluição e energia fornecida ao processo.

Comparando os MS do Aço A, existe uma diminuição da ferrita de contorno de grão e aumento da ferrita acicular no Aço A-80. Essas alterações se devem ao efeito conjunto da energia de soldagem, composição química do arame e diluição.

Entre as microestruturas dos metais de solda do Aço A e do aço B observa-se uma diferença significativa na quantidade de ferrita acicular e ferrita de contorno de grão. Possivelmente, o aumento da quantidade de ferrita acicular no MS das condições soldadas do Aço B, entre outros fatores, foi influenciado pelo percentual de manganês presente em sua composição química, que é aproximadamente três vezes maior do que o Aço A (Aço A: 0,617 % e Aço B: 1,986 %). Bhadeshia, 2001, estudando o efeito do manganês em metais de solda, observou que aumentando a quantidade de manganês, na faixa de 0,6 a 1,8 % em peso, aumenta-se a quantidade de ferrita acicular e diminui a quantidade de ferrita intergranular, ao mesmo tempo que causa um refinamento da ferrita acicular. Segundo Farrar e Harrison, 1987, o Mn segrega nos contornos de grãos da austenita e diminui a força-motriz para a nucleação da ferrita poligonal e de segunda fase, favorecendo a formação da ferrita acicular.

Quando comparados os MS do Aço B, por se tratar do mesmo MB (mesma composição química e microestrutura), a quantidade de ferrita de contorno de grão do Aço B-110 foi menor em relação ao Aço B-80. Tal redução possivelmente tenha sido influenciada pela diluição 5% maior no Aço B-110 do que no Aço B-80, ou seja, uma maior contribuição do MB no MS. Além disso, o metal de adição AWS ER110S-G, também pode ter contribuído neste aspecto, visto que possuía aproximadamente duas vezes maior teor de níquel (1,5 %) comparado com o AWS ER80S-G (0,80% de níquel). Conforme Farrar e Harrison, 1987, tal como acontece com o caso do manganês, o Ni diminui a temperatura de transformação de austenita em ferrita, o que resulta em um regime de crescimento mais favorável para a ferrite acicular.

Em se tratando de aços carbono, as transformações microestruturais que ocorrem nas diferentes regiões da ZAC são dependentes do ciclo térmico de soldagem, da composição química e da microestrutura inicial do metal base [Easterling, 1983]. A Figura 4.3 mostra quatro ciclos térmicos resultantes do processo de soldagem, enquanto na Figura 4.4 são apresentadas suas respectivas microestruturas.

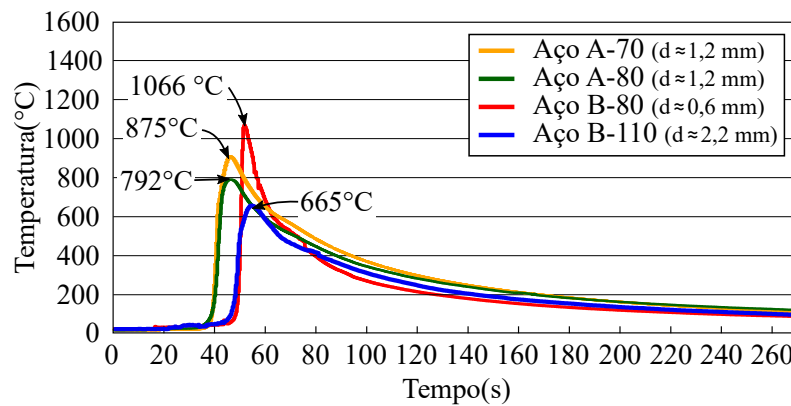
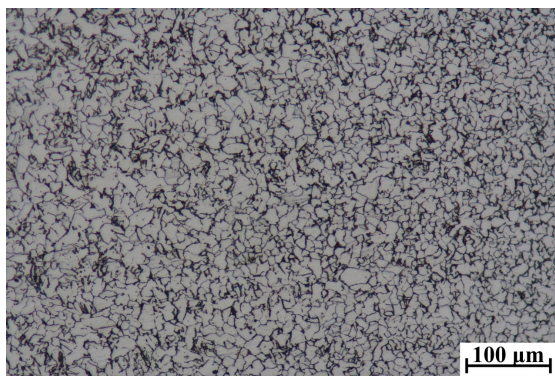
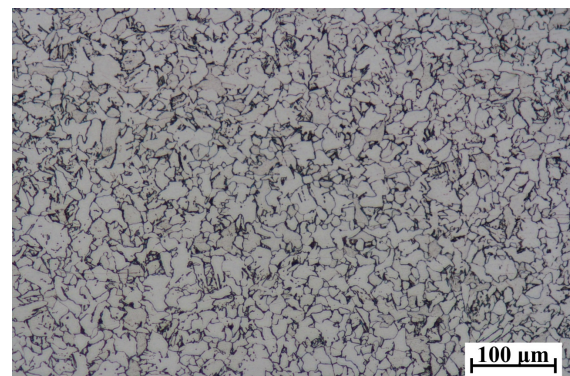


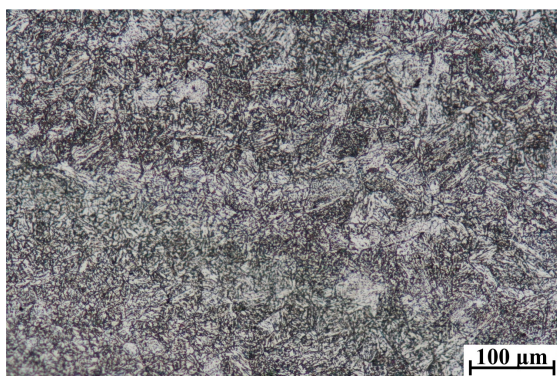
Figura 4.3 – Ciclos térmicos das juntas soldadas adquiridos através de termopares.



(a) Aço A-70



(b) Aço A-80



(c) Aço B-80



(d) Aço B-110

Figura 4.4 – Microestruturas representativas das regiões referentes aos ciclos térmicos apresentados na Figura 4.3.

Os termopares no Aço A ficaram situados na região intercrítica da ZAC, com

austemitação parcial, em ambas as condições soldadas. Porém, como mostrado na Figura 4.3, o pico de temperatura atingido onde estava o termopar no Aço A-70 era maior do que no A-80, e ele estava posicionado mais próximo da ZAC-RG, possuindo maior quantidade de austenita naquele pico de temperatura. Desta forma, as microestruturas resultantes nessas regiões das duas condições de soldagem eram similares, mas o tamanho de grão da ferrita resultante no Aço A-70 foi menor. O termopar do Aço B-80 ficou posicionado na ZAC-RG, muito próximo à ZAC-GG, acarretando em um pico de temperatura neste local no qual o material estava totalmente austenitizado antes do resfriamento. Por último, o termopar do Aço B-110 estava localizado na ZAC-SC, muito próximo ao MB.

Infelizmente nenhum termopar obteve o ciclo térmico na ZAC-GG. Nesta seção serão analisadas as microestruturas resultantes na ZAC-GG, uma vez que esta foi a região de interesse nos ensaios de desgaste. As microestruturas das demais sub-regiões da ZAC, para cada condição utilizada no presente estudo, estão mostradas no Apêndice A.

Na Figura 4.5 estão apresentadas as microestruturas das ZAC-GG em todas as condições de soldagem empregadas. Observou-se que nesta região as microestruturas são formadas por ferrita de contorno de grão e intragranular, ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada e agregados ferrita-carboneto. A comparação visual mostra que nas condições soldadas do Aço A o tamanho de grão é maior do que no Aço B, provavelmente porque a microestrutura inicial do Aço A apresentava grãos maiores do que do Aço B e porque os precipitados presentes no MB do Aço B inibem o crescimento de grão da austenita durante o aquecimento na soldagem. Nas condições soldadas do aço B, comparadas as do Aço A, observou-se uma presença maior de agregados ferrita-carboneto, pequenas regiões com ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada e também a presença de precipitados.

4.1.3 Microdureza

Os resultados dos ensaios de microdureza Vickers aqui apresentados foram obtidos a partir de medições realizadas na seção transversal da região soldada, a uma distância de a 1 mm da superfície das chapas ¹. As Figuras 4.6, 4.7, 4.8 e 4.9 apresentam os perfis para as quatro condições avaliadas neste estudo.

Comparando os perfis de microdurezas das condições soldadas no Aço A, representados nas Figuras 4.6 e 4.7, observou-se que houve um aumento nos valores médios

¹ Os resultados dos perfis de microdureza realizados a outras distâncias são mostrados no Apêndice C.

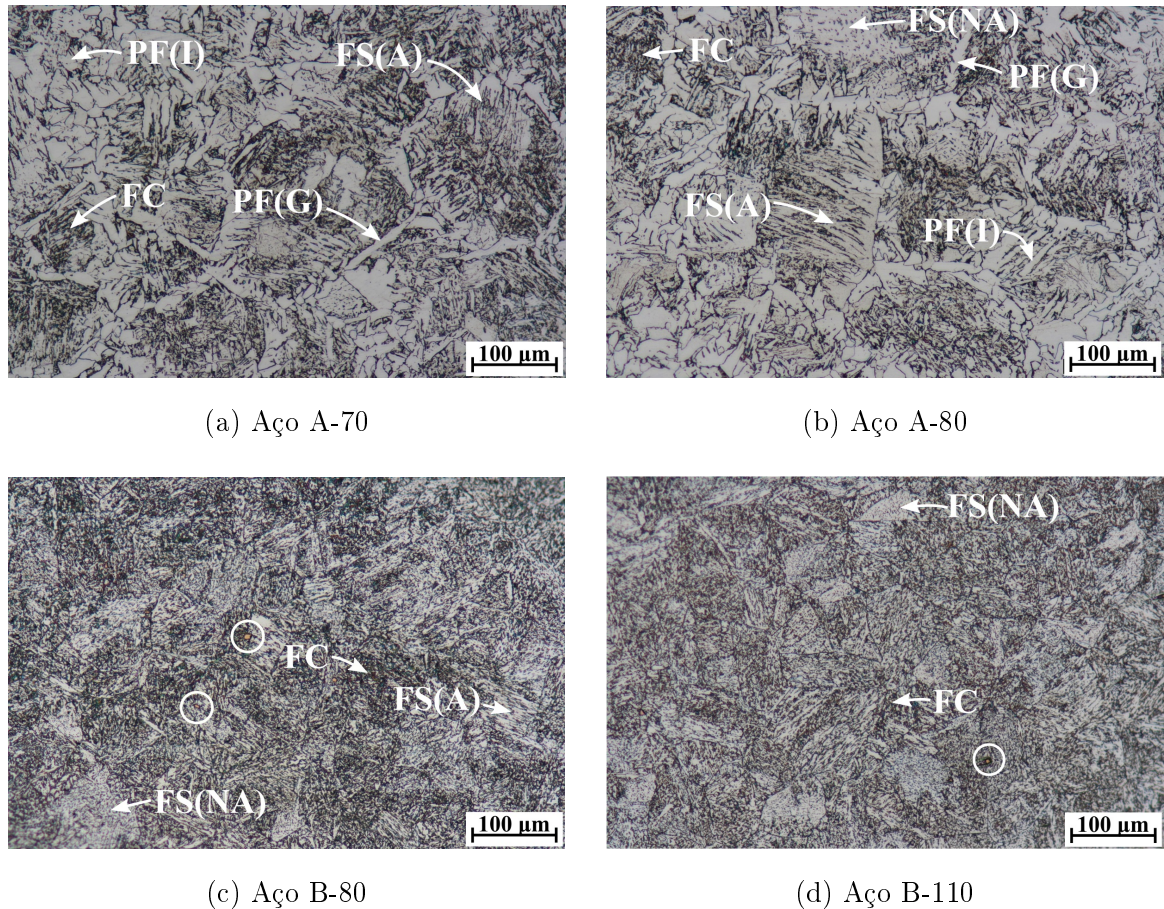


Figura 4.5 – Microestruturas das ZAC-GG para as diferentes condições de soldagem. PF(G) = ferrita de contorno de grão, PF(I) = ferrita poligonal intragranular, FS(A) e (NA) = ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada, FC = agregado ferrita-carboneto. As áreas circuladas são regiões com precipitados.

de dureza no MS em relação ao MB, que era de 190,3 HV. Os valores médios de dureza do MS foram de $219,0 \pm 12,6$ HV para o Aço A-70 e $222,5 \pm 11,1$ HV para o Aço A-80. Entre essas duas condições soldadas houve pouca variação nos valores de dureza dos MS.

Comparando com o MS, observou-se uma pequena queda na dureza média na ZAC-GG, a qual apresentou os seguintes valores: Aço A-70: $195,4 \pm 9,8$ HV e Aço A-80: $199,7 \pm 8,3$ HV. Entre esses valores, não houve mudança significativa, pois como pode ser observado na Figura 4.5 (a) e (b), as microestruturas nestas duas regiões eram semelhantes. Afastando-se da ZAC-GG em direção ao metal base, há uma queda nos valores de dureza nas demais sub-regiões da ZAC, no entanto nenhuma região apresentou dureza menor do que o MB para este aço.

O perfis de microdurezas das condições soldadas no Aço B podem ser visualizados nas Figuras 4.8 e 4.9. Comparando-se com a dureza do MB, de 288,4 HV, houve uma

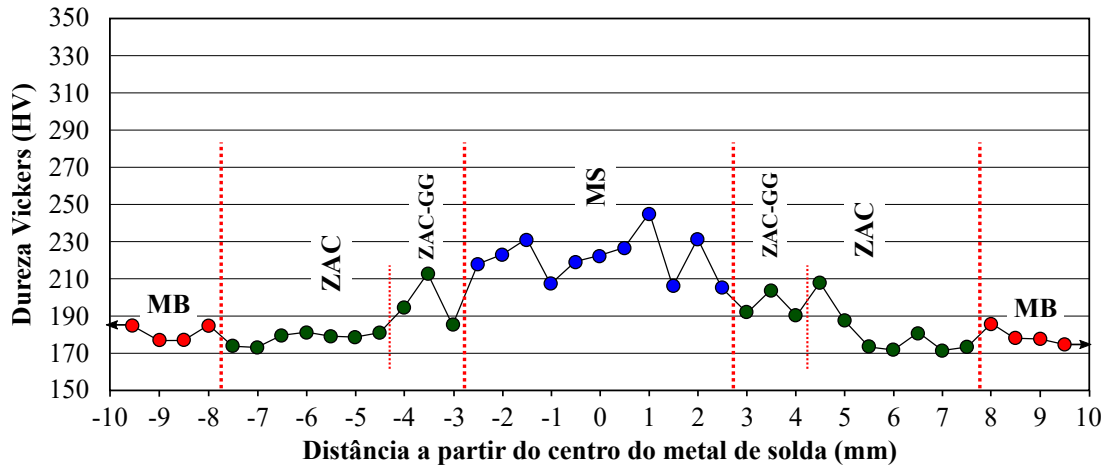


Figura 4.6 – Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço A-70.

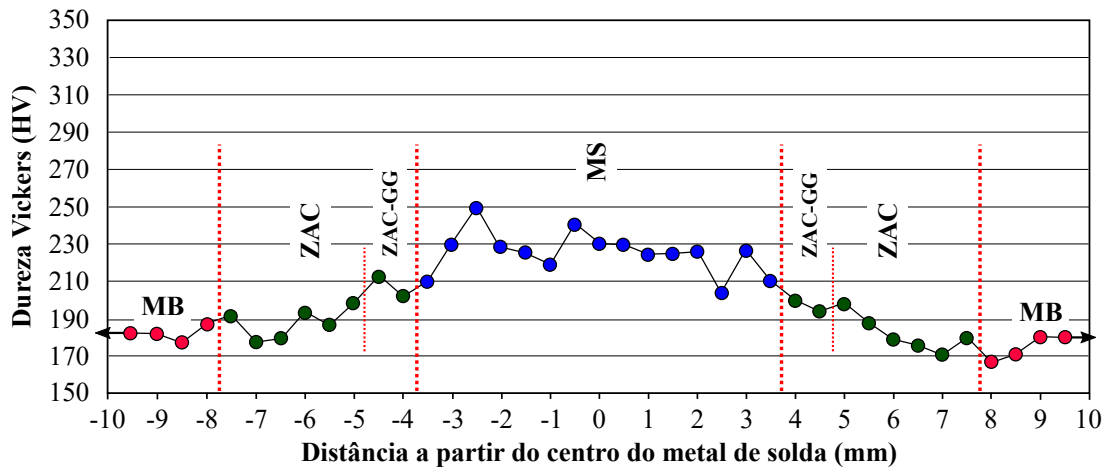


Figura 4.7 – Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço A-80.

queda de dureza no MS. Os valores médios de dureza foram: $277,8 \pm 12,0$ HV para o Aço B-80 e $286,5 \pm 9,5$ HV para o Aço B-110. Na média percebe-se que os valores de dureza do MS são levemente maiores no cordão de solda do Aço B-110.

Comparando-se com o MS, não houve mudança significativa na dureza média da ZAC-GG, a qual corresponde aos seguintes valores: Aço B-80: $284,7 \pm 14,5$ HV e Aço B-110: $278,3 \pm 9,2$ HV. Nos cordões de solda realizados no Aço B percebeu-se que as durezas tanto no MS, quanto na ZAC-GG foram inferiores ao MB.

Afastando-se da ZAC-GG observou-se uma queda significativa nos valores de dureza na ZAC, sendo que na região da ZAC próxima ao MB nota-se que a junta soldada com o Aço B apresentou menores valores de dureza.

Em se tratando da comparação entre os metais de solda, constatou-se que a dureza do Aço A foi aproximadamente 60 HV menor em relação ao Aço B. Tal fato pode ser justificado pela maior presença de ferrita de contorno de grão e intragranular, fases que

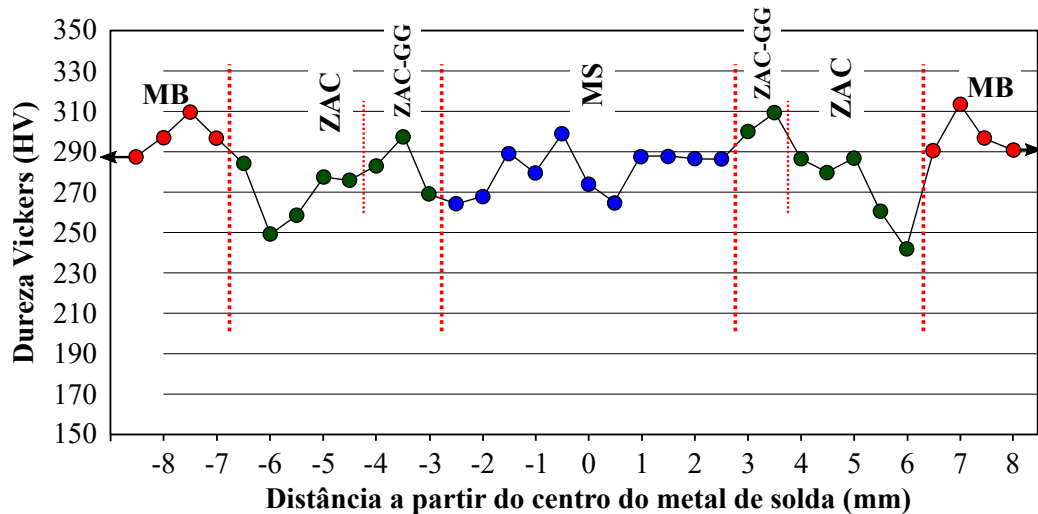


Figura 4.8 – Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço B-80.

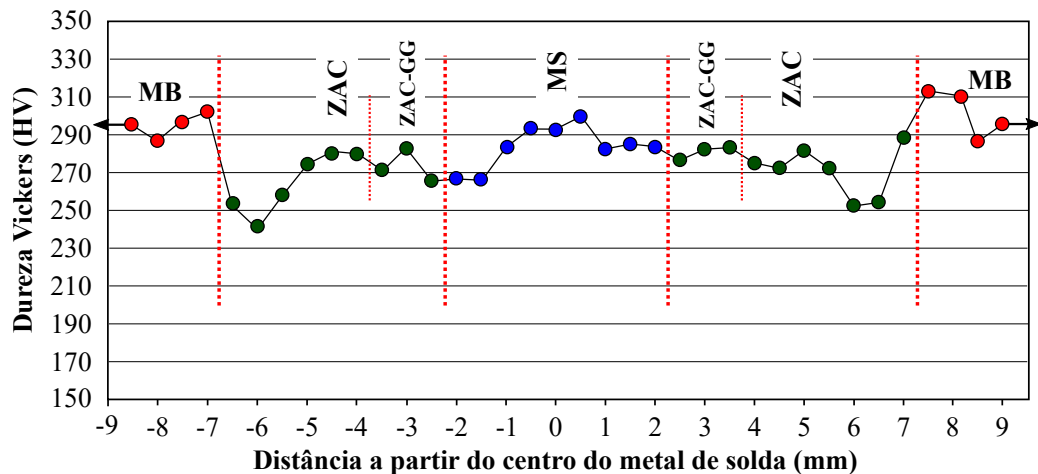


Figura 4.9 – Perfil de microdureza do cordão de solda realizadas no Aço B-110.

apresentam baixa resistência mecânica e baixa dureza. No que diz respeito às durezas da ZAC-GG nos dois aços, a dureza média no Aço A foi cerca de 80 HV menor do que no Aço B, que pode ser consequência da maior presença de ferrita de contorno de grão e intragranular e menor quantidade de agregados ferrita-carboneto no Aço A.

4.2 Ensaio de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha

Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha são apresentados na Figura 4.10, os quais correspondem à média dos ensaios realizados². Nestes ensaios não foi possível separar as diferentes regiões da junta soldada, uma vez que a espessura da trilha fica limitada à espessura da roda de borracha de 12,7 mm. Como mostrado no

² Em complemento, no Apêndice D.1 são apresentados os respectivos valores dos gráficos demonstrados na Figura 4.10

capítulo anterior, Figura 3.7 (a), o cordão de solda foi centralizado no corpo de prova. Neste sentido, a ensaio abrangeu o MS e parte da ZAC-GG próxima ao MS.

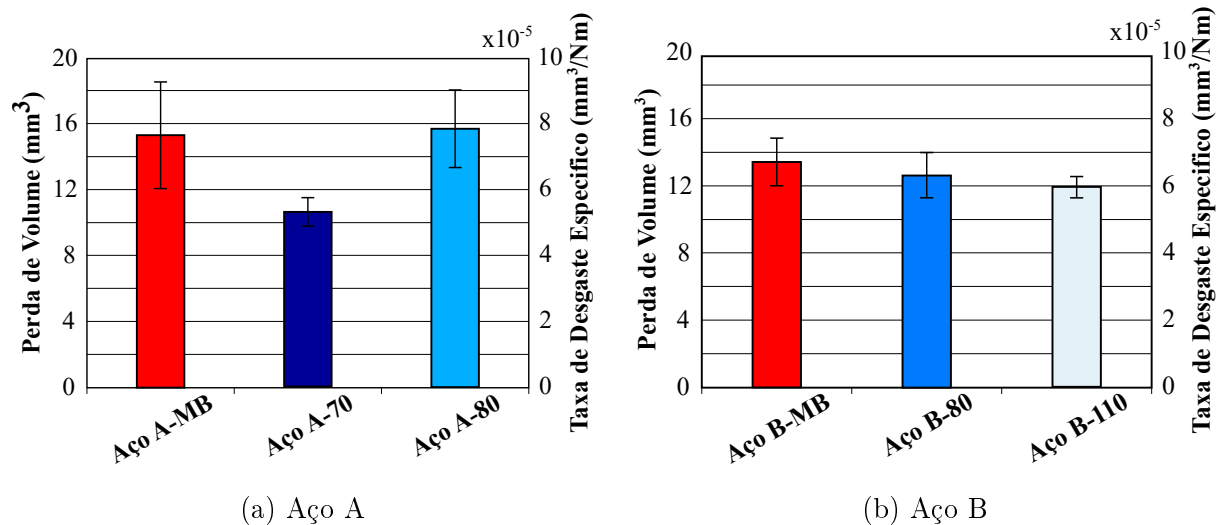


Figura 4.10 – Resultado dos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha.

Como pode ser observado na Figura 4.10, os ensaios realizados no Aço A-70 produziram um perda de volume menor do que o MB e o Aço A-80. Entre Aço A-80 e o MB não foi observado uma diferença significativa.

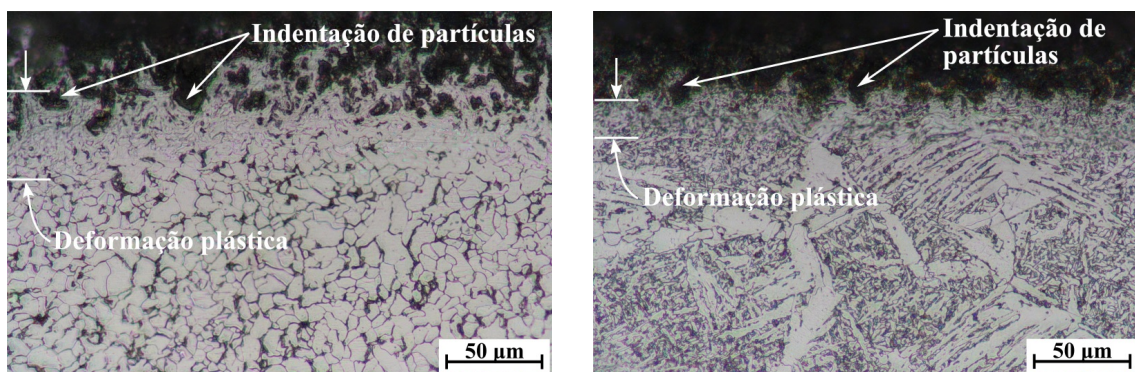
Entre todos os ensaios o MB do Aço A apresentou o maior desgaste, este possuía a menor dureza e sua microestrutura era formada por ferrita e perlita, enquanto que a ferrita pode ter facilitado a deformação plástica, como pode ser observado na Figura 4.11 (a), provavelmente as colônias de perlita, de maior dureza, facilitaram a remoção de material, pois segundo Bakshi et al., 2013, as partículas abrasivas ao deslizar algumas vezes são interrompidas pela perlita, podendo levar ao arrancamento de materiais. Comparando os MB, o Aço B apresentou maior resistência ao desgaste em relação ao Aço A, quanto a dureza foi observado que a dureza do Aço B era maior e a sua microestrutura era formada por ferrita com finos carbonetos e precipitados, com grãos menores do que do Aço A, fatos que podem ter influenciado no aumento da sua resistência ao desgaste.

No Aço B, foi observado um comportamento em desgaste muito similar, com uma pequena tendência de diminuição da perda de volume dos Aço B-80 e Aço B-110, em relação ao MB.

Nesta seção não foram realizadas comparações diretas na relação à resistência ao desgaste das juntas soldadas, uma vez que estes ensaios não abrangeram determinadas regiões separadamente. Devido a utilização de energias de soldagem, metais de adição e

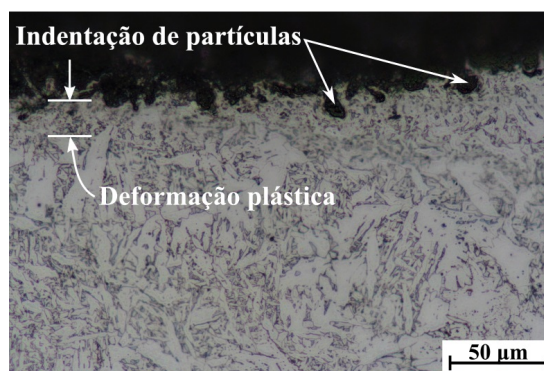
chanfros diferentes, as dimensões dos cordões de solda foram diferentes, o que pode exercer influencia na resistência ao desgaste de cada junta soldada. Uma vez que a largura da roda de borracha era de 12,7 mm a área estimada de metal de solda abrangida pelo ensaio em cada condição de soldagem foi a seguinte: Aço A-70: entre 75 e 90 %, Aço A-80: entre 83 e 98 %, Aço B-80: entre 65 e 80 % e Aço B-110: entre 70 e 85 %.

As Figuras 4.11 e 4.12, mostram imagens de microscopia ótica de seções transversais às superfícies desgastadas das condições estudadas. Nota-se que o MB do Aço A apresentou maior região de deformação plástica na região subsuperficial à trilha (observada visualmente através da variação morfológica dos grãos, onde os mesmos apresentaram encruamento), assim como uma maior porção de material desprendido, logo acima da região de deformação plástica. Em todos os casos foi possível observar marcas de indentação de partículas.



(a) Aço A-Metal Base

(b) Aço A-70



(c) Aço A-80

Figura 4.11 – Metalografia transversal a trilha dos ensaios realizados no MB e nas juntas do aço A. Sentido de deslocamento da roda de dentro para fora da imagem.

Segundo Sharma et al., 2014, a diferença na resistência ao desgaste de diferentes estruturas é devido aos diferentes mecanismos de danos superficiais que operam em

cada caso, como também aos complexos fenômenos experimentados na subsuperfície de desgaste, como a formação de trincas ou vazios, arrancamento de colônias de perlita, dissolução de carbonetos, entre outros.

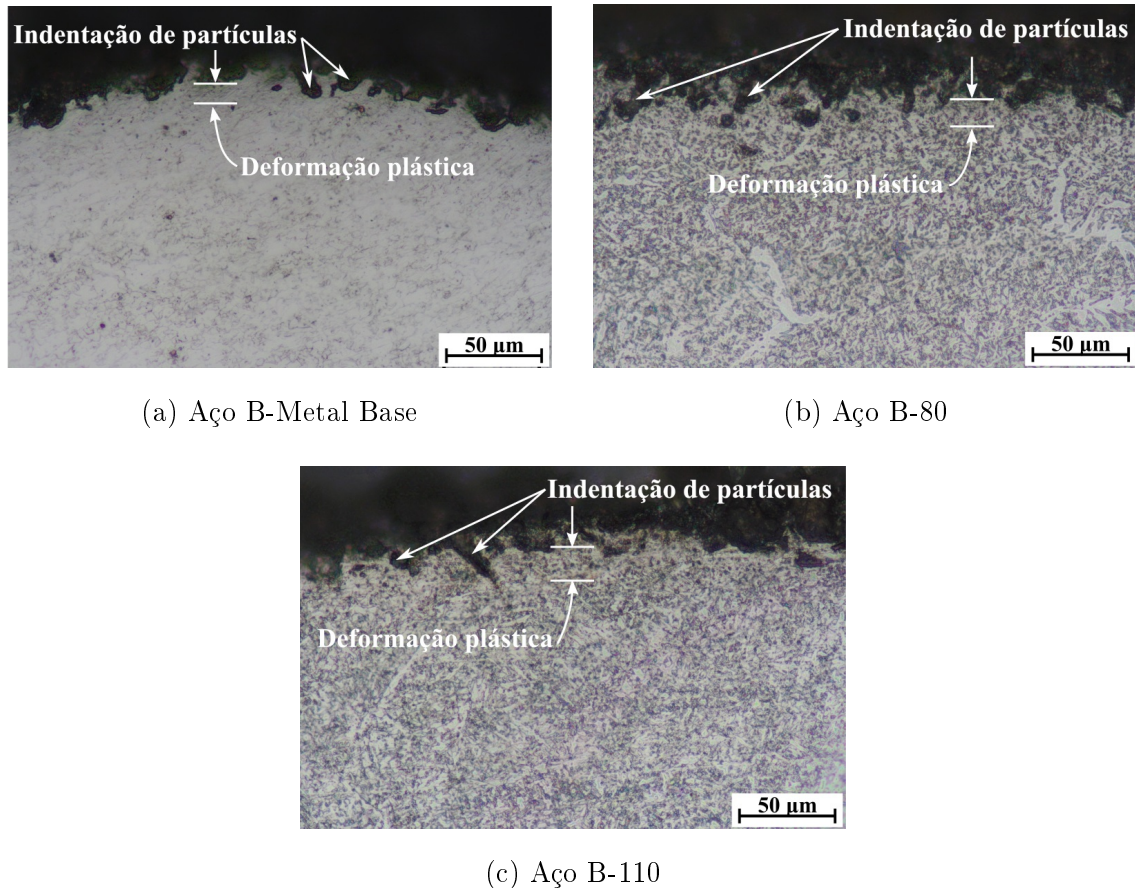


Figura 4.12 – Metalografia transversal a trilha dos ensaios realizados no MB e nas juntas do aço B. Sentido de deslocamento da roda de dentro para fora da imagem.

A Figura 4.13 apresenta as imagens geradas no microscópio eletrônico de varredura, as quais correspondem às faces superior das trilhas desgastadas. Nas referidas imagens, nota-se que houve o desprendimento de material, possivelmente, pelo efeito de rolamento das partículas sobre esta superfície. Segundo Nahvi et al., 2009, esse efeito é favorecido pela utilização de baixas cargas junto com a utilização de materiais com durezas menores. Além disso, algum material da superfície desgastada pode ter sido removido por delaminação.

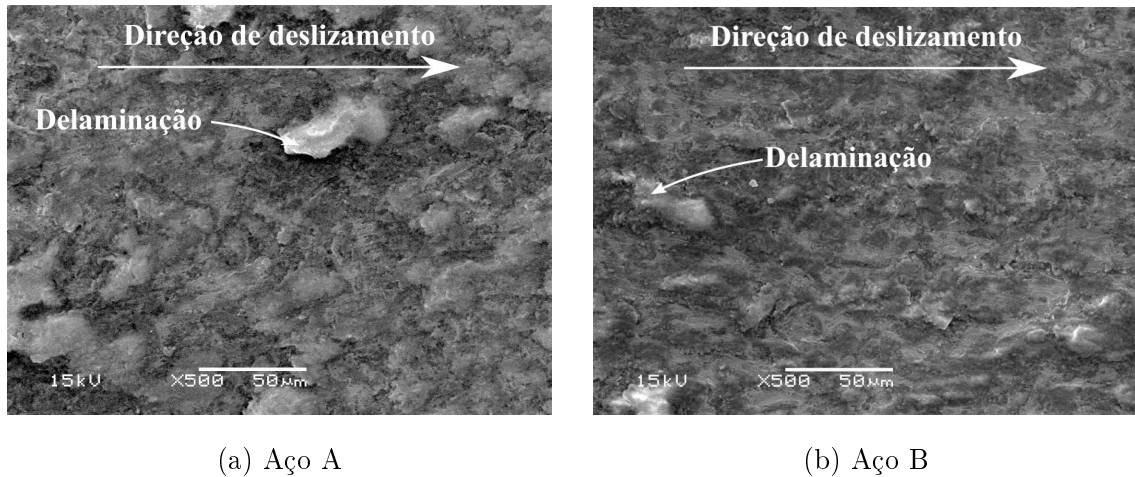


Figura 4.13 – Imagens de MEV das regiões centrais a trilha de desgaste dos MB.

4.3 Ensaio de Desgaste por Deslizamento a Seco

Conforme as observações realizadas na seção 3.4, a área de execução deste ensaio de desgaste abrasivo é pequena. Sendo assim, foi possível avaliar diferentes regiões do cordão de solda separadamente. Neste sentido, optou-se por realizar ensaios no MB, no MS e na ZAC-GG, uma vez que o ensaio de desgaste roda de borracha também abrangeu parte desta região da ZAC.

4.3.1 Aço A

A seguir serão mostrados os resultados dos ensaios realizados a seco no Aço A. Os valores apresentados correspondem à média dos ensaios realizados³.

- **Aço A-70**

A Figura 4.14 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço A-70. O MS apresentou aproximadamente 9 % menor perda de volume do que o MB, e a ZAC-GG apresentou cerca de 52 % menor perda de volume do que o MB. Comparando a ZAC-GG com o MS a perda de volume da ZAC-GG foi 47,5 % menor. Na ZAC-GG observa-se um desvio maior nos resultados, isto ocorre devido à dificuldade de posicionamento da esfera na região de interesse do ensaio, ZAC-GG, uma vez que ela é estreita. Quanto ao coeficiente de atrito (Cof), Figura 4.14 (b), a zona que apresentou maior resistência

³ Em complemento, no Apêndice D.2 são apresentados os respectivos valores.

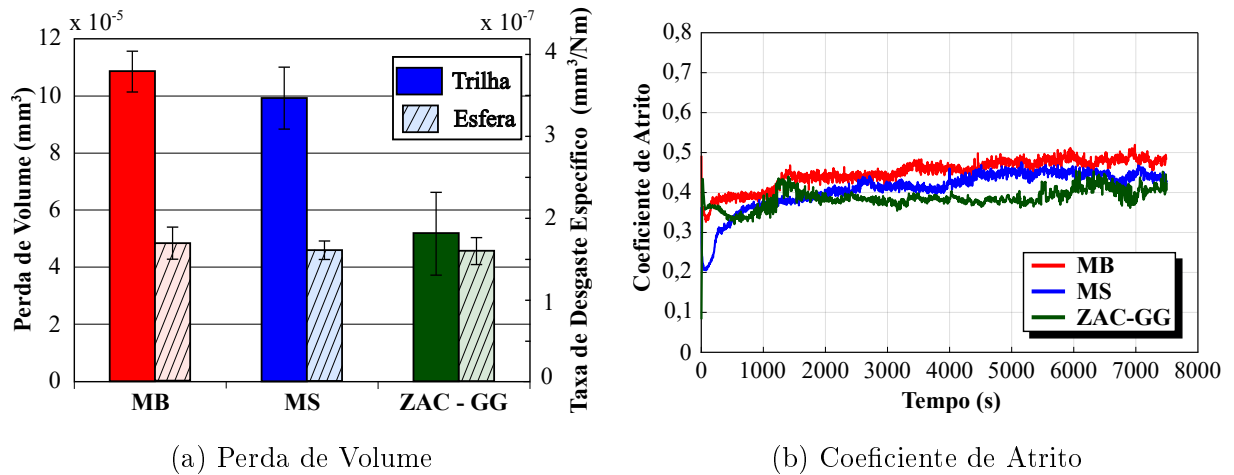


Figura 4.14 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-70 a seco.

ao desgaste (ZAC-GG) apresentou o menor Cof. Foi possível observar que o contraponto (esfera de alumina), apesar de apresentar uma dureza muito mais elevada do que os materiais das trilhas, também apresentou desgaste. A perda de volume na esfera observada nestes ensaios, em cada zona, foi muito similar, sendo o valor muito próximo ao da perda de volume registrada na ZAC-GG.

Pelos resultados mostrados na Figura 4.14 (a), pode-se afirmar que a dureza não foi o único fator que determinou a resistência ao desgaste, pois a dureza do MS era superior a ZAC-GG, no entanto sua perda de volume foi maior do que nesta última zona. Na Figura 4.15 estão apresentados perfis transversais às trilhas de desgaste nas três regiões analisadas. Observou-se que na ZAC-GG a trilha apresentou menor profundidade do que as demais, no entanto a deformação nas laterais da trilha foi semelhante nas três regiões.

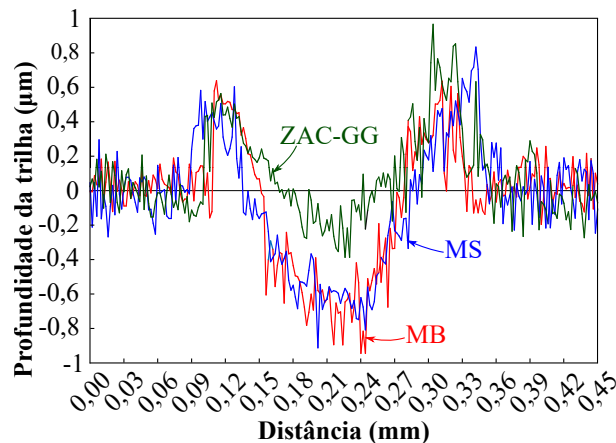
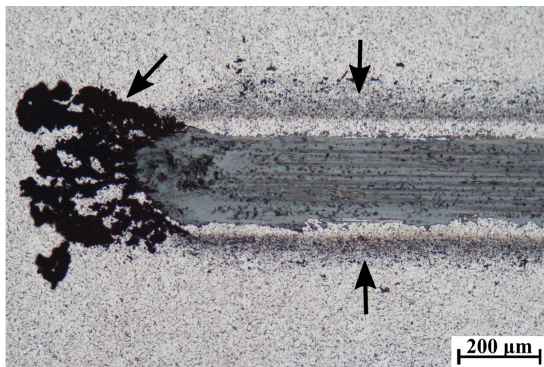


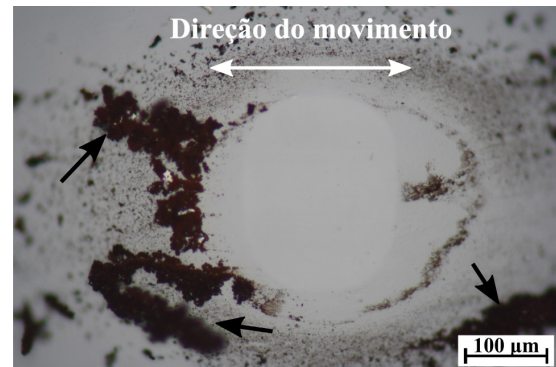
Figura 4.15 – Perfil das seções transversais às trilhas do Aço A-70 a seco.

A comparação visual das trilhas, Figura 4.16, mostrou que a quantidade de *debris*,

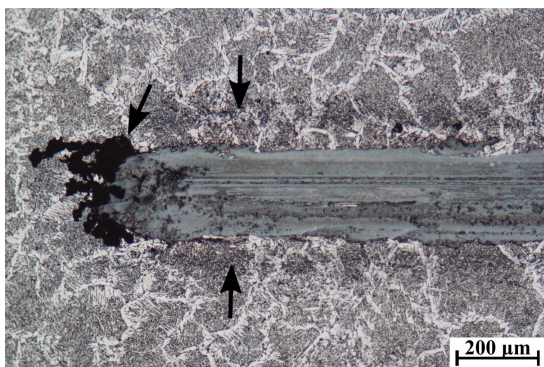
material removido do interior da trilha, foi maior no MB do que no MS e na ZAC-GG. A partir destas observações, percebe-se que as três regiões apresentaram deformação plástica, principalmente escoamento de material para as laterais da trilha, mas a quantidade de material removido do interior da trilha foi maior no MB do que no MS e ZAC-GG. A Figura 4.16 (b) apresenta a esfera após um ensaio realizado no MB. Foi observado que nas esferas também houve acúmulo de *debris*, o que ocorreu em todas as regiões analisadas.



(a) Aço A - Metal base



(b) Esfera Aço A - Metal base



(c) Aço A-70 - MS



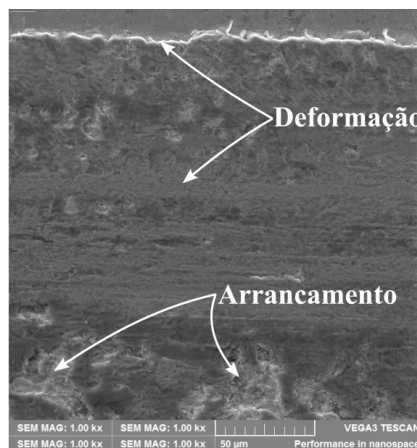
(d) Aço A-70 - ZAC-GG

Figura 4.16 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço A-70 a seco. As setas indicam material removido da trilha (*debris*).

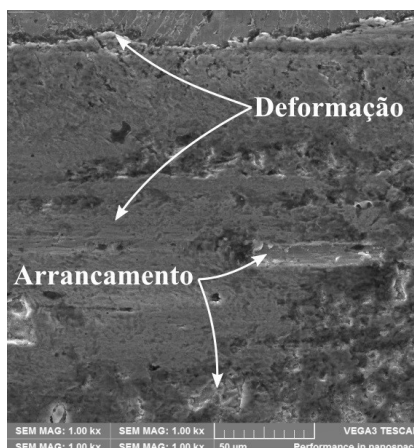
Conforme discutido anteriormente, a microestrutura do MB era constituída por ferrita e perlita. Segundo Bakshi et al., 2013, a perlita muitas vezes pode facilitar a remoção de material por arrancamento. Visto que o MS possuía elevada concentração de ferrita de contorno de grão, microestrutura que apresenta uma baixa dureza, provavelmente isto tenha facilitado o desgaste nesta região. A ZAC-GG também apresentou ferrita de contorno de grão, no entanto, sua microestrutura possuía algumas regiões com agregados ferrita-carboneto, fase de maior dureza e resistência mecânica. Como foi obser-

vado na Figura 4.15, esta região apresentou elevada deformação plástica, similar ao MB e MS, possivelmente devido à ferrita de contorno de grão. No entanto, as regiões com agregado ferrita-carboneto podem ter restringido o desgaste por remoção de material, pois de acordo com Xu et al., 2013, microestruturas contendo fases mais macias em conjunto com fases mais resistentes podem oferecer maior resistência à abrasão com baixas durezas. Tal comportamento decorre da resistência à penetração de abrasivos, devido aos constituintes mais duros, e da resistência à iniciação e propagação de trincas, resultado das fases mais macias e dúcteis.

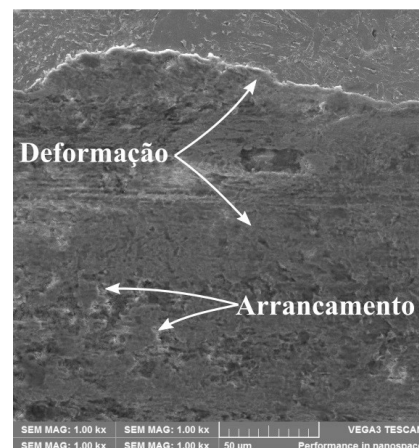
Nas imagens geradas no MEV das faces superiores das trilhas, Figura 4.17, é possível observar que houve deformação plástica no interior e nas laterias das trilhas, comportamento característico do mecanismo de desgaste por microsulcamento. Além disso, observa-se a ocorrência de regiões com remoção de material, mais evidentes no MB e MS.



(a) Aço A - Metal base



(b) Aço A-70 - MS



(c) Aço A-70 - ZAC-GG

Figura 4.17 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-70 a seco.

- Aço A-80

A Figura 4.18 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço A-80. Observa-se que o MS apresentou cerca de 18 % menor perda de volume em relação ao MB, enquanto que na ZAC-GG, tal perda foi de aproximadamente 40 %. Comparando a ZAC-GG com o MS, a perda de volume da ZAC-GG foi 27,3 % menor. A Figura 4.18 (b) apresenta a variação do Cof em função do tempo. Neste caso, o material que apresentou maior resistência ao desgaste (ZAC-GG) apresentou o menor Cof. Não foi possível afirmar uma relação direta entre o coeficiente de atrito e o desgaste, pois existem muitos fatores que podem estar relacionados a esta variação, tais como: o comportamento entre o par tribológico, lubrificação, mecanismos de desgaste, entre outros.

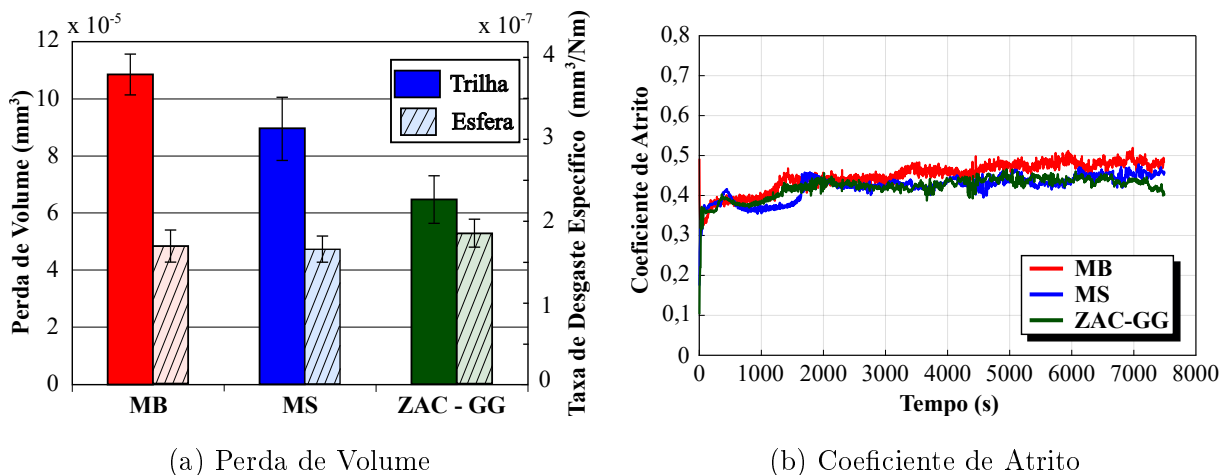


Figura 4.18 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-80 a seco.

Nestes ensaios, a dureza também não foi um dos fatores significativos na resistência ao desgaste, visto que o MS, o qual apresentou dureza maior que a ZAC-GG, registrou menor resistência ao desgaste comparada a ZAC-GG. Como pode ser observado na Figura 4.19, tanto o MS quanto a ZAC-GG apresentaram deformação plástica nas laterais da trilha e presença de *debris*, Figura 4.20, comportando-se de forma similar ao observado no Aço A-70, uma vez que suas microestruturas eram muito parecidas. Possivelmente, tais microestruturas exerceram influência na resistência ao desgaste, tanto no MS quanto na ZAC-GG.

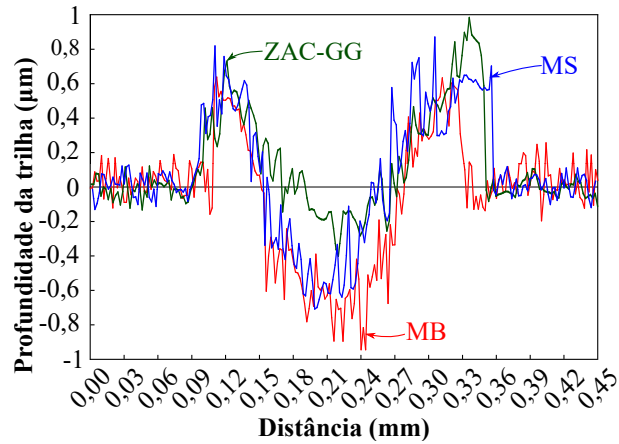
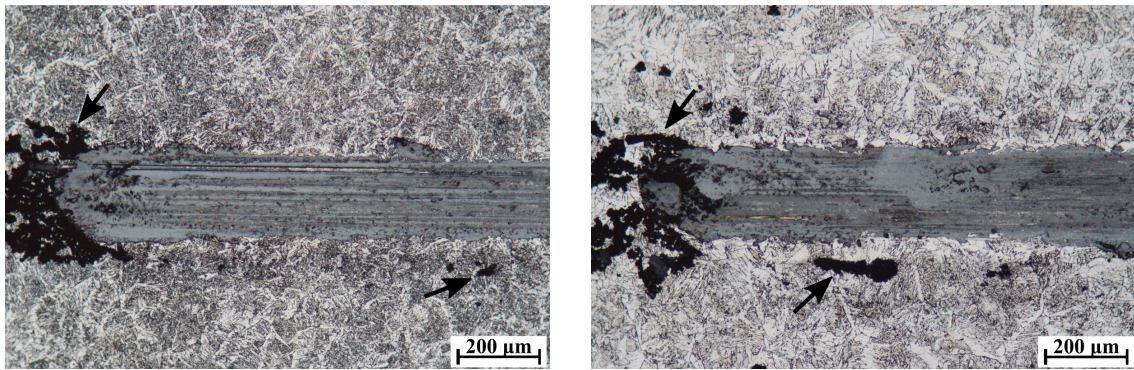


Figura 4.19 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-80 a seco.



(a) Aço A-80 - MS

(b) Aço A-80 - ZAC-GG

Figura 4.20 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço A-80 a seco. As setas indicam material removido da trilha (*debris*).

Nas imagens geradas no MEV das faces superiores das trilhas, Figura 4.21, é possível observar que houve deformação plástica no interior e nas laterais das trilhas, característica do mecanismo de desgaste por microsulcamento, como também regiões onde ocorreu arrancamento de material. Nestes ensaios foi observada uma maior formação de alguns sulcos no interior da trilha, se comparado ao Aço A-70. Também foi observado arrancamento de material, mas em menor escala do que no Aço A-70.

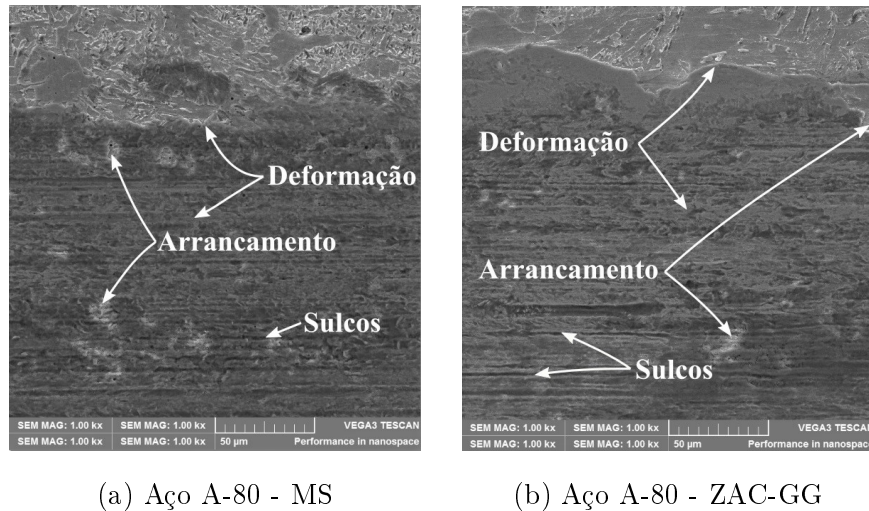


Figura 4.21 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-80 a seco.

4.3.2 Aço B

A seguir serão mostrados os resultados dos ensaios realizados a seco no Aço B. Os valores apresentados correspondem à média dos ensaios realizados⁴.

- **Aço B-80**

A Figura 4.22 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço B-80. O MS apresentou aproximadamente 54 % maior perda de volume do que o MB, e a ZAC-GG cerca de 7 % menor perda de volume do que o MB. Comparando a ZAC-GG com o MS,

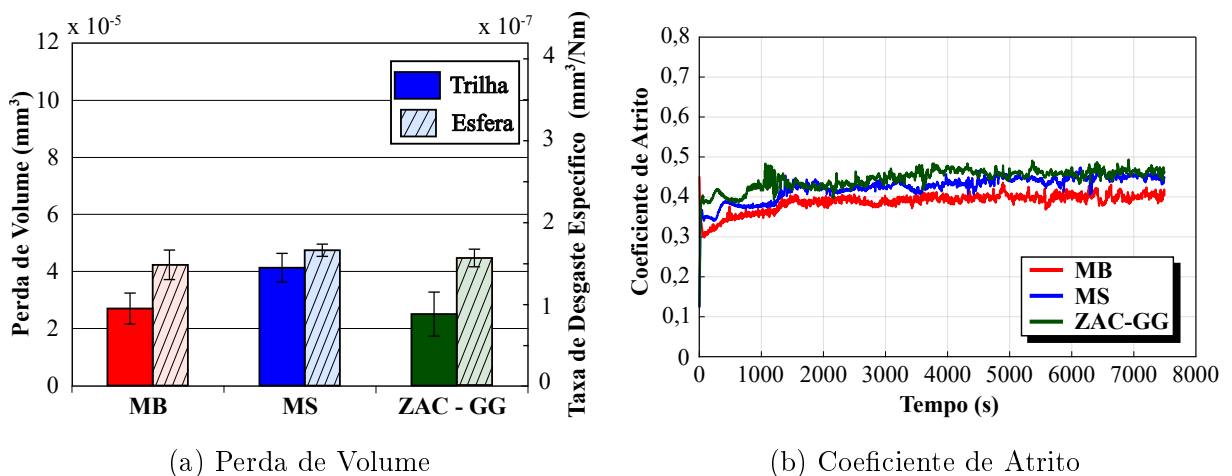


Figura 4.22 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-80 a seco.

⁴ Em complemento, no Apêndice D.2 são apresentados os respectivos valores.

a perda de volume da ZAC-GG foi 39,2 % menor. Quanto ao Cof, Figura 4.22 (b), o MB apresentou o menor Cof em relação ao MS e a ZAC-GG. Nestes ensaios, as esferas apresentaram valores de desgaste maiores do que os dos metais, e foi observado que houve pouca variação de perda de volume das esferas na comparação entre as regiões ensaiadas.

Comparando os resultados da resistência ao desgaste com a dureza do material, o MB e a ZAC-GG apresentaram tanto a dureza quanto a resistência ao desgaste muito similares. Já no MS, cuja dureza era inferior às demais regiões, constatou-se maior perda de volume, ou seja, menor resistência ao desgaste. Na Figura 4.23, nota-se que a ZAC-GG exibiu bastante deformação plástica, no entanto a remoção de material foi pequena, muito próxima à do MB, conforme dados apresentados na Figura 4.22 (a). Na superfície da trilha, Figura 4.24, nota-se a presença de *debris*, tanto na trilha como na esfera. Possivelmente, a presença de ferrita de segunda fase tenha levado a ZAC-GG a apresentar uma maior deformação plástica, e o seu desgaste foi restringido pela presença de agregados ferrita-carbonetos, conforme descrito na Seção 4.3.1.

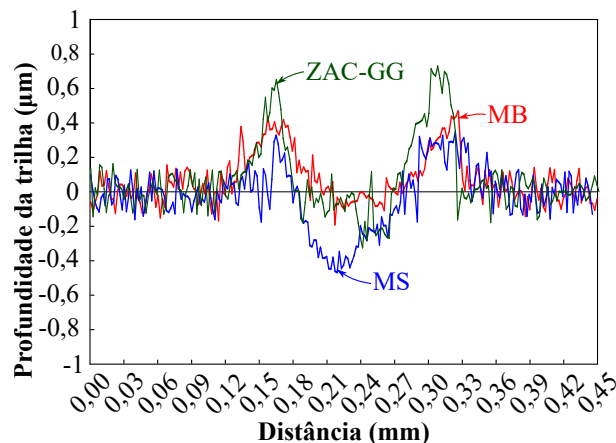


Figura 4.23 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-80 a seco.

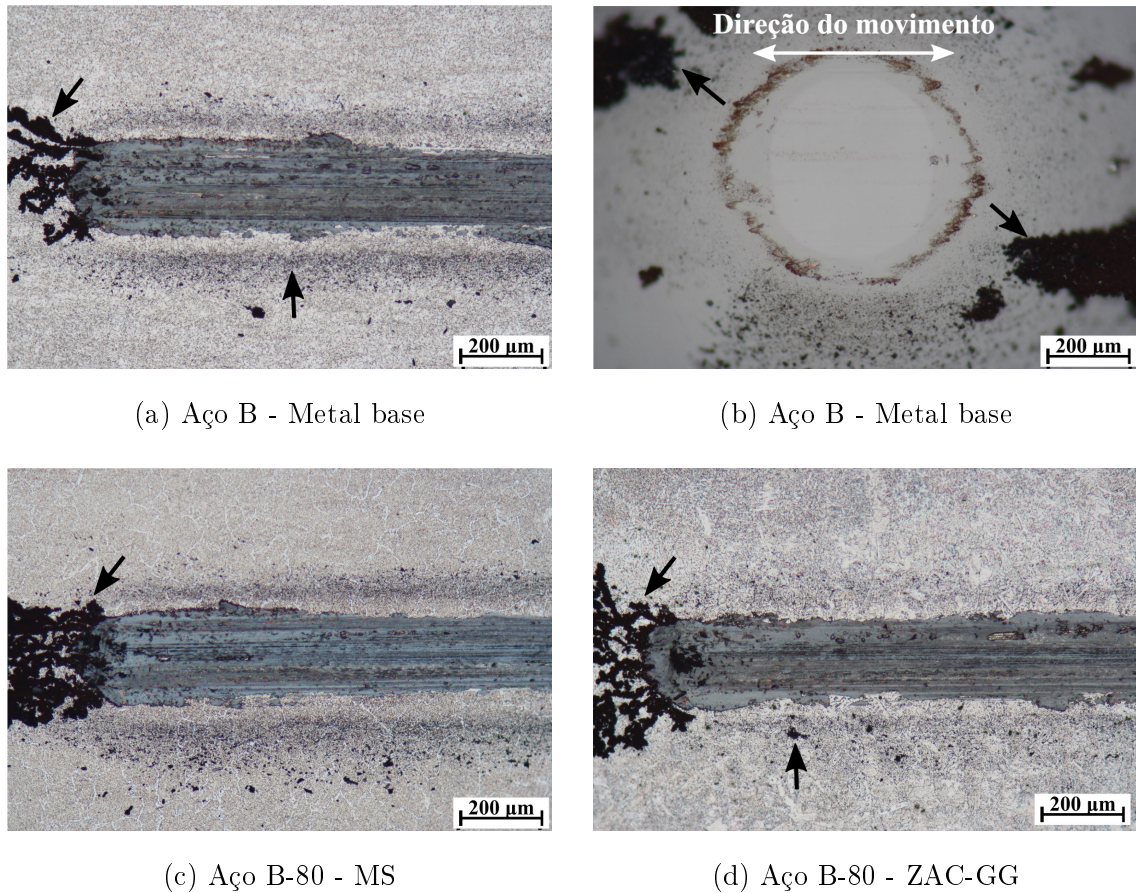
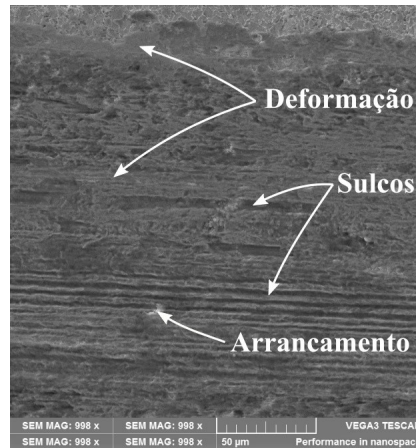
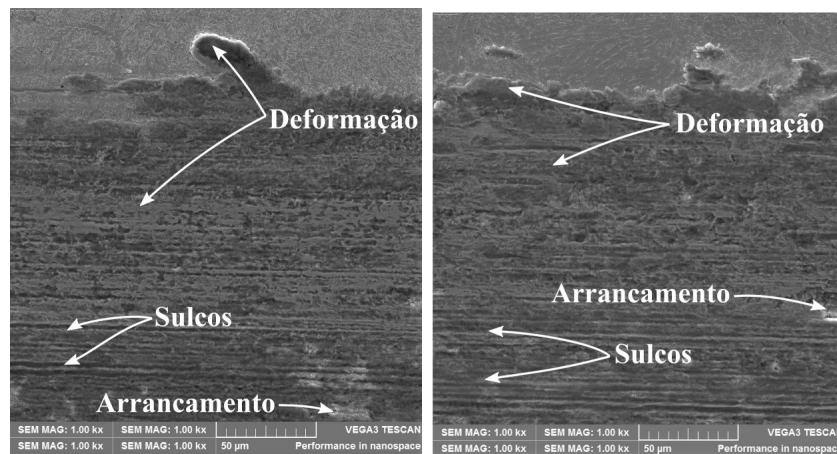


Figura 4.24 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço B-80 a seco. As setas indicam material removido da trilha (*debris*).

As imagens das faces superiores das trilhas, geradas no MEV e apresentadas na Figura 4.25, ilustram a existência de deformação plástica no interior e nas laterais das trilhas. Também observa-se poucas regiões onde ocorreu arrancamento de material. Nestes ensaios foi observada a formação de sulcos no interior das trilhas, principalmente no MB.



(a) Aço B - Metal base



(b) Aço A-80 - MS

(c) Aço B-80 - ZAC-GG

Figura 4.25 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-80 a seco.

- **Aço B-110**

A Figura 4.26 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço B-110. O MS apresentou perdas de volume muito próximas ao MB, porém na ZAC-GG, esta perda foi aproximadamente 26 % menor em relação ao MB. A Figura 4.26 (b) apresenta a variação do Cof em função do tempo. Observou-se um menor valor no MB, seguido pela ZAC-GG e o MS, respectivamente. Nestes ensaios as esferas também apresentaram um desgaste maior do que as trilhas.

Para o Aço B-110, pode-se relacionar a resistência ao desgaste com a dureza do material, uma vez que o MS apresentou uma dureza muito próxima ao MB, e suas resistências ao desgaste foram muito similares. No entanto as microestruturas observadas do MB, MS e ZAC-GG eram diferentes. As deformações e os *debris* observados em todas as

regiões foram similares, conforme pode ser observado nas Figuras 4.27 e 4.28.

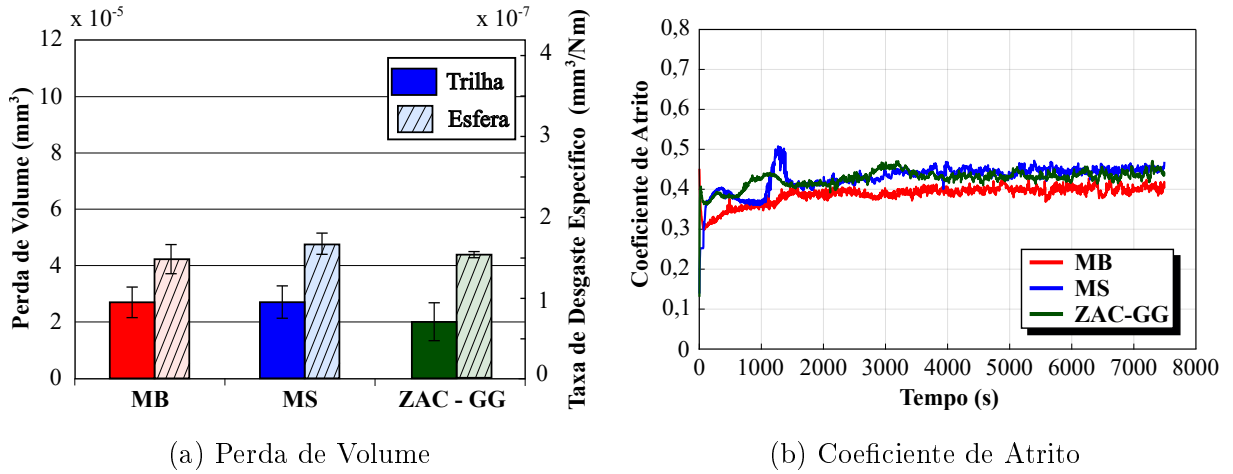


Figura 4.26 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-110 a seco.

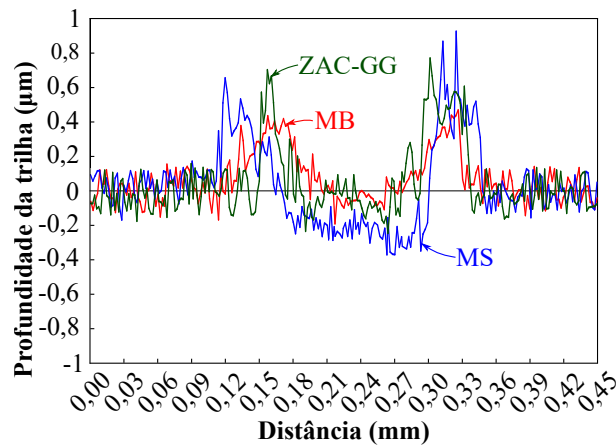
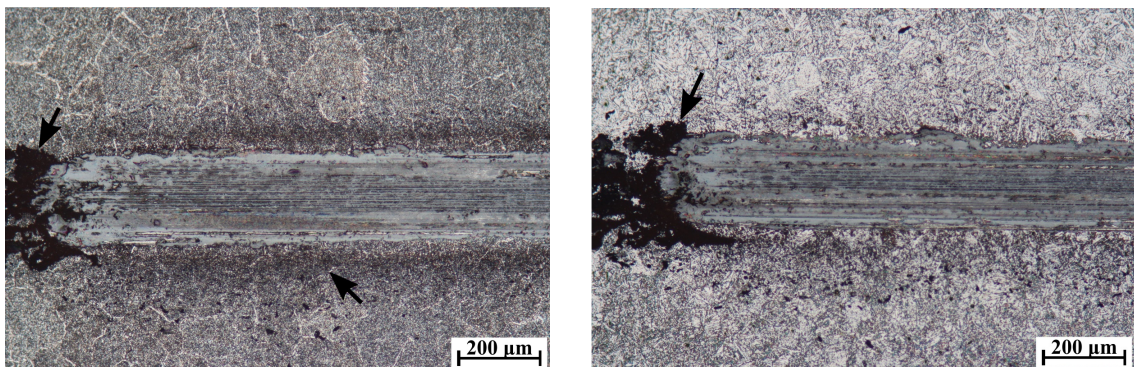


Figura 4.27 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-110 a seco.



(a) Aço B-110 - MS

(b) Aço B-110 - ZAC-GG

Figura 4.28 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) de ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada no Aço B-110 a seco. As setas indicam material removido da trilha (*debris*).

Nas imagens geradas no MEV das faces superiores das trilhas, Figura 4.29, é possível observar que houve deformação plástica no interior e nas laterais das trilhas, como também observa-se poucas regiões onde ocorreu arrancamento de material. Nestes ensaios foram observados a formação de sulcos no interior das trilhas.

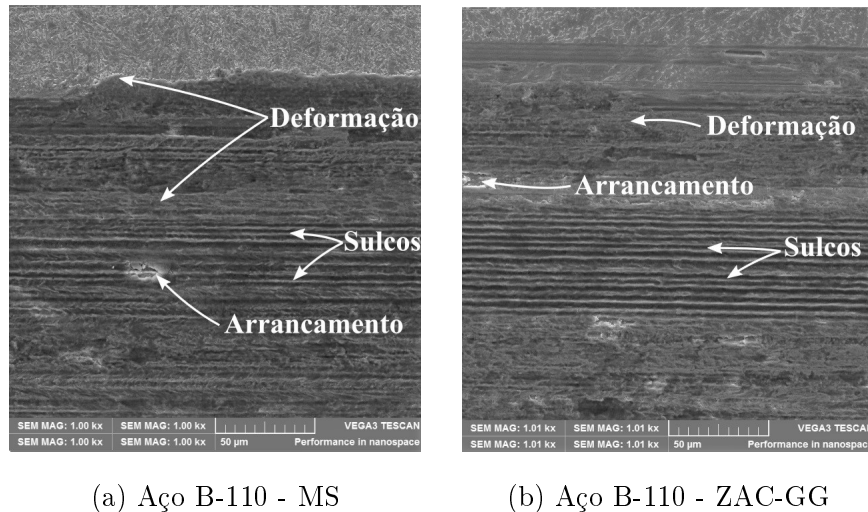
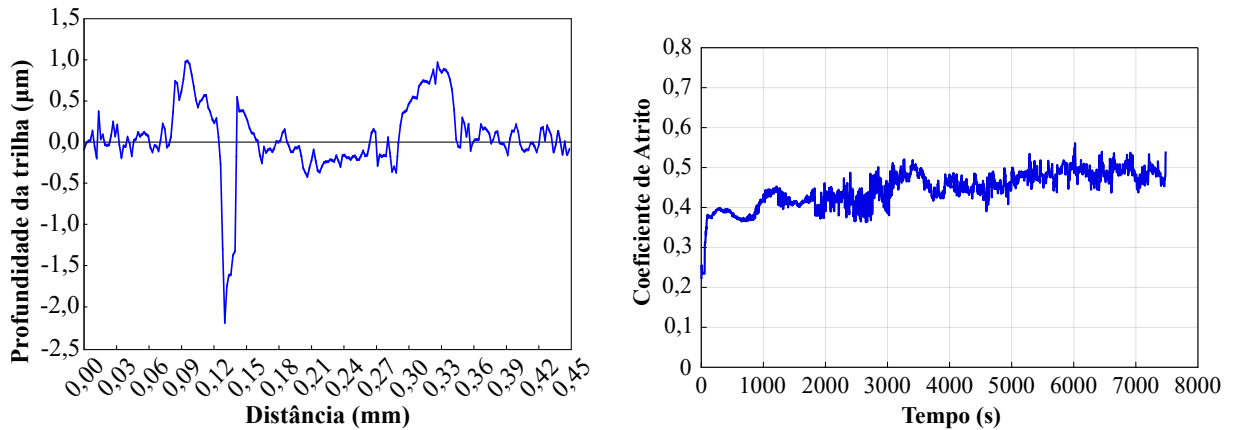


Figura 4.29 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-110 a seco.

Observou-se que em um ensaio realizado no MS, houve a formação de sulcos mais profundos no interior da trilha, conforme mostrado na Figura 4.30 (a), o que implicou em um maior volume de material removido do interior da trilha durante o ensaio. Esse fenômeno foi gerado devido a formação de um terceiro corpo que acabou aderido a esfera provocando maior abrasão na trilha e formação de sulcos profundos. A adesão do terceiro corpo a esfera pode ter sido ocasionada de forma mecânica, ou de forma química. Segundo Buckley e Miyoshi, 1984, em circunstâncias apropriadas, pode ocorrer uma adesão razoavelmente resistente entre metais e cerâmicas por meio da camada de óxido formada na superfície do metal. Cho e Lee, 2003, estudando o efeito da formação da camada de óxido durante desgaste de materiais cerâmicos em aço, verificaram que o óxido, formado por desgaste adesivo, induz a uma maior dispersão nas taxas de desgaste e domina as características do coeficiente de atrito, o que leva a uma elevada dispersão, o que foi observado na Figura 4.30 (b). Amorim, 2017 observou que os materiais de maior dureza apresentam maior tendência a formação do terceiro corpo.



(a) Perfil de uma seção transversal a trilha

(b) Coeficiente de atrito

Figura 4.30 – Perfil de uma seção transversal à trilha e coeficiente de atrito obtidos a partir de um ensaio realizado no MS do Aço B-110.

4.3.3 Comparação entre o Aço A e Aço B nos Ensaio a Seco

Entre os MB, o Aço B apresentou 75 % maior resistência ao desgaste do que o Aço A, Figura 4.31. O Aço B possuía aproximadamente 100 HV de dureza superior ao Aço A. No Aço A sua microestrutura era composta predominantemente por ferrita e perlita, enquanto no Aço B sua microestrutura possuía ferrita com finos carbonetos e precipitados, apresentando tamanho de grão inferior ao Aço A. De acordo com os resultados observados por Sundstrom et al., 2001 e Bhattacharyya et al., 1977, a diminuição do tamanho de grão é uma maneira eficiente de se aumentar a resistência ao desgaste do material, bem como a presença de carbonetos e precipitados.

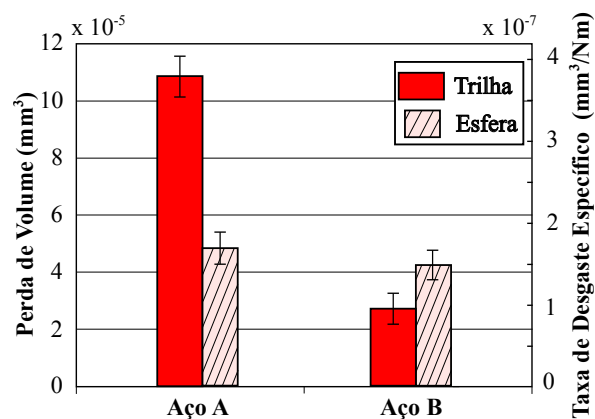


Figura 4.31 – Comparação entre os metais base nos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.

Quando comparado os MS, Figura 4.32, o Aço A-80 mostrou uma resistência ao

desgaste 10 % maior do que o Aço A-70. Os valores de dureza foram muito semelhantes para ambos os aços, com uma pequena tendência a aumentar no Aço A-80. Em se tratando da microestrutura, o Aço A-70 apresentou maior quantidade de ferrita de contorno de grão, enquanto o Aço A-80 apresentava mais ferrita acicular, cuja resistência mecânica é maior do que a ferrita de contorno de grão. Os MS do Aço B apresentaram aproximadamente 60 % maior resistência ao desgaste do que os MS do Aço A. Comparamos os metais de solda do Aço B, o Aço B-110 apresentou uma resistência ao desgaste 35 % maior do que do Aço B-80. Nos MS do Aço B, principalmente no Aço B-110, a dureza observada foi maior, e a microestrutura continha menor quantidade de ferrita de contorno e maior quantidade de ferrita acicular. Conforme descrito anteriormente, por ser uma fase mais macia, a ferrita de contorno de grão pode facilitar a deformação plástica, facilitando o desgaste através desse mecanismo.

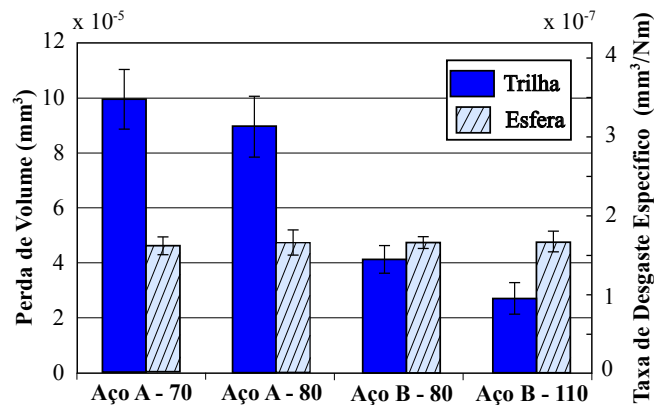


Figura 4.32 – Comparação entre os metais de solda dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.

Nas ZAC-GG, Figura 4.33, o Aço A-80 apresentou menor resistência ao desgaste do que o Aço A-70. Nas condições ensaiadas do Aço B, registrou-se aproximadamente 60 % maior resistência ao desgaste do que no Aço A, possivelmente pela fato do Aço B possuir reduzido tamanho de grão da microestrutura comparado ao Aço A. No Aço B, o Aço B-110 apresentou 20 % maior resistência ao desgaste do que a ZAC-GG do Aço B-80. Foi observado que a ZAC-GG do Aço B-80 apresentou uma dureza um pouco menor do que do Aço B-110. A microestrutura da ZAC-GG do Aço B-110 possui maior quantidade de agregados ferrita-carboneto e menor quantidade de ferrita alinhada e não alinhada do que a ZAC-GG do Aço B-80. Como citado anteriormente, as microestruturas com agregado ferrita-carboneto aumentam a resistência ao desgaste, uma vez que restringem a remoção de material.

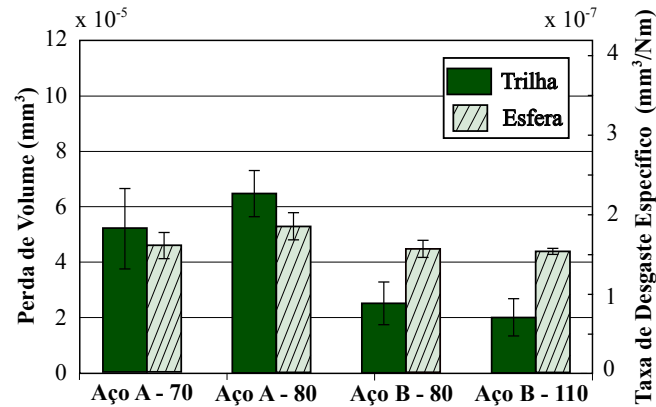


Figura 4.33 – Comparação entre as ZAC-GG dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco.

4.4 Ensaio de Desgaste por Deslizamento com Solução

Neste ensaio foram analisadas as mesmas regiões do cordão de solda do ensaio realizado a seco. Porém, incluindo uma solução (NaCl 0,05M, “água artificial”) sobre a amostra.

4.4.1 Aço A

A seguir serão mostrados os resultados dos ensaios realizados com solução no Aço A. Os valores apresentados correspondem à média dos ensaios⁵.

- **Aço A-70**

A Figura 4.34 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados com solução do Aço A-70. O MS apresentou aproximadamente 15 % menor perda de volume do que o MB, e a ZAC-GG cerca de 24 % menor perda de volume do que o MB. Comparando a ZAC-GG com o MS a perda de volume da ZAC-GG foi 10 % menor. Na ZAC-GG observa-se um desvio maior nos resultados, isto ocorre devido à dificuldade de posicionamento da esfera na região de interesse do ensaio, uma vez que a região da ZAC-GG é estreita. Quanto ao Cof, Figura 4.34 (b), neste ensaios, a zona que apresentou maior resistência ao desgaste (MB) apresentou o menor coeficiente de atrito. Foi possível observar que o contra-corpo (esfera de alumina), também apresentou desgaste. A perda de volume na esfera observada nestes ensaios, em cada zona, foi muito similar.

⁵ Em complemento, no Apêndice D.3 são apresentados os respectivos valores.

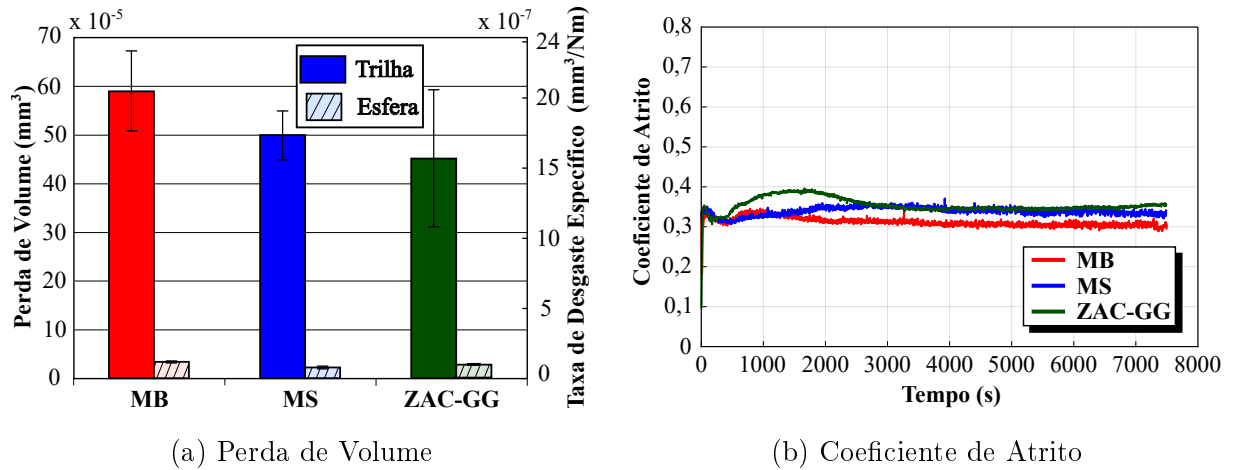


Figura 4.34 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-70 com solução.

Pelos resultados mostrados na Figura 4.34 (a), o MB, que possuía a menor dureza, apresentou a menor resistência ao desgaste comparado com as outras regiões. Na Figura 4.35 estão apresentados perfis transversais às trilhas de desgaste nas três regiões analisadas. Observou-se que no MB a trilha apresentou a maior profundidade. Nestes ensaios não foi observada deformação significativa nas laterais das trilhas em nenhuma das regiões analisadas. Na Figura 4.36 estão apresentadas imagens ópticas das trilhas geradas

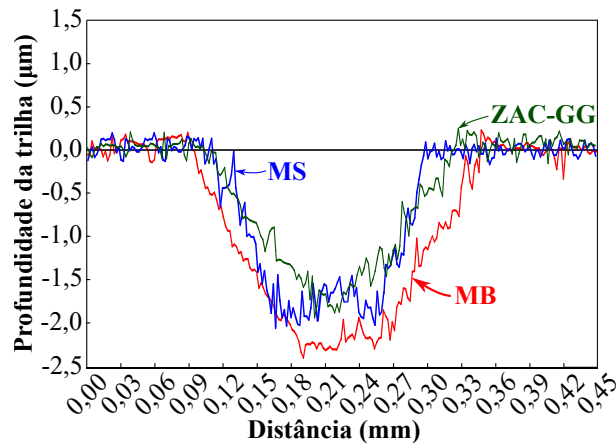
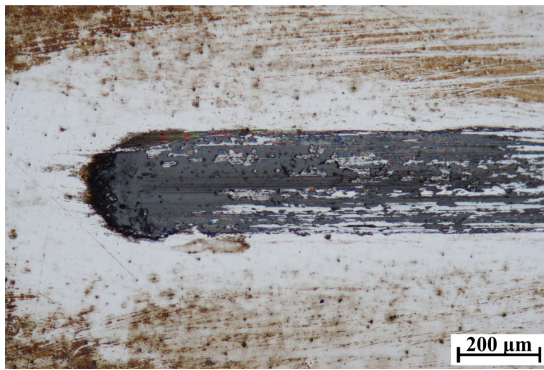


Figura 4.35 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-70 com solução.

para as diferentes regiões. Nestas imagens não foi observado a presença de *debris*, uma vez que as amostras eram limpas com acetona antes da obtenção das imagens, retirando assim a solução e os produtos de corrosão que ficaram sobre a trilha. Na Figura 4.36 (b) observa-se uma imagem da esfera logo após o ensaio de desgaste com corrosão no MB do Aço A, onde pode-se perceber que existem produtos de corrosão que ficaram aderidos sobre a mesma, como também a presença de material que possivelmente foi retirado da

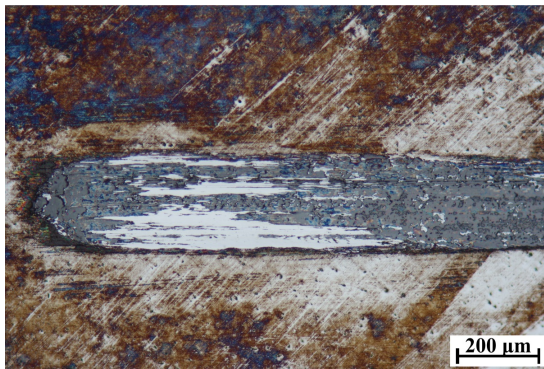
trilha e ficou preso a esfera. As esferas não foram limpas antes da realização das imagens.



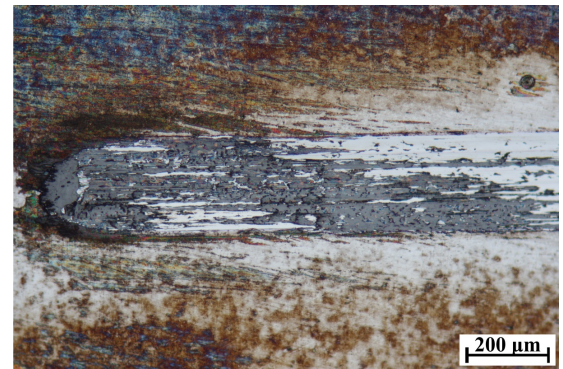
(a) Aço A - Metal base



(b) Esfera Aço A - Metal base



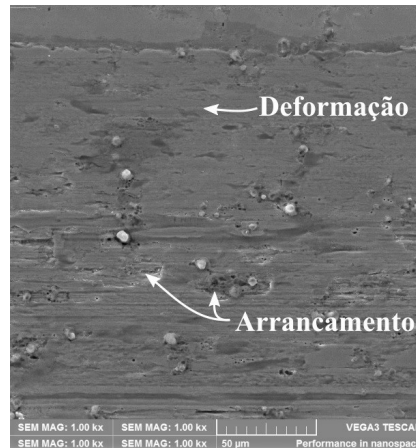
(c) Aço A-70 - MS



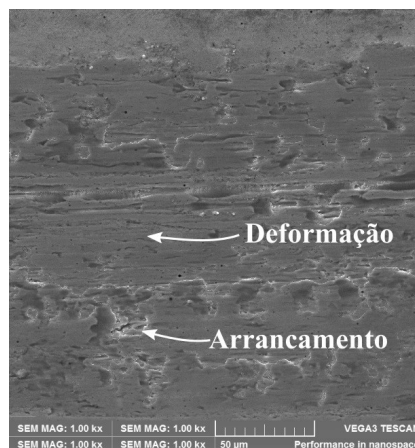
(d) Aço A-70 - ZAC-GG

Figura 4.36 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço A-70.

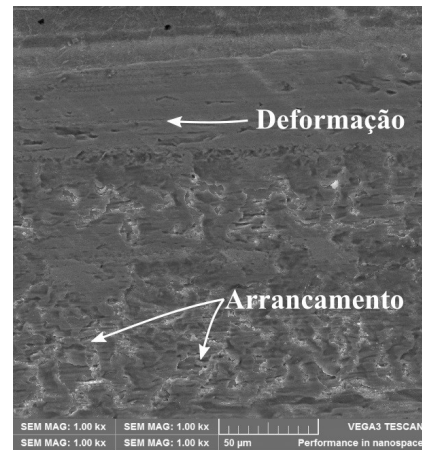
As imagens das faces superiores das trilhas, geradas no MEV e apresentadas na Figura 4.37, ilustram a existência de deformação plástica no interior da trilha, como algumas poucas regiões com arrancamento de material.



(a) Aço A - Metal base



(b) Aço A-70 - MS



(c) Aço A-70 - ZAC-GG

Figura 4.37 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-70 com solução.

- **Aço A-80**

A Figura 4.38 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados com solução do Aço A-80. Observa-se que o MS apresentou cerca de 15 % menor perda de volume em relação ao MB, enquanto que na ZAC-GG tal perda foi de aproximadamente 17 %. Comparando a ZAC-GG com o MS, as perdas de volume foram muito próximas. A Figura 4.38 (b) apresenta a variação do Cof em função do tempo. Observou-se que o MB apresentou o menor coeficiente de atrito, este foi o material que apresentou a maior resistência ao desgaste, enquanto que o MS e a ZAC-GG apresentaram Cof muito similares, sendo maiores do que o MB. Nestes ensaios foi observado um comportamento muito similar aos ensaios do Aço A-70 com solução.

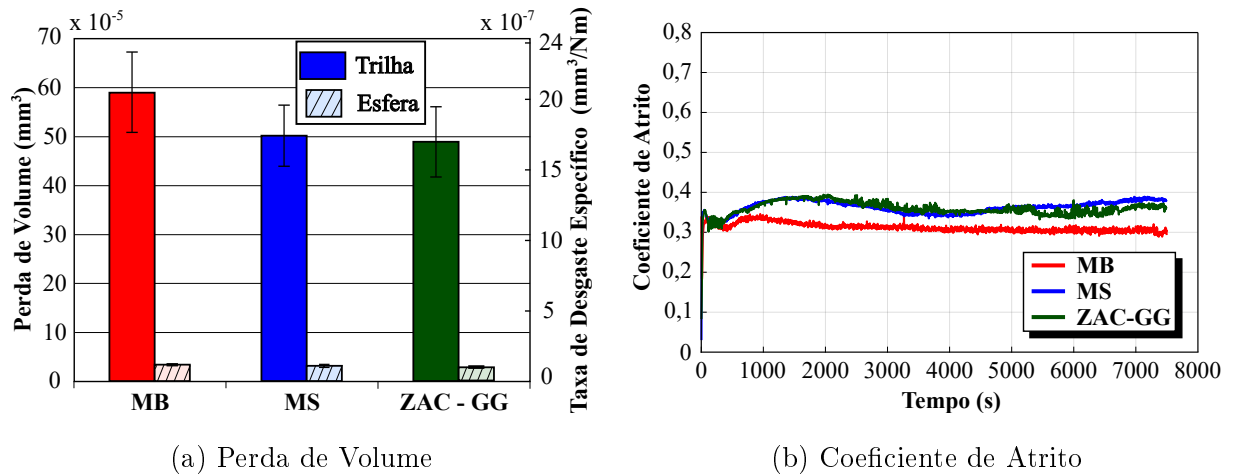


Figura 4.38 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço A-80 com solução.

Neste ensaio, a dureza não foi o único fator que exerceu influência sobre a resistência ao desgaste, uma vez que a ZAC-GG que apresentou cerca de 20 HV a menos de dureza do que o MS, apresentando praticamente a mesma resistência ao desgaste do que o MS.

Na Figura 4.39 estão apresentados perfis transversais às trilhas de desgaste nas três regiões analisadas. Observa-se que nestes ensaios também não houve deformação significativa nas laterais das trilhas em nenhuma das regiões analisadas. A Figura 4.40 apresenta imagens ópticas das trilhas no MS e na ZAC-GG.

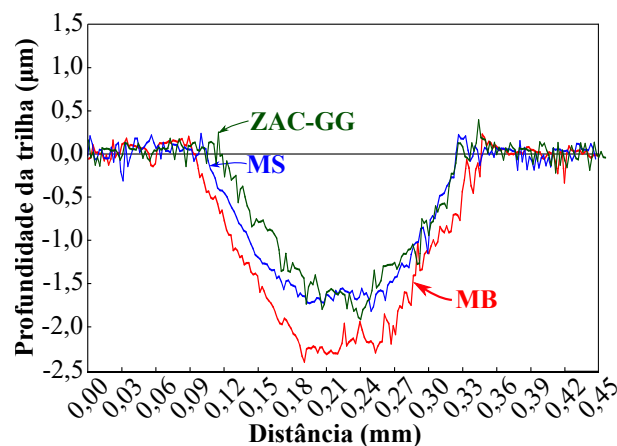
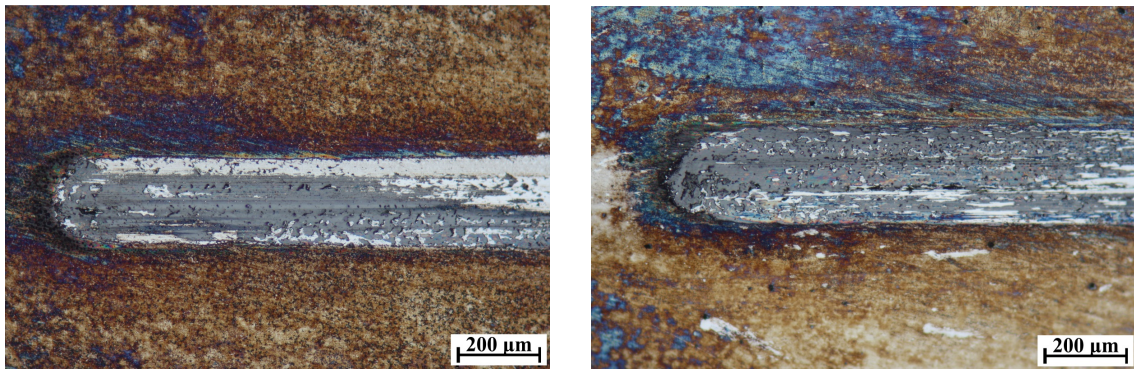


Figura 4.39 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço A-80 com solução.

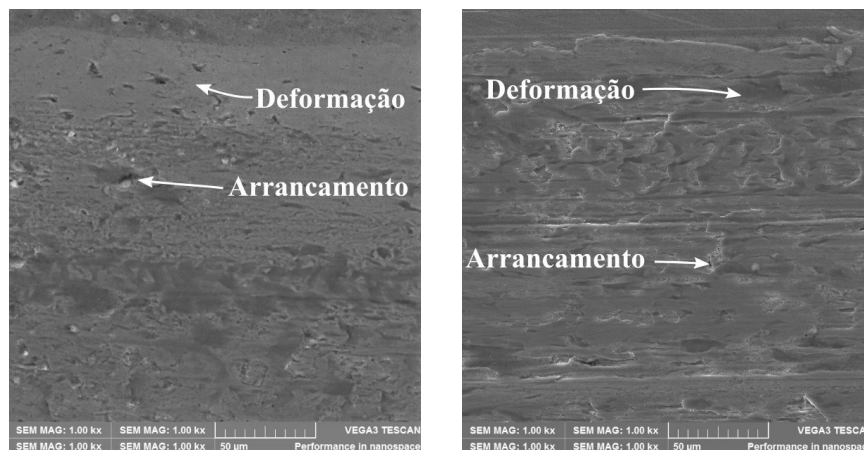
Nas imagens geradas no MEV das faces superiores das trilhas, Figura 4.41, é possível observar que houve pequena deformação plástica no interior da trilha, bem como algumas pequenas regiões onde ocorreu arrancamento do material.



(a) Aço A-80 - MS

(b) Aço A-80 - ZAC-GG

Figura 4.40 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço A-80.



(a) Aço A-80 - MS

(b) Aço A-80 - ZAC-GG

Figura 4.41 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço A-80 com solução.

4.4.2 Aço B

A seguir serão mostrados os resultados dos ensaios realizados com solução no Aço B. Os valores apresentados correspondem à média dos ensaios ⁶.

- **Aço B-80**

A Figura 4.42 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço B-80. Observou-se que o MS apresentou aproximadamente 72 % maior perda de volume do que

⁶ Em complemento, no Apêndice D.3 são apresentados os respectivos valores.

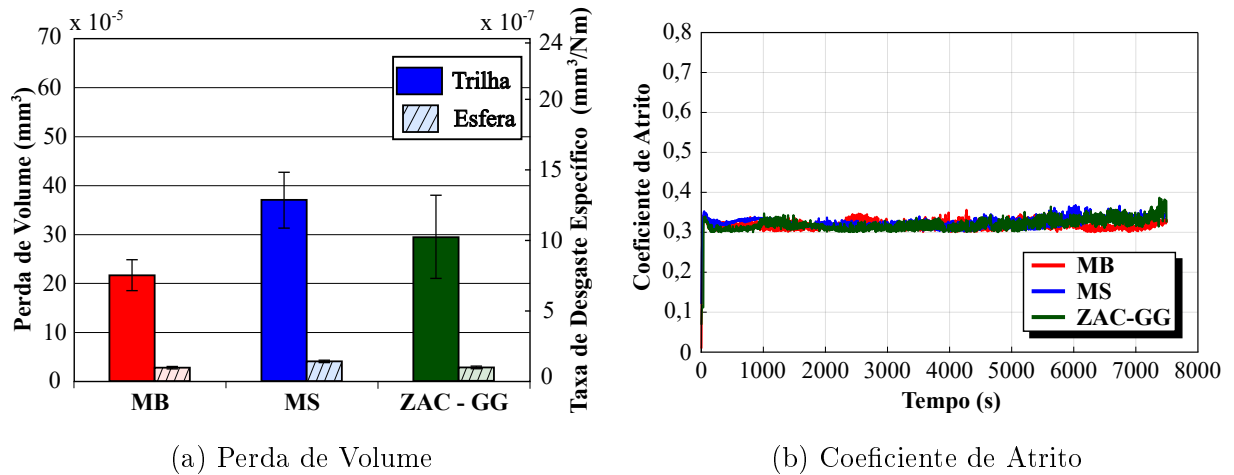


Figura 4.42 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-80 com solução.

o MB, e a ZAC-GG cerca de 36 % maior perda de volume do que o MB. Comparando a ZAC-GG com o MS, a perda de volume da ZAC-GG foi 20 %. Quanto ao Cof, Figura 4.42 (b), os valores apresentados por estas regiões foram muito próximos.

Comparando os resultados da resistência o desgaste com a dureza do material, no MS, cuja dureza era inferior às demais regiões, foi constatado a maior perda de volume, ou seja, menor resistência ao desgaste. Já o MB e a ZAC-GG, cujas durezas eram muito próximas apresentaram maior variação na resistência do desgaste.

Na Figura 4.43 estão apresentados perfis transversais às trilhas de desgaste nas três regiões analisadas. Nestes ensaios também foi observado que não houve deformação nas laterais das trilhas. Na Figura 4.44 estão apresentadas imagens ópticas das trilhas geradas para as diferentes regiões. Na Figura 4.44 (b) observa-se uma imagem da esfera logo após o ensaio de desgaste com corrosão no MB do Aço B, onde pode-se perceber

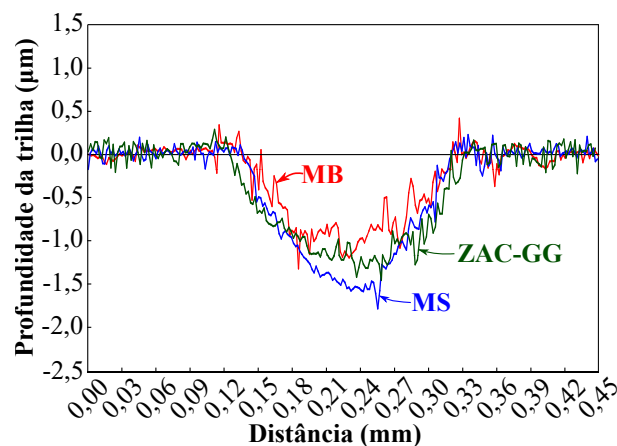
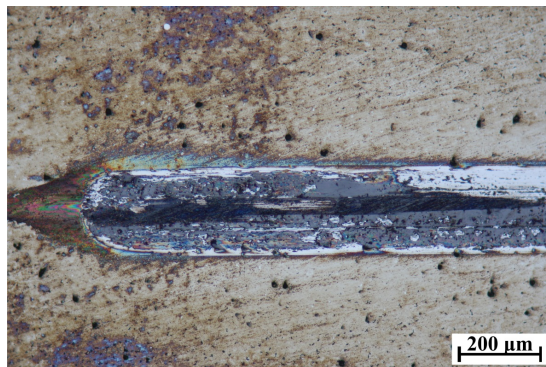


Figura 4.43 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-80 com solução.

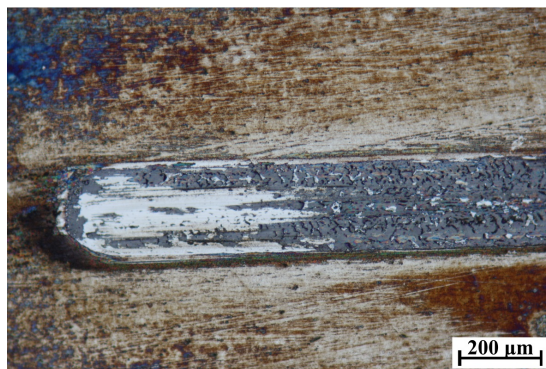
que existem produtos de corrosão que ficaram aderidos sobre a mesma, como também a presença de material que possivelmente foi retirado da trilha ficando preso a esfera.



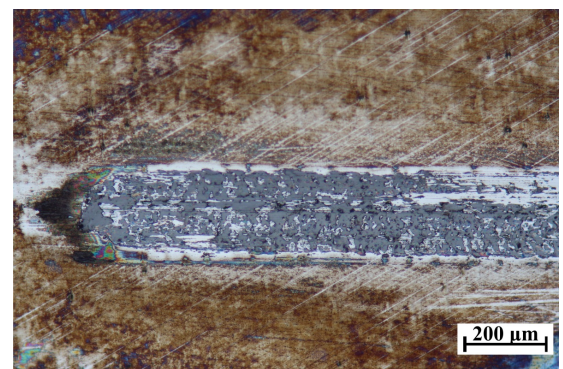
(a) Aço B - Metal base



(b) Esfera Aço B-80 - Metal base



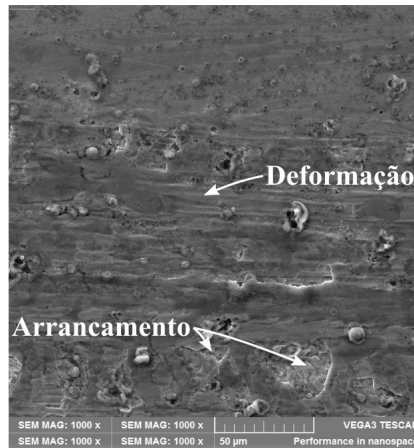
(c) Aço B-80 - MS



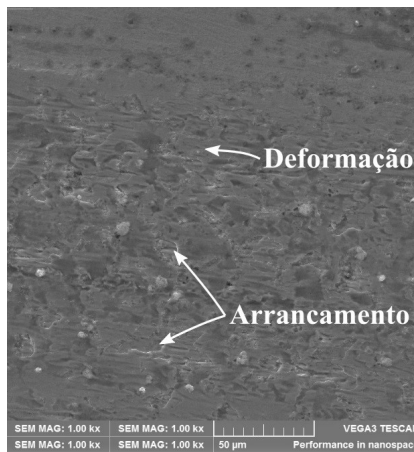
(d) Aço B-80 - ZAC-GG

Figura 4.44 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço B-80.

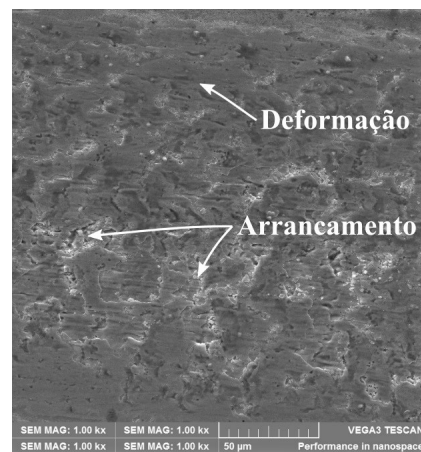
As imagens das faces superiores das trilhas, geradas no MEV e apresentadas na Figura 4.45, ilustram a existência de deformação plástica no interior da trilha, como algumas poucas regiões com arrancamento de material.



(a) Aço B - Metal base



(b) Aço B-80 - MS



(c) Aço B-80 - ZAC-GG

Figura 4.45 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-80 com solução.

• Aço B-110

A Figura 4.46 (a) apresenta graficamente as perdas de volume tanto da trilha como da esfera e a taxa de desgaste específico dos ensaios realizados a seco do Aço B-110. O MS apresentou perdas de volume muito próximas ao MB, porém na ZAC-GG, esta perda foi aproximadamente 52 % maior em relação ao MB. A Figura 4.46 (b) apresenta a variação do Cof em função do tempo. Observou-se que houve pouca variação no Cof para estes ensaios.

Comparando os resultados de resistência ao desgaste com a dureza do material, nestes ensaios o MB e o MS apresentaram dureza e resistência muito similares. Já a ZAC-GG cuja dureza era um pouco inferior às demais regiões, constatou-se maior perda de volume, ou seja, essa região apresentou menor resistência ao desgaste.

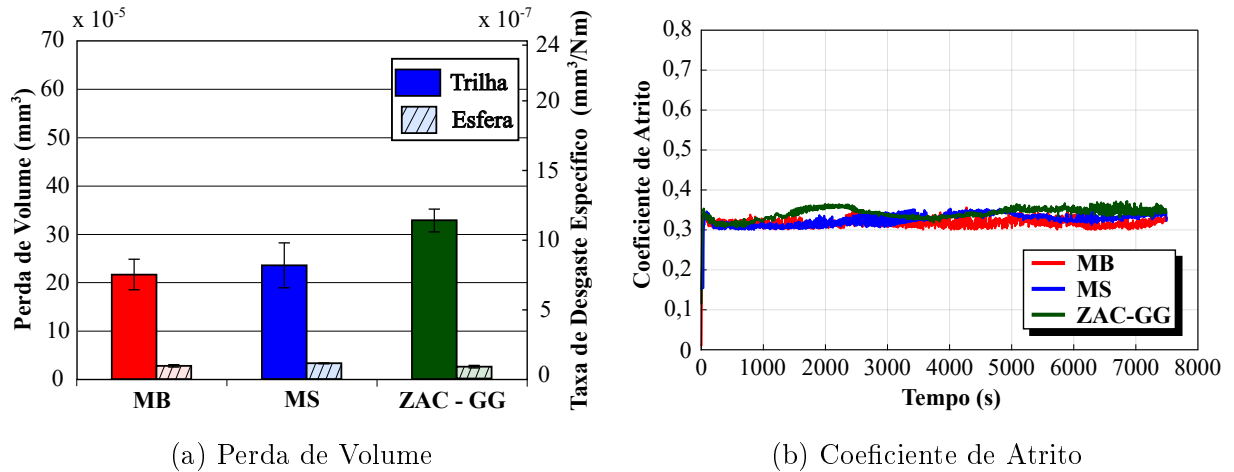


Figura 4.46 – Volume desgastado da trilha e da esfera e coeficiente de atrito dos ensaios realizados no Aço B-110 com solução.

Na Figura 4.47 estão apresentados perfis transversais às trilhas de desgaste nas três regiões analisadas. Nestes ensaios não foi observada deformação significativa nas laterais das trilhas em nenhuma das regiões analisadas.

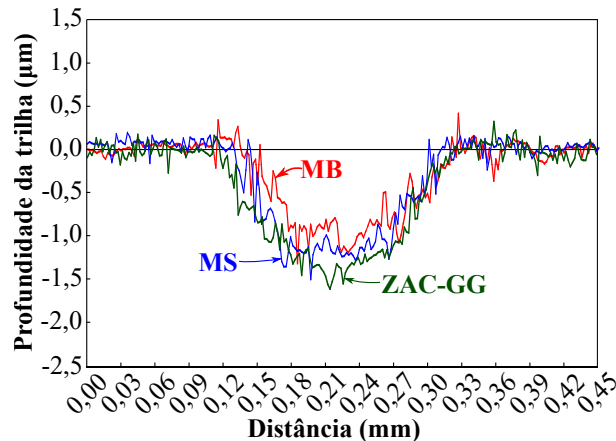
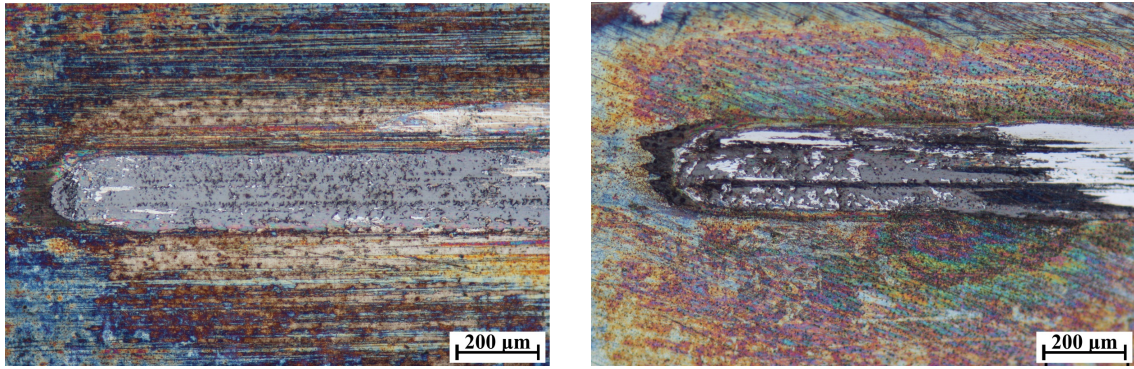


Figura 4.47 – Perfil das seções transversais as trilhas do Aço B-110 com solução.

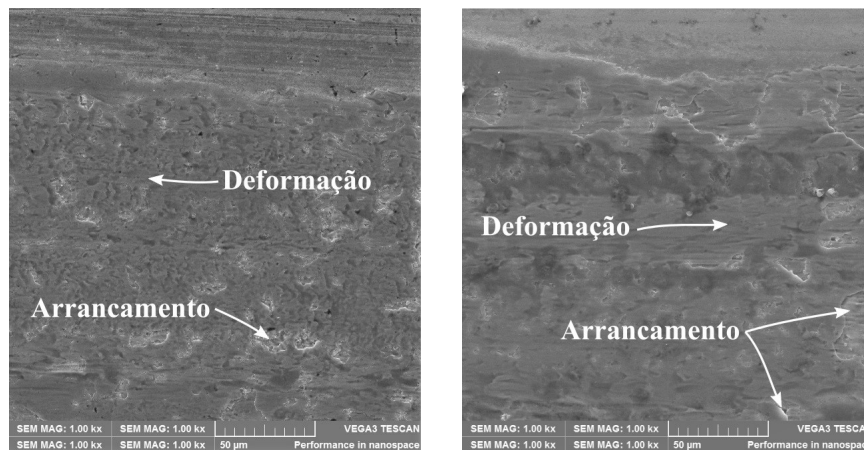
Na Figura 4.48 estão apresentadas imagens ópticas das trilhas. Na ZAC-GG observa-se que houve maior deformação no interior da trilha, o que também pode ser observado nas imagens das faces superiores das trilhas, geradas no MEV e apresentadas na Figura 4.49. No MS a trilha apresentou uma superfície aparentemente mais rugosa.



(a) Aço B-110 - MS

(b) Aço B-110 - ZAC-GG

Figura 4.48 – Aspectos das superfícies de desgaste (trilhas) dos ensaios realizados nas diferentes regiões da junta soldada com solução no Aço B-110.



(a) Aço B-110 - MS

(b) Aço B-110 - ZAC-GG

Figura 4.49 – Imagens de MEV da superfície de desgaste (trilha) - Aço B-110 com solução.

4.4.3 Comparação entre o Aço A e Aço B nos Ensaios com Solução

Comparando os MB, Figura 4.50, o Aço B apresentou 63 % maior resistência ao desgaste do que o Aço A. Este resultado pode estar relacionado com as durezas, uma vez que o Aço B possuía uma dureza de aproximadamente 100 HV maior do que o Aço A, como também as suas microestruturas. No Aço A foi observada uma microestrutura predominantemente composta por ferrita e perlita, enquanto no Aço B sua microestrutura era composta por ferrita com finos carbonetos e precipitados, com tamanho de grão inferior ao do Aço A.

Quando comparado os MS, Figura 4.51, no Aço A não observa-se diferença signi-

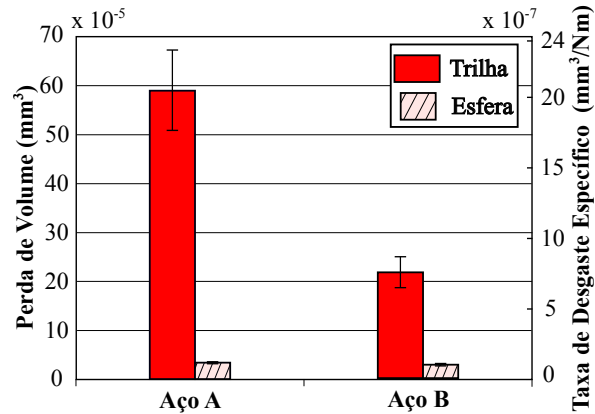


Figura 4.50 – Comparação entre os metais base nos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.

ficativa na resistência ao desgaste em solução. Os MS do Aço B apresentaram aproximadamente 40 % maior resistência ao desgaste com solução do que os MS do Aço A. No Aço B, o Aço B-110 apresentou uma resistência ao desgaste 36 % maior do que o Aço B-80. Nas condições soldadas do Aço B, principalmente no Aço B-110 a microestrutura continha menor quantidade de ferrita de contorno de grão e maior quantidade de ferrita acicular. Possivelmente a presença de ferrita acicular aumentou a resistência ao desgaste do material. Guo et al., 2014, em um estudo sobre o efeito da variação da microestrutura no comportamento em corrosão de aços ARBL em solução com 3,5 % NaCl, avaliou três diferentes microestruturas: ferrita poligonal, o que inclui a ferrita de contorno de grão e intragranular, ferrita acicular e martensita. E concluiu que a taxa de corrosão na ferrita acicular é mais lenta do que na ferrita e na martensita, sendo que entre estas microestruturas a martensita possui a taxa de corrosão mais elevada. Segundo os autores, isso ocorre devido à influência dos produtos de corrosão que cobrem a superfície, na ferrita

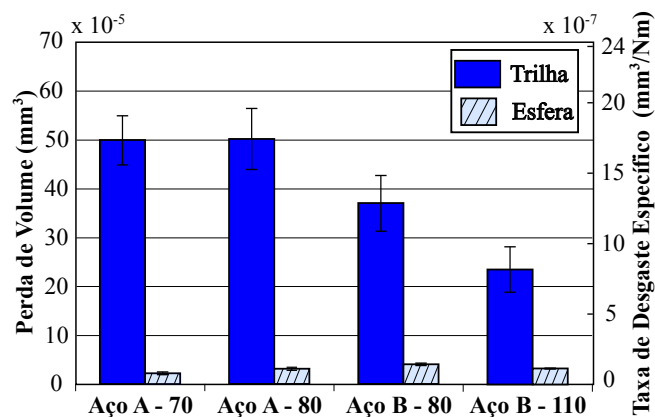


Figura 4.51 – Comparação entre os metais de solda dos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.

acicular a camada de produtos de corrosão é aparentemente mais densa e mais compacta do que nas outras duas microestruturas, o que proporciona uma certa proteção ao aço. A camada de corrosão gerada pela ferrita poligonal e pela martensita consiste em uma estrutura solta, porosa e permeável.

Nas ZAC-GG, Figura 4.52, entre as ZAC-GG do Aço A, como houve um grande desvio nos resultados dos ensaios, não houve diferença significativa em relação a resistência ao desgaste. As ZAC-GG do Aço B, registraram maior resistência ao desgaste em solução do que no Aço A. O Aço B-110 apresentou cerca de 10 % menor resistência ao desgaste do que a ZAC-GG do Aço B-80. No Aço B, principalmente no Aço B-110 a microestrutura da ZAC-GG possuía maior quantidade de agregados ferrita-carboneto e menor quantidade de ferrita de contorno de grão e ferrita alinhada e não alinhada. Provavelmente os agregados ferrita-carboneto apresentaram características similares a martensita, citado no parágrafo anterior, formando uma camada de óxido mais porosa e permeável, facilitando o desgaste por tribocorrosão nesta microestrutura.

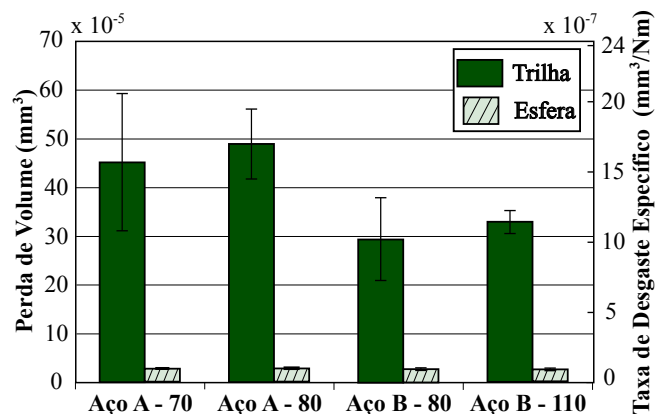
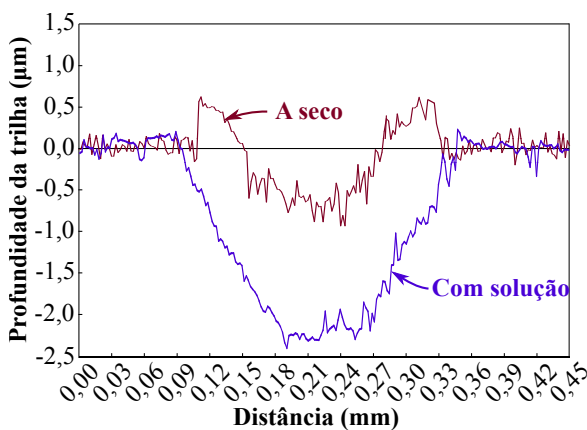


Figura 4.52 – Comparação entre as ZAC-GG dos ensaios de desgaste por deslizamento com solução.

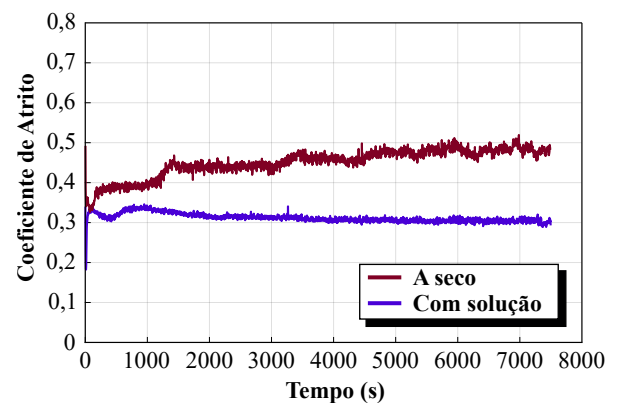
4.4.4 Comparação entre os Ensaios de Desgaste por Deslizamento a Seco e com Solução

Quando a corrosão e o desgaste estão ocorrendo simultaneamente, os mecanismos atuam de forma sinérgica, o que pode resultar em uma degradação acelerada e significativa dos materiais em contato [Findik, 2014], fato que pode ser comprovado pela quantidade de material desgastado aproximadamente sete vezes maior no meio corrosivo utilizado nos ensaios, quando comparado com os ensaios a seco.

Foi observado que, ao comparar o desgaste a seco com o em tribocorrosão, o Cof de cada sistema teve uma redução de aproximadamente 0,1, conforme pode ser observado nas Figuras 4.53 (b) e 4.54 (b). Segundo Findik, 2014 ensaios de tribocorrosão podem possuir como características, uma rápida taxa de desgaste acompanhada por uma diminuição do coeficiente de atrito. A reação química, que é benéfica para prevenir desgaste adesivo, e que provoca uma lubrificação entre o par tribológico, e ocasiona uma diminuição no coeficiente de atrito, leva a uma acentuada perda de massa do material. Provavelmente devido a constante formação e destruição de uma camada de filme com baixa durabilidade formada sobre a superfície.

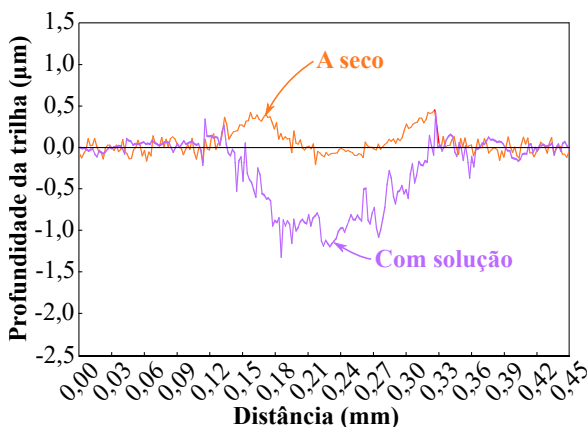


(a) Perfil das seções transversais as trilhas

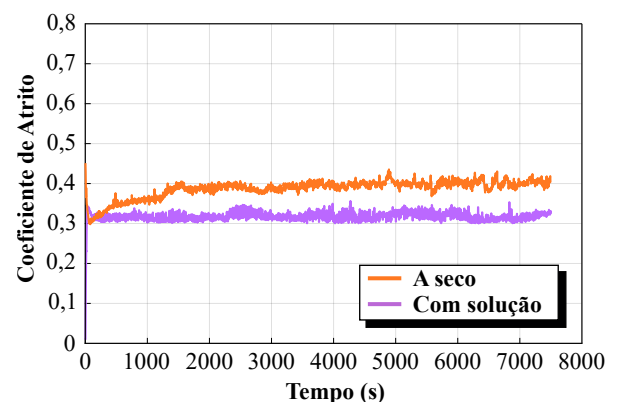


(b) Coeficiente de atrito

Figura 4.53 – Perfil das seções transversais as trilhas e coeficiente de atrito obtidos nos ensaios do MB do Aço A.



(a) Perfil das seções transversais as trilhas



(b) Coeficiente de atrito

Figura 4.54 – Perfil das seções transversais as trilhas e coeficiente de atrito obtidos nos ensaios do MB do Aço B.

Nos ensaios realizados a seco e com solução, os valores de perda de volume da esfera foram muito próximos, mesmo que nos ensaios com solução as perdas de volume das trilhas tenham sido superiores às dos ensaios a seco.

Comparando-se os resultados dos MB dos Aço A e Aço B, houve um aumento da perda de volume do Aço A aproximadamente 5,4 vezes em relação ao ensaio a seco. Já no Aço B a perda de volume no ensaio com solução foi cerca de 14 vezes maior comparado com o ensaio a seco. Nas Figuras 4.53 (a) e 4.54 é possível observar que os ensaios a seco apresentavam maior deformação nas laterais das trilhas, enquanto no ensaio com solução praticamente não houve deformação nas laterais da trilha. Esta mudança possivelmente ocorre devido a mudança do mecanismo de desgaste.

4.5 Comparação entre os Resultados dos Ensaios de Desgaste Abrasivo Roda de Borracha e por Deslizamento a Seco

Como citado anteriormente o ensaio roda de borracha abrange uma área da trilha delimitada pela espessura da borracha, enquanto o ensaio por deslizamento analisa cada região individualmente, pois trata-se de um ensaio micro-abrasivo. Neste caso não serão comparadas as perdas de volume, mas somente a relação entre as resistências ao desgaste entre as diferentes condições soldadas.

Quanto aos MB, nos dois ensaios foi observado que o Aço B apresentou maior resistência ao desgaste.

Para as condições soldadas do Aço A, no ensaio roda de borracha a maior resistência ao desgaste foi observada no Aço A-70. No ensaio por deslizamento a região que apresentou a maior resistência ao desgaste foi a ZAC-GG do Aço A-70. No Aço B, no ensaio roda de borracha a maior resistência ao desgaste foi do Aço B-110, no ensaio por deslizamento a região da ZAC-GG do Aço B-110 apresentou a maior resistência ao desgaste. A partir desta análise conclui-se que além do metal de solda, o ensaio de desgaste roda de borracha sofreu grande influência pela ZAC-GG, região que apresentou a maior resistência ao desgaste.

5 CONCLUSÕES

Neste estudo, dois aços estruturais com diferentes propriedades mecânicas, utilizados no transporte ferroviário de minério, foram soldados pelo processo MAG, utilizando diferentes metais de adição. A partir dos resultados obtidos é possível concluir que:

- Os parâmetros de soldagem utilizados garantiram penetração completa do metal de solda e preenchimento total da junta em um único passe. Mesmo utilizando espessuras de chapa e geometria de junta diferentes, houve pouca variação nos valores de diluição entre as condições soldadas;

- Nas juntas soldadas do Aço A, os metais de solda apresentaram microestruturas predominantemente compostas por ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal intragranular, ferrita com segunda fase alinhada e algumas regiões de ferrita acicular, nestas condições houve um aumento nos valores médios de dureza no MS em relação ao MB. Na ZAC-GG as microestruturas eram compostas basicamente por ferrita de contorno de grão, ferrita poligonal intragranular, ferrita de segunda fase alinhada e não alinhada e agregados ferrita-carboneto, com durezas levemente inferiores ao MS;

- Nos MS das juntas soldadas do Aço B as microestruturas observadas eram formadas em grande parte por ferrita acicular com pequenas regiões de ferrita de contorno de grãos, apresentando durezas levemente inferiores do que o MB. Na ZAC-GG foi observada uma presença mais significativa de agregados ferrita-carboneto, não apresentando diferença significativa nas durezas em comparação aos MS;

- O metal base do Aço B apresentou melhor resistência ao desgaste comparado ao Aço A, tanto nos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha, quanto nos ensaios de desgaste por deslizamento a seco e com solução. O Aço B apresentava aproximadamente 100 HV a mais de dureza comparado ao Aço A e sua microestrutura possuía tamanho de grão menor, com presença de carbonetos e precipitados, o que possivelmente provocou o aumento da resistência ao desgaste nesse material;

- Nos ensaios de desgaste por deslizamento os MS das condições soldadas do Aço B apresentaram maior resistência ao desgaste do que os MS do Aço A, além da dureza, a maior presença de ferrita acicular, fase que apresenta boa resistência mecânica e alta tenacidade influenciou nestes resultados. As ZAC-GG do Aço B também apresentaram maior resistência ao desgaste do que o Aço A, no Aço B, além da dureza mais elevada do

que o Aço A a microestrutura possuía maior quantidade de agregados ferrita-carboneto com algumas regiões de ferrita com segunda fase alinhada e não alinhada. Entre as condições soldadas do Aço A, o MS do Aço 80 apresentou maior resistência ao desgaste e do Aço B, foi o MS do Aço B-110 que apresentou a maior resistência ao desgaste;

- Para todas as condições dos ensaios de desgaste por deslizamento a seco, a ZAC-GG apresentou maior resistência ao desgaste, mesmo em alguns casos apresentando durezas mais baixas do que as outras regiões (MB e MS), isso provavelmente tenha decorrido devido ao efeito de sua microestrutura, uma vez que na ZAC-GG foi observada uma microestrutura composta por ferrita de contorno de grãos com regiões de agregados ferrita-carboneto. Onde as fases mais macias e duras (ferrita de contorno de grão) possivelmente forneceram elevada resistência à iniciação e propagação de trincas, e os microconstituintes mais duros (agregado ferrita-carboneto) à resistência a penetração do abrasivo, elevando a resistência ao desgaste destas regiões;

- Nos ensaios de tribocorrosão, os MS do Aço B apresentaram maior resistência ao desgaste do que os MS do Aço A, este resultado além da dureza pode estar relacionado a microestrutura, uma vez que no Aço B havia maior quantidade de ferrita acicular, fase que pode ser responsável por formar uma camada de corrosão mais densa e compacta, retardando o processo de tribocorrosão.

- Nos ensaios de desgaste por deslizamento com meio corrosivo, a corrosão e o desgaste ocorreram simultaneamente levando a uma degradação acelerada e significativa dos materiais em contato, levando a uma perda de volume das trilhas aproximadamente sete vezes maior quando inserida uma solução nos ensaios. Ao se introduzir uma solução no sistema o coeficiente de atrito teve uma redução de aproximadamente 0,1.

- A partir da comparação dos ensaios de desgaste abrasivo roda de borracha e por deslizamento a seco, foi observado que além do do MS a ZAC-GG exerceu fundamental importância nos resultados dos ensaios roda de borracha.

5.1 Sugestões para Trabalho Futuros

- Analisar detalhadamente os mecanismos de desgaste a fim de correlacioná-lo com a resistência ao desgaste das diversas regiões;
- Avaliar a resistência ao desgaste por deslizamento das demais sub-regiões da ZAC das juntas soldadas, a fim de correlacioná-los com os dados obtidos neste trabalho;
- Realizar os ensaios de desgaste por deslizamento com a utilização de diferentes materiais no contra-corpo (esfera);
- Realizar EDS e MEV no contra-corpo para verificar se as esferas contêm quantidades significativas de Fe na superfície, decorrente do possível desgaste por adesão do material, assim como analisar o desgaste que a esfera pode ter sofrido;
- Analisar detalhadamente a influência do coeficiente de atrito no ensaio de desgaste por deslizamento, comparando-o com as propriedades das regiões analisadas e a resistência ao desgaste obtida;
- Avaliar o produto de corrosão formado no ensaio de desgaste por deslizamento com solução a fim de correlacioná-los com a resistência ao desgaste e as microestruturas das regiões ensaiadas.
- Realizar ensaios de desgaste por deslizamento com uma solução mais concentrada de NaCl, o que simula o desgaste em ambiente marinho.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

Adachi, K. and Hutchings, I. M. Wear-mode mapping for the micro-scale abrasion test, **Wear**, vol. 255(1-6), p. 23-29, 2003.

Amorim, F. R. **Avaliação do microdesgaste a dois corpos em juntas soldadas de um aço resistente ao desgaste**. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2017.

API. **API Specification 5L: Specification for Line Pipe**. American Petroleum Institute, 2004.

Archard, J. F. Contact and Rubbing of Flat Surfaces, **Journal of Applied Physics**, vol. 24(8), p. 981-988, 1953.

ASM. **Metals Handbook. Friction, Lubrication and Wear Technology**. volume 18. ASM International, USA, 1992.

ASM. **Metals Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels and High-Performance Alloys**. volume 1. ASM International, USA, 10 edition, 1993.

ASM. **Metals Handbook. Welding, Brazing and Soldering**. volume 6. American Society for Metals, United States, 1998.

ASM, **Carbon and Alloy Steels**, chapter High-Strength Low-Alloy Steels. ASM International, USA, 2001.

ASTM-E384. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2017.

ASTM-G105. **Standard Test Method for Conducting Wet Sand/Rubber Wheel Abrasion Tests**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

ASTM-G133. **Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2005.

ASTM-G40. **Standard Terminology Relating to Wear and Erosion**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.

ASTM-G65. **Standard Test Method for Measuring Abrasion Using the Dry Sand/Rubber Wheel Apparatus**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2016.

ASTM-G99. **Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus**. ASTM International, West Conshohocken, PA, 2000.

AWS. **Welding Handbook - Welding Science and Technology**. Number 1. American Welding Society, Miami, 9 edition, 2001.

AWS. **Welding Handbook - Welding Processes, part1**. Number 2. American Welding Society, Miami, 9 edition, 2004.

Bakshi, S., Shipway, P. H., and Bhadeshia, H. K. D. H. Three-body abrasive wear of fine pearlite, nanostructured bainite and martensite, **Wear**, vol. 38(1–2), p. 46–53, 2013.

Bandeira, F. M. **Análise da influência do reuso da areia utilizada como abrasivo em ensaio de desgaste de um aço ASTM A242**. Trabalho de Conclusão de Curso, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2017.

Bhadeshia, H. K. D. H. **Bainite in steels Transformation, Microstructure and Properties**. The Press University, Cambridge, 2 edition, 2001.

Bhadeshia, H. K. D. H. and Honeycombe, R. W. K. **Steels Microstructure and Properties**. Published by Elsevier Ltd., USA, 3 edition, 2006.

Bhattacharyya, D., Hajra, A., Basu, A., and Jana, S. The effectt of grain size on the wear characterizatics of high speed steel tools, **Wear**, vol. 42, p. 63–69, 1977.

Blau, P. J. Embedding Wear Models into Friction Models, **Tribol Lett**, vol. 34(1), p. 75–79, 2009.

Buckley, D. H. and Miyoshi, K. Friction and wear of ceramics, **Wear**, vol. 100(1–3), p. 333–353, 1984.

Cassina, J. C. **Resistência ao Desgaste de Liga à Base de Cobalto Depositada por Diferentes Processos de Soldagem**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 1991.

Chacon-Nava, J. G., Martinez-Villafañe, A., Almeraya-Calderon, F., Cabral-Miramontes, J. A., and Stack, M. M. Some remarks on particle size effects on the abrasion of a range of Fe based alloys, **Tribology International**, vol. 43(8), p. 1307–1317, 2010.

Cho, C. and Lee, Y. Effects of oxide layer on the friction characteristics between TiN coated ball and steel disk in dry sliding, **Wear**, vol. 254(3–4), p. 383–390, 2003.

Clayton, N. J. Effect of microstructure on rolling/sliding wear of low carbon bainitic steels, **Wear**, vol. 202(2), p. 202–207, 1997.

Coronado, J. J. and Sinatora, A. Effect of abrasive size on wear of metallic materials and its relationship with microchips morphology and wear micromechanisms: Part 1, **Wear**, vol. 271(9–10), p. 1795–1803, 2011.

Easterling, K. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworths & Co, UK, 2 edition, 1983.

ESAB. **Catalogo de Consumiveis**. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf>, Acesso em: 08 dez. 2017.

Eyre, T. S. The mechanisms of wear, **Tribology International**, vol. 11(2), p. 91–96, 1978.

Fang, L., Kong, X. L., Su, J. Y., and Zhou, Q. D. Movement patterns of abrasive particles in three-body abrasion, **Wear**, vol. 162–164(Part B), p. 782–789, 1993.

Farrar, R. A. and Harrison, P. L. Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview, **Journal of Materials Science**, vol. 22(11), p. 3812–3820, 1987.

Findik, F. Latest progress on tribological properties of industrial materials, **Materials and Design**, vol. 57, p. 218–244, 2014.

García, A., Varela, A., Montero, J., Mier, J. L., Zaragoza, S., and Barbadillo, F. Tribological behaviour of an A355 steel pipe welding, **Materials Science Forum**, vol. 587–588, p. 360–364, 2008.

Gerdau. **Aços Patináveis**. Disponível em: <https://www.gerdau.com/br/pt/produtos/acos-patinaveis>, Acesso em: 17 jan. 2018.

Gregolin, J. A. R. **Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste**. Tese de doutorado, Universidade Estadual de Campinas, 1990.

Gunduz, S., Kaçar, R. ., and Soykan, H. Wear behaviour of forging steels with different microstructure during dry sliding, **Tribology International**, vol. 41(5), p. 348–355, 2008.

Guo, Y., Li, C., Liu, Y., Yu, L., Ma, Z., Liu, C., and Li, H. Effect of microstructure variation on the corrosion behavior of high-strength low-alloy steel in 3.5wt% NaCl solution, **International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials**, vol. 22(6), p. 604–612, 2014.

Guy, B. **Weathering Steel: Taking the Guesswork Out of Filler Metal Selection**. Disponível em: <http://www.fabricatingandmetalworking.com/2016/05/weathering-steel-taking-guesswork-filler-metal-selection/>, Acesso em: 20 dez. 2017.

Hackenhaar, W., Mazzaferro, J. A. E., Gonzalez, A. R., and Machado, I. G. Influência da vazão e geometria da região de entrada sobre a eficiência térmica medida por um calorímetro de Fluxo contínuo de água, **Soldagem & Inspeção**, vol. 21(3), p. 269–281, 2016.

Holmberg, K., Kivikytö-Reponen, P., Härkisaari, P., and Valtonen, K. Global energy consumption due to friction and wear in the mining industry, **Tribology International**, vol. 11, p. 116–139, 2017.

Hutchings, I. M. **Tribology: Friction and Wear of Engineering Materials**. Butterworth-Heinemann, London, 1 edition, 1992.

IIW. **Sub-Comission IXJ Guide to the light microscope examination of ferritic steel weld metals**. IIW Doc. IX-1533-88, 1988.

Ito, Y. and Bessyo, K. Cracking Parameter of High Strength Steels Related to Heat Affected Zone Cracking, **JWS**, vol. 37(9), p. 983–991, 1968.

Kapoor, A., Williams, J., and Johnson, K. L. The steady state sliding of rough surfaces, **Wear**, vol. 175(1–2), p. 81–92, 1994.

Kato, K. and Adachi, K., **Modern Tribology Handbook**, chapter Wear Mechanisms. Bharat Bhushan (Ed.), London, New York, Washington D.C., 2001.

Krishman, S. N., Toppo, V., Basak, A., and Ray, K. K. Wear behaviour of a steel weld-joint, **Wear**, vol. 260(11–12), p. 1285–1294, 2006.

Lindroos, M., Valtonen, K., Kemppainen, A., Laukkanen, A., Holmberg, K., and Kuokkala, V. T. Wear behavior and work hardening of high strength steels in high stress abrasion, **Wear**, vol. 322-323, p. 32–40, 2015.

Machado, I. G. **Condução do calor na soldagem: fundamentos & aplicações**. Imprensa Livre Editora LTDA, Porto Alegre, 1 edition, 2000.

Marin, J. J. C. **Efeito do tamanho do abrasivo no desgaste de metais**. Tese de doutorado, Universidade de São Paulo, 2010.

Marques, P. V. and Modenesi, P. J. Algumas Equações Úteis em Soldagem, **Soldagem & Inspeção**, vol. 19(1), p. 91–101, 2014.

Misra, A. and Finnie, I. A classification of three-body abrasive wear and design of a new tester, **Wear**, vol. 60(1), p. 111–121, 1980.

Misra, A. and Finnie, I. Some observation on two-body abrasive wear, **Wear**, vol. 1(9–10), p. 41–56, 1981.

Modenesi, P. J. **Soldabilidade dos aços transformáveis**. Tese de doutorado, Universidade Federal de Minas Gerais, 2002.

Morcillo, M., Chico, B., Díaz, H., Cano, H., and de la Fuente, D. Atmospheric corrosion data of weathering steels. A review, **Corrosion Science**, vol. 77, p. 6–24, 2013.

Nahvi, S. M., Shipway, P. H., and McCartney, D. G. Particle motion and modes of wear in the dry sand–rubber wheel abrasion test, **Wear**, vol. 267(11), p. 2083–2091, 2009.

Pontel, H. F. **Estudo do desgaste abrasivo e propriedades mecânicas de um aço hardox 500 soldado por MAG convencional**. Dissertação de mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, 2016.

Porter, D. A. **Weldable High-Strength Steels: Challenges and Engineering Applications**. IIW International Conference High-Strength Materials - Challenges and Applications, 2015.

Postal, G. T., Mazzaferro, J. A. E., Mazzaferro, C. C. P., Nardon, G. K., Medeiros, L. C., and Giarollo, D. F. **Projeto e Fabricação de Microtribômetro Linear**. XLIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem, Joinville, 2017.

Rabinowicz, E. and Mutis, A. Effect of abrasive particle size on wear, **Wear**, vol. 8(5), p. 381–390, 1965.

Richardson, R. C. D. The wear of metals by hard abrasives, **Wear**, vol. 10(4), p. 291–309, 1967.

Rigney, D. A. and Hirth, J. P. Plastic Deformation and Sliding Friction of Metals, **Wear**, vol. 53(2), p. 345–370, 1979.

Salesky, W. J. Medium carbon steel alloy design for wear applications, **Wear**, vol. 75(1), p. 21–40, 1982.

Scotti, A. and Ponomarev, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. Editora Artliber, São Paulo, 2008.

Sharma, S., Sangal, S., and Mondal, K. Influence of Subsurface Structure on the Linear Reciprocating Sliding Wear Behavior of Steels with Different Microstructures, **Metallurgical and Materials Transactions A**, vol. 45(13), p. 6088–6102, 2014.

Shipway, P. H. and Howell, L. Microscale abrasion–corrosion behaviour of WC–Co hardmetals and HVOF sprayed coatings, **Wear**, vol. 258, p. 303–312, 2005.

Sinatora, A. and Tanaka, D. K. As Leis do Atrito: da Vinci, Amontons e Coulomb., **Revista ABCM Engenharia**, vol. 12(1), p. 33–36, 2007.

Stachowiak, G. W. and Batchelor, A. W. **Engineering Tribology**. Butterworth-Heinemann, Boston, 4 edition, 2014.

Suh, N. P. An overview of the delamination theory of wear, **Wear**, vol. 44(1), p. 1–16, 1977.

Sundstrom, A., Rendon, J., and Olsson, M. Wear behaviour of some low alloyed steels under combined impact/abrasion contact conditions, **Wear**, vol. 250, p. 744–754, 2001.

Trezona, R. I. and Hutchings, I. M. Three-body abrasive wear testing of soft materials, **Wear**, vol. 233–235, p. 209–221, 1999.

Tyczak, J. H. and Oregon, A., **ASM Handbook: Friction, Lubrication, and Wear Technology**, volume 18, chapter Abrasive Wear. ASM International Handbook Committee, USA, 1992.

Wainer, E., Brandi, S. D., and Mello, F. D. H. **Steels Microstructure and Properties**. Edgard Blucher LTDA., São Paulo, 2004.

Wang, Y., Lei, T., and Liu, J. Tribo-metallographic behavior of high carbon steels in dry sliding, **Wear**, vol. 231(1), p. 12–19, 1999.

Xu, X., Xu, W., Ederveen, F. H., and Zwaag, S. Design of low hardness abrasion resistant steels, **Wear**, vol. 301(1–2), p. 89–93, 2013.

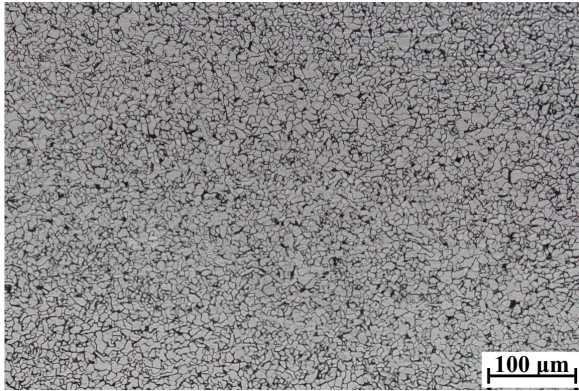
Zhou, L., Liu, G., Han, Z., and Lu, K. Grain size effect on wear resistance of a nanostructured AISI52100 steel, **Scripta Materialia**, vol. 58, p. 445–448, 2008.

Zum Gahr, K.-H. **Microstructure and wear of materials**. Elsevier Science, New York, 1987.

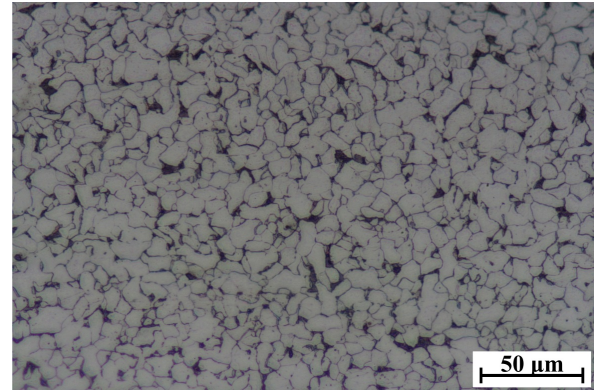
Zum Gahr, K. H. Modelling of two-body abrasive wear, **Wear**, vol. 124(1), p. 87–103, 1988.

APÊNDICE A – Microestruturas

A.1 Microestruturas dos metais base Aço A e Aço B



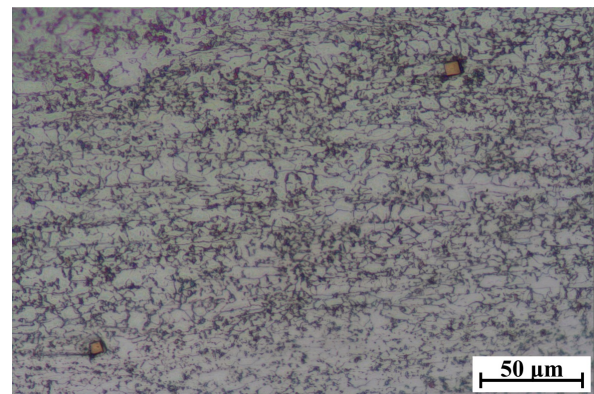
(a) Aço A. Aumento de 200X



(b) Aço A. Aumento de 500X



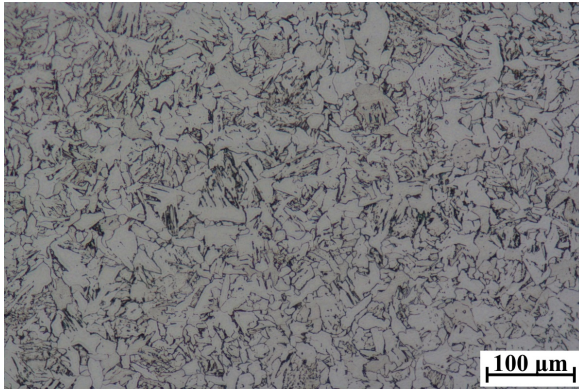
(c) Aço B. Aumento de 200X



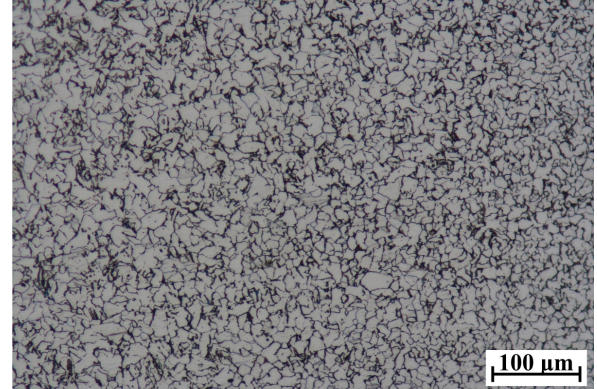
(d) Aço B. Aumento de 500X

Figura A.1 – Microestruturas dos metais base com diferentes aumentos obtidas por microscopia ótica.

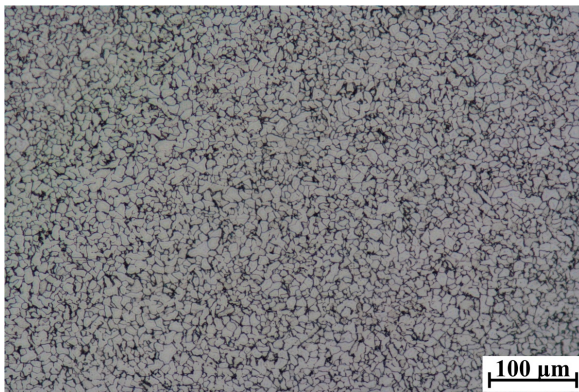
A.2 Microestruturas das diversas regiões da ZAC obtidas nas soldagem utilizando o aço A



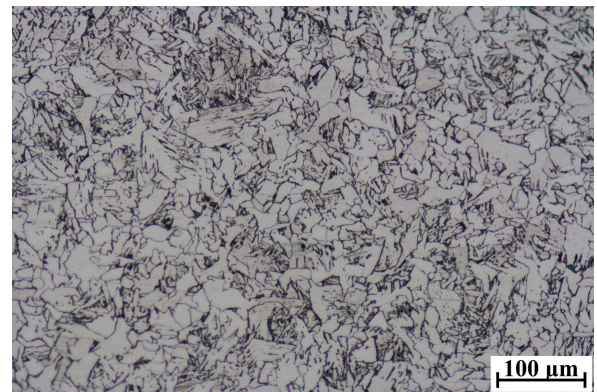
(a) Aço A-70 - ZAC-RG



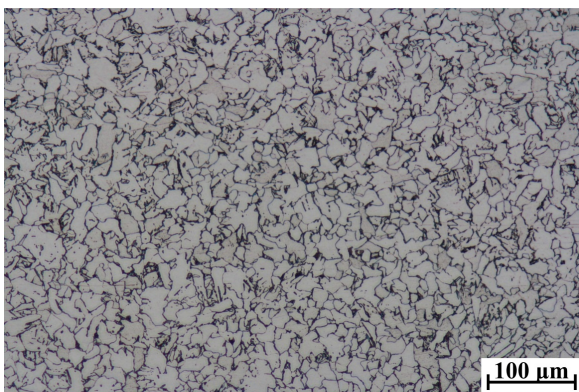
(b) Aço A-70 - ZAC-IC



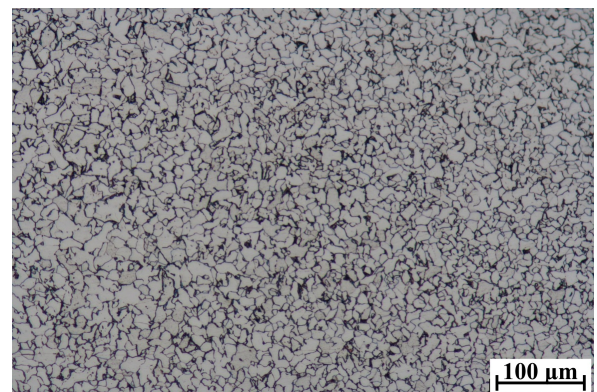
(c) Aço A-70 - ZAC-SC



(d) Aço A-80 - ZAC-RG



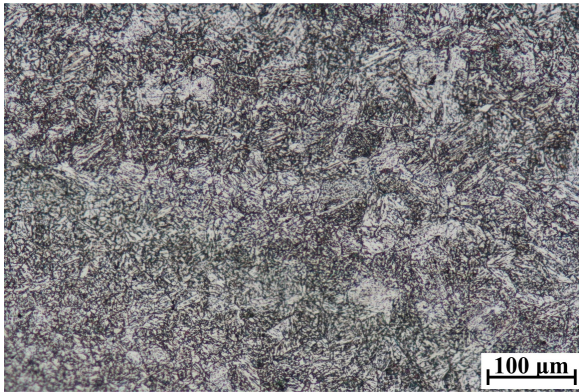
(e) Aço A-80 - ZAC-IC



(f) Aço A-80 - ZAC-SC

Figura A.2 – Microestruturas das ZAC-RG, ZAC-IC e ZAC-SC, obtidas por microscopia ótica, das soldas realizadas no aço A.

A.3 Microestruturas das diversas regiões da ZAC obtidas nas soldagem utilizando o aço B



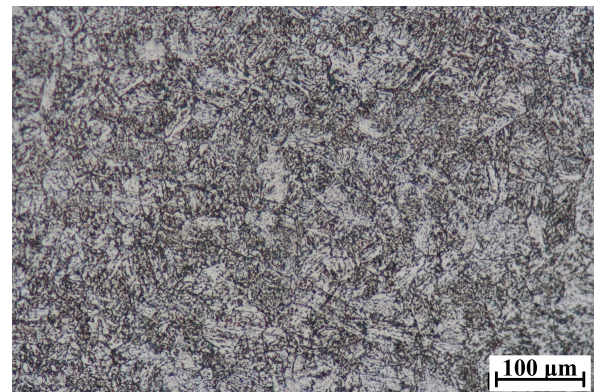
(a) Aço B-80 - ZAC-RG



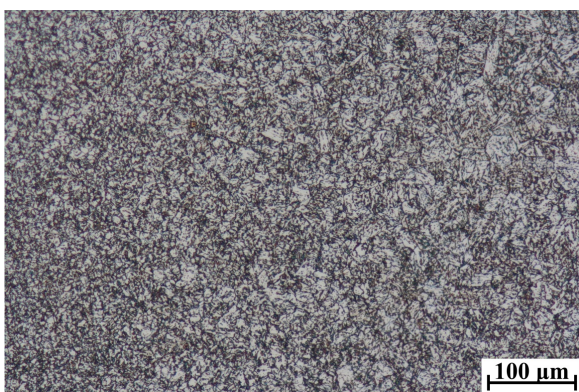
(b) Aço B-80 - ZAC-IC



(c) Aço B-80 - ZAC-SC



(d) Aço B-110 - ZAC-RG



(e) Aço B-110 - ZAC-IC



(f) Aço B-110 - ZAC-SC

Figura A.3 – Microestruturas das ZAC-RG, ZAC-IC e ZAC-SC, obtidas por microscopia óptica, das soldas realizadas no aço B.

APÊNDICE B – Oscilograma de tensão e corrente de soldagem

B.1 Oscilograma de tensão e corrente de soldagem, captados com o sistema de aquisição de dados

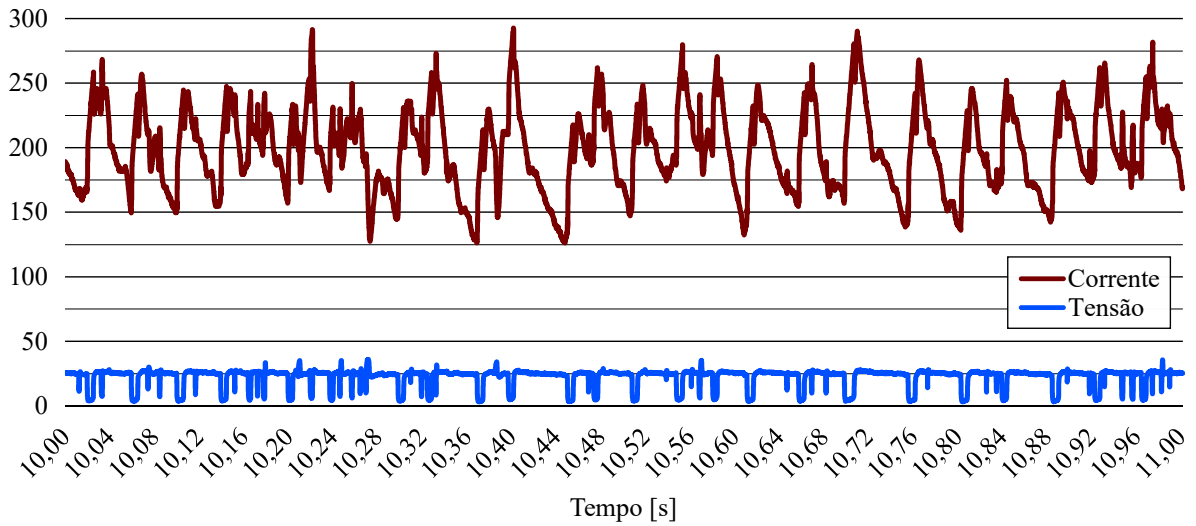
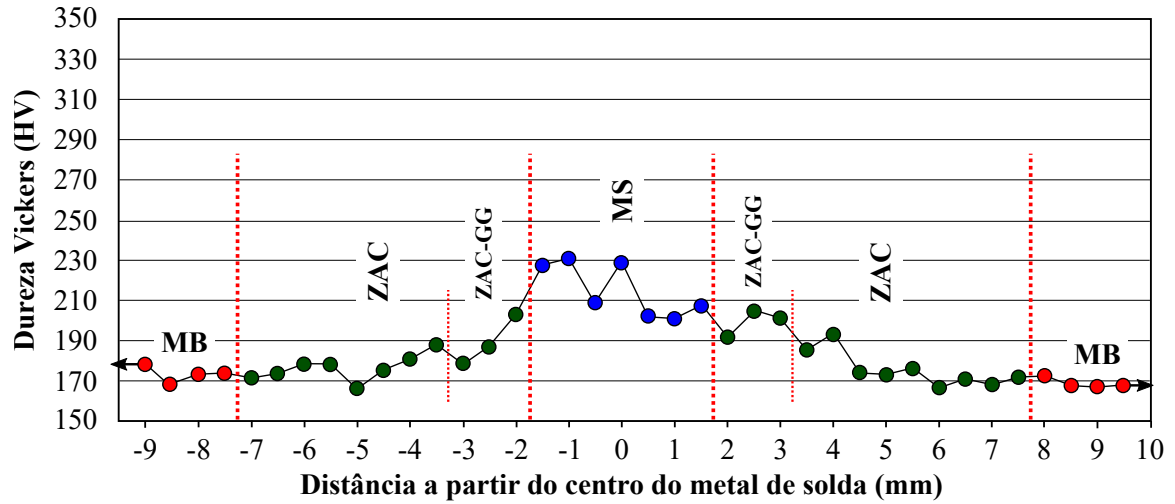


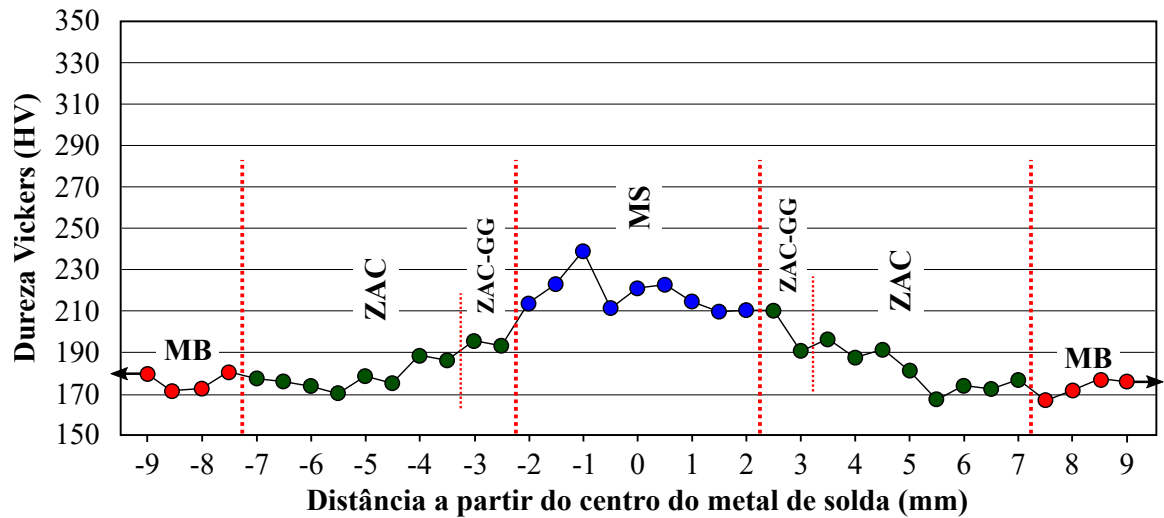
Figura B.1 – Oscilograma tensão e corrente de soldagem, obtido na soldagem do conjunto Aço A-70, representando uma escala de tempo reduzida.

APÊNDICE C – Perfil de microdurezas

C.1 Perfil de microdurezas das soldas realizadas no Aço A



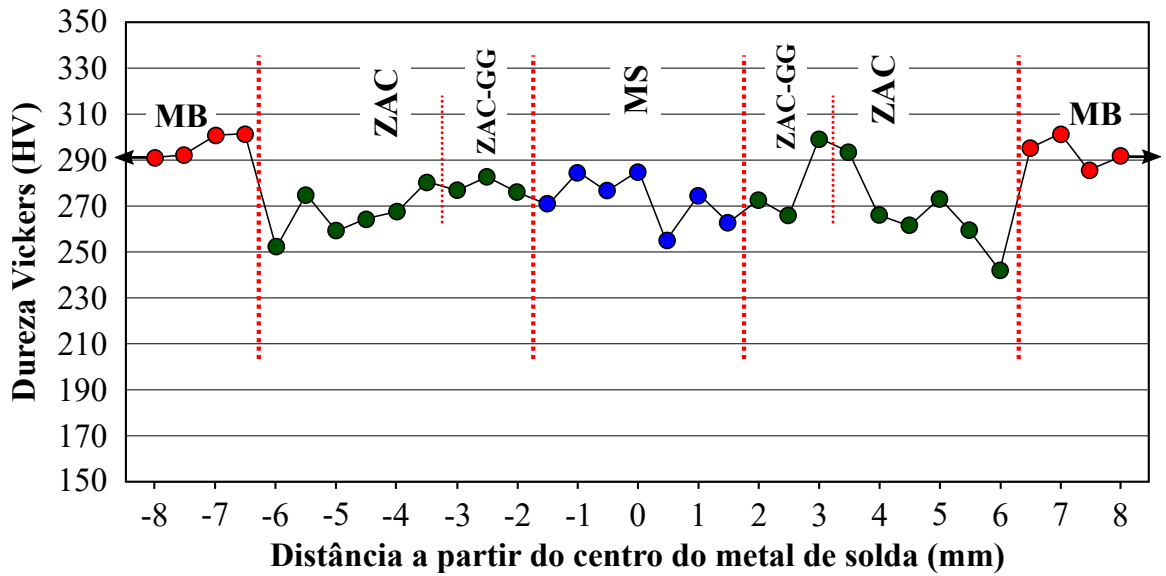
(a) Aço A-70



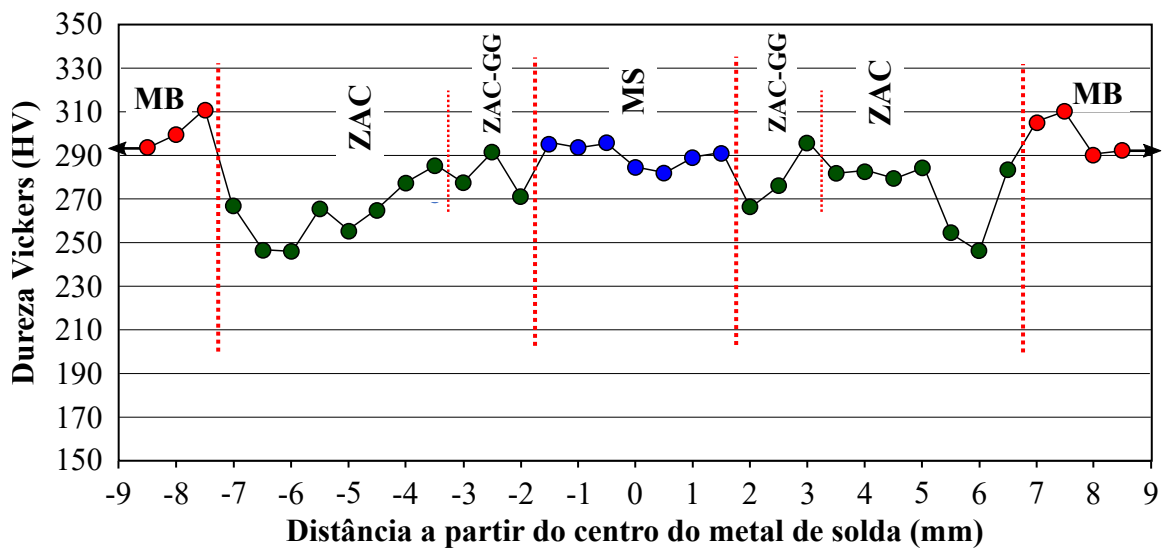
(b) Aço A-80

Figura C.1 – Perfil de microdurezas (distante 3 mm da superfície superior), soldas realizadas no Aço A.

C.2 Perfil de microdurezas das soldas realizadas no Aço B



(a) Aço B-80



(b) Aço B-110

Figura C.2 – Perfil de microdurezas (distante 2 mm da superfície superior), soldas realizadas no Aço B.

APÊNDICE D – Resultados dos Ensaios de Desgaste

D.1 Ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha

Tabela D.1 – Perda de volume e taxa de desgaste específico médios obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste abrasivo roda de borracha.

	Perda de volume (mm ³)	Taxa de desgaste específico $\times 10^{-5}$ (mm ³ /Nm)
Aço A-MB	15,3 \pm 3,2	7,8 \pm 1,6
Aço A-70	10,6 \pm 0,9	5,4 \pm 0,5
Aço A-80	15,7 \pm 2,4	7,9 \pm 1,2
Aço B-MB	13,5 \pm 1,5	6,9 \pm 0,7
Aço B-80	12,7 \pm 1,4	6,5 \pm 0,7
Aço B-110	12,0 \pm 0,7	6,1 \pm 0,3

D.2 Ensaio de desgaste por deslizamento a seco

Tabela D.2 – Perda de volume na trilha e na esfera, taxa de desgaste específico e coeficiente de atrito médio obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste por deslizamento a seco.

	Perda de volume da trilha $\times 10^{-5}(\text{mm}^3)$	Perda de volume da esfera $\times 10^{-5}(\text{mm}^3)$	Taxa de desgaste específico $\times 10^{-7} (\text{mm}^3/\text{Nm})$	Coefficiente de atrito médio
Aço A-MB	$10,9 \pm 0,75$	$4,9 \pm 0,6$	$3,77 \pm 0,3$	$0,45 \pm 0,016$
Aço A-70 Metal de solda	$9,9 \pm 1,1$	$4,6 \pm 0,35$	$3,45 \pm 0,4$	$0,43 \pm 0,023$
Aço A-70 ZAC-GG	$5,2 \pm 1,5$	$4,6 \pm 0,5$	$1,81 \pm 0,5$	$0,40 \pm 0,013$
Aço A-80 Metal de solda	$8,9 \pm 1,1$	$4,75 \pm 0,5$	$3,11 \pm 0,4$	$0,43 \pm 0,0045$
Aço A-80 ZAC-GG	$6,47 \pm 0,9$	$5,31 \pm 0,5$	$2,25 \pm 0,3$	$0,43 \pm 0,021$
Aço B - MB	$2,7 \pm 0,6$	$4,25 \pm 0,6$	$0,94 \pm 0,2$	$0,41 \pm 0,015$
Aço B-80 Metal de solda	$4,15 \pm 0,5$	$4,8 \pm 0,2$	$1,4 \pm 0,2$	$0,44 \pm 0,010$
Aço B-80 ZAC-GG	$2,52 \pm 0,8$	$4,5 \pm 0,3$	$0,9 \pm 0,3$	$0,45 \pm 0,06$
Aço B-110 Metal de solda	$2,7 \pm 0,6$	$4,76 \pm 0,4$	$0,94 \pm 0,2$	$0,44 \pm 0,010$
Aço B-110 ZAC-GG	$2,0 \pm 0,7$	$4,4 \pm 0,1$	$0,7 \pm 0,2$	$0,43 \pm 0,033$

D.3 Ensaio de desgaste por deslizamento com solução

Tabela D.3 – Perda de volume na trilha e na esfera, taxa de desgaste específico e coeficiente de atrito médio obtidos para o metal base e as condições soldadas no ensaio de desgaste por deslizamento com solução.

	Perda de volume da trilha $\times 10^{-5}(\text{mm}^3)$	Perda de volume da esfera $\times 10^{-5}(\text{mm}^3)$	Taxa de desgaste específico $\times 10^{-7} (\text{mm}^3/\text{Nm})$	Coefficiente de atrito médio
Aço A-MB	$59,0 \pm 8,4$	$3,4 \pm 0,04$	$20,4 \pm 2,9$	$0,32 \pm 0,007$
Aço A-70 Metal de solda	$50,0 \pm 5,2$	$2,4 \pm 0,3$	$17,4 \pm 1,8$	$0,34 \pm 0,02$
Aço A-70 ZAC-GG	$45,1 \pm 14,0$	$3,0 \pm 0,2$	$15,7 \pm 4,9$	$0,34 \pm 0,015$
Aço A-80 Metal de solda	$50,2 \pm 6,4$	$3,3 \pm 0,5$	$17,4 \pm 2,2$	$0,35 \pm 0,015$
Aço A-80 ZAC-GG	$49,0 \pm 7,3$	$3,04 \pm 0,3$	$17,0 \pm 2,55$	$0,36 \pm 0,007$
Aço B-MB	$21,7 \pm 3,7$	$3,0 \pm 0,3$	$7,5 \pm 1,3$	$0,32 \pm 0,008$
Aço B-80 Metal de solda	$37,2 \pm 5,8$	$4,4 \pm 0,3$	$12,9 \pm 2,0$	$0,34 \pm 0,025$
Aço B-80 ZAC-GG	$29,5 \pm 8,75$	$3,15 \pm 0,3$	$10,3 \pm 3,0$	$0,33 \pm 0,008$
Aço B-110 Metal de solda	$23,6 \pm 4,7$	$3,5 \pm 0,12$	$8,2 \pm 1,65$	$0,35 \pm 0,04$
Aço B-110 ZAC-GG	$32,9 \pm 2,55$	$2,8 \pm 0,3$	$11,4 \pm 0,9$	$0,33 \pm 0,015$