



UNIVERSIDADE FEDERAL DO AMAZONAS
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

**SIMULAÇÃO FÍSICA DA SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO EM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA UTILIZADO NA INDÚSTRIA NAVAL**

CAIO MATHEUS ARAÚJO DE VASCONCELOS

Manaus-AM
Setembro/2022

CAIO MATHEUS ARAÚJO DE VASCONCELOS

**SIMULAÇÃO FÍSICA DA SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO EM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA UTILIZADO NA INDÚSTRIA NAVAL**

Texto apresentado ao Programa de Pós-Graduação em
Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade
Federal do Amazonas para Exame de Dissertação para
obtenção do título de Mestre em Ciências e Engenharia
de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Jaime Casanova Soeiro Junior

Manaus-AM
Setembro/2022

Ficha Catalográfica

Ficha catalográfica elaborada automaticamente de acordo com os dados fornecidos pelo(a) autor(a).

V331s Vasconcelos, Caio Matheus Araújo de
Simulação física da soldagem de manutenção em aço de alta resistência e baixa liga utilizado na indústria naval / Caio Matheus Araújo de Vasconcelos . 2022
119 f.: il. color; 31 cm.

Orientador: Jaime Casanova Soeiro Junior
Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) - Universidade Federal do Amazonas.

1. Resfriamento acelerado. 2. Soldagem de manutenção. 3. Aço S355-J2-N. 4. Microdureza. 5. Microconstituente martensita-austenita. I. Soeiro Junior, Jaime Casanova. II. Universidade Federal do Amazonas III. Título

CAIO MATHEUS ARAÚJO DE VASCONCELOS

SIMULAÇÃO FÍSICA DA SOLDAGEM DE MANUTENÇÃO EM AÇO DE ALTA
RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA UTILIZADO NA INDÚSTRIA NAVAL

Dissertação de mestrado apresentado ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal do Amazonas, UFAM, como parte dos requisitos para obtenção do grau de mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Data: 29 de setembro de 2022.

Banca examinadora

Prof. Dr. Jaime Casanova Soeiro Junior
Universidade Federal do Amazonas

Prof. Dr. Antonio do Nascimento Silva Alves
Universidade Federal do Amazonas

Prof. Dr. Rubelmar Maia de Azevedo Cruz Neto
Universidade do Estado do Amazonas

“Fortis Fortuna Adiuvat.”

John Wick.

“Sic Parvis Magna.”

Francis Drake.

AGRADECIMENTOS

A minha família, principalmente aos meus pais que os amo muito, Antônio Cleosmar e Avânia Maria, por toda a ajuda que tive durante toda a minha vida, com incentivos e apoio para com meus estudos, onde sem eles, nada disso seria possível.

Ao meu orientador, Professor Doutor Jaime Casanova, pelo suporte, orientação, paciência, dedicação, conversas, almoços, cafezinho da tarde, conselhos e ajudas. Ao professor Doutor Rubelmar pelos conselhos e ajudas referentes as análises estatísticas.

A minha namorada, Larissa Medeiros, pelo carinho, paciência, compreensão, ser meu porto-seguro, pelo incentivo, auxílio e por todo o apoio durante minha trajetória tanto na graduação quanto no mestrado.

Aos meus amigos, que para mim são meus irmãos, Matheus Raman e Guilherme Gouvêa, pelas descontrações, conversas, momentos de lazer, lanches da vida (principalmente as pizzas e sushis) e as milhares de vezes que passamos horas jogando videogames.

Ao meu amigo Denilson Amorim, pela companhia quase todos os dias no laboratório enquanto sofríamos fazendo os experimentos.

Aos meus companheiros que conheci no começo da faculdade e que levarei para vida, Augusto Melo, Roberto Prata, Mateus Barbosa e a todos os outros.

Aos meus amigos parceiros de Kart e COD, Carlos Eduardo, Andrei Vasconcelos, Dimas, Denner, Igor e Chico, pelas jogatinas e conversas.

Por fim, mas não menos importante, agradeço à Universidade Federal do Amazonas, ao Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade do Estado do Amazonas e à Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado do Amazonas por todo o suporte prestado.

DEDICATÓRIA

Entrei no mestrado no mesmo ano que se teve início a pandemia em decorrência ao COVID-19, ao qual a parte mais difícil da minha dissertação foi viver em meio ao caos que estava o mundo, principalmente nosso país. Diversas vidas perdidas por negligências superiores. Com isto, minha dedicatória é para todas as vítimas de COVID-19, em especial minha sogra amada e querida, Selany Medeiros, *in memoriam*, uma pessoa muito alegre e sorridente, que sempre será lembrada.

RESUMO

O transporte fluvial tem grande impacto econômico regional, por sua capacidade de transporte de carga e pela localização da bacia hidrográfica do Amazonas, ao qual aproximadamente 85 % da distribuição de frota de embarcações está localizada na região. Durante o tráfego, é possível acontecer desgastes, reduzindo a espessura do casco, como corrosão ou impacto com rochas. Partindo da hipótese que a embarcação tenha sofrido um dano do lado externo, reduzindo a espessura de uma chapa de aço do casco da embarcação, será feita uma recuperação da espessura por soldagem de manutenção no lado interno do casco e a estrutura estando sobre a água. Este tipo de manutenção apresenta grande desafio técnico por retirar abruptamente calor e, conseqüentemente, alterar a soldabilidade metalúrgica dos aços empregados, neste caso, EN-10025-2-04-S355-J2-N. Assim, o objetivo deste trabalho é analisar a influência dos fatores: tipo de resfriamento (ao ar ou com água), espessura recuperada (25 ou 50 % da espessura da chapa), quantidade de camadas de solda (uma ou duas camadas de solda) e a energia de soldagem utilizada (energia baixa ou alta), sobre a microestrutura e microdureza do aço S355 J2N, soldado com eletrodo revestido E7018-1. Foi utilizado um sistema de circulação de água a temperatura ambiente que pulveriza água na face oposta a soldagem para simular a soldagem de manutenção na hipótese sugerida. Dentre os fatores estudados, o tipo de resfriamento é o fator que possui maior influência, devido a retirada abrupta de calor influenciar de forma significativa os ciclos térmicos captados (Δt_{8-5} dos CPs resfriados com água 90 % menor), extensão da zona afetada pelo calor (redução de área de até 77 %), na microestrutura formada (microestruturas dos CPs com água mais refinadas), aumento de dureza (de até 51 %), na fração volumétrica do microconstituente martensita-austenita, M-A (CPs resfriados com água com menores quantidades de M-A), na energia absorvida do ensaio de impacto Charpy V e em suas respectivas fractografias.

Palavras-chave: Resfriamento acelerado, soldagem de manutenção, aço S355-J2-N, microdureza, microconstituente martensita-austenita, energia absorvida.

ABSTRACT

River transport has a great regional economic impact, due to its relationship with the environment, cargo transport capacity and the location of the Amazon basin, to which approximately 85% of the distribution of the vessel fleet is located in the region. During traffic, wear can occur, reducing the thickness of the hull, such as corrosion or impact with rocks. Assuming that the vessel has suffered damage from the outside, reducing the thickness of a steel plate in the vessel's hull, a thickness recovery will be made by maintenance welding on the inner side of the hull and the structure being on the water. This type of maintenance presents a great technical challenge as it abruptly removes heat and consequently alters the metallurgical weldability of the steels used, in this case, EN-10025-2-04-S355-J2-N. Thus, the objective of this work is to analyze the influence of factors: type of cooling (air or water), recovered thickness (25 or 50% of plate thickness), number of solder layers (one or two solder layers) and the welding energy used (low or high energy), on the microstructure and microhardness of the S355 J2N steel, welded with a 7018E coated electrode. A water circulation system at room temperature that sprays water on the face opposite to the weld was used to simulate the maintenance welding in the suggested hypothesis. Among the factors studied, the cooling type is the factor that has the greatest influence, because the abrupt heat removal. Significantly influences the captures thermal cycles (Δt_{8-5} of the specimen cooled with water are 90 % smaller), extension of the Heat-Affected Zone (área reduction of up to 77 %), in the formed microstructure (microstructures of the water-cooled samples are more refined), increase in hardness (up to 51 %), in the volumetric fraction of the martensite-austenite microconstituent, M-A (samples cooled with water have lower amounts of M-A), in the energy absorbed from the Charpy V impact test and in their respective fractographs.

Keywords: Accelerated cooling, maintenance welding, steel S355-J2-N, microhardness, martensite-austenite microconstituent, absorbed energy.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Evolução dos aços utilizados em função da rota de fabricação e do sistema de liga utilizado. L.C: laminação controlada; R.A: resfriamento acelerado.	7
Figura 2 – Esquema básico do processo de soldagem com eletrodo revestido [38].	9
Figura 3 - Morfologia do <i>burnthrough</i> durante soldagem em serviço [49].	11
Figura 4 – Morfologia do efeito <i>blowout</i> [52].	11
Figura 5 - Isotermas na soldagem de chapas finas [38].	13
Figura 6 - Isotermas na soldagem de chapas grossas [38].	14
Figura 7 - Microscopia óptica da microestrutura ferrita-perlita de: a) aço carbono, b) aço microligado ao nióbio [61].	17
Figura 8 - Microestrutura do aço UHHIW: B = bainita, F = ferrita, P = colônia de perlita [62].	18
Figura 9 - Mudança da microestrutura de bainita (A) para ferrita acicular (B) pela presença de um filme de ferrita poligonal nos contornos de γ . As duas microestruturas foram obtidas para o mesmo aço com as mesmas condições de transformação isotérmica [61].	19
Figura 10 - Microestrutura do metal de solda do aço 36RA: FA – ferrita acicular; FG – ferrita de contorno de grão [4].	19
Figura 11 - Micrografia da região da zona afetada pelo calor de crescimento de grão da amostra EXP1. GF: ferrita de contorno de grão; FS(I): ripas laterais de ferrita de Widmanstätten; FS(A): ferrita alinhada com carbonetos [16].	20
Figura 12 – Microconstituente da referência, mostrando o agregado M-A (branco), em 1000x. Ataque Klemm 1 [15].	21
Figura 13 – a) Desenho da usinagem das chapas com a espessura removida; b) Dimensões da chapa de 50% de espessura removida, em milímetros, com o entalhe usinado.	25
Figura 14 - Dispositivo de resfriamento acelerado atualmente [72].	26
Figura 15 - Posição dos pares de termopar soldados.	28
Figura 16 - cortes realizados nas chapas para obtenção dos corpos de prova.	30
Figura 17 - Localização das regiões onde foram realizadas as medidas de dureza.	32
Figura 18 - Posições do entalhe para teste de impacto Charpy V conforme as normas ASTM A370 e DNV OS-F101.	33
Figura 19 - Fluxograma do trabalho.	34
Figura 20 - Energia de soldagem de cada experimento.	35

Figura 21 - Comparação estatística entre as médias dos valores de energia de soldagem. Intervalo de confiança de 95% e método Tukey.	36
Figura 22 - Ciclos térmicos obtidos: a) 1ª camada do CP6 resfriado ao ar; b) 2ª camada do CP6; c) 1ª camada do CP14 resfriado com água; d) 2ª camada do CP14.....	37
Figura 23 - Área das ZACs dos CPs.....	38
Figura 24 - Macrografias dos CPs soldados com 25 % de espessura recuperada.	39
Figura 25 - Macrografias dos CPs soldados com 50 % de espessura recuperada.	39
Figura 26 - Micrografia do metal de base S355 J2N, 200x. Ataque Nital 2 %.....	40
Figura 27 – Microestrutura do metal de base pelo MEV. Ataque Nital 2 %.....	41
Figura 28 - Localização dos pontos de microestrutura e microdureza.	42
Figura 29 - Ponto A do a) CP5; b) CP13. Aumento 200x, ataque Nital 2 %.....	43
Figura 30 - Micrografia no ponto A dos: a) CP1, b) CP9. Aumento 200x, reagente Nital 2 %.	44
Figura 31 - Microestrutura na ZACGF: a) CP4; b) CP10. Nital 2 %.....	46
Figura 32 - Evolução microestrutural dos: a) CPs resfriados ao ar; b) CPs resfriados com água. Nital 2 %.....	47
Figura 33 - Microestrutura pelo MEV da ZACGF: a) CP4; b) CP10. Nital 2 %.....	48
Figura 34 - Localização dos pontos de microestrutura e microdureza.	49
Figura 35 - Microestrutura no ponto B do CP5: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%. ..	50
Figura 36 – Microestrutura no ponto B do CP13: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.	51
Figura 37 - Microestrutura pelo MEV do ponto B: a) CP4; b) CP14. Nital 2%.	52
Figura 38 - Microestrutura pelo MEV no MS1: a) CP4; b) CP12. Aumento 500x. Nital 2 %..	54
Figura 39 - Microestrutura pelo MEV no MS1: a) CP4; b) CP12. Aumento 1000x. Nital 2 %.	55
Figura 40 – Microconstituente martensita-austenita (M-A) na cor branca após o ataque com Klemm I: a) MS2; b) MS1; c) ZACGG; d) ZACGF.....	56
Figura 41 - Frações volumétricas do microconstituente M-A dos metais de solda. Primeiro cordão de solda (MS1), segundo cordão de solda (MS2) e metal de base (MB).	58
Figura 42 - Frações volumétricas de M-A dos CPs nas ZACs.....	58
Figura 43 -Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas da ZACGF.....	60
Figura 44 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A na ZACGF.....	61

Figura 45 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A na ZACGF.	61
Figura 46 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas da ZACGG.	62
Figura 47 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas do MS1.	63
Figura 48 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A no MS1-2.	64
Figura 49 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A no MS1-2.	64
Figura 50 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas do MS2.	65
Figura 51 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A no MS2.....	66
Figura 52 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A MS2.....	66
Figura 53 - Energia absorvida pelos CPs.	67
Figura 54 - Fractografias dos ensaios de impacto Charpy V: a) CP2; b) CP10; c) CP8; d) CP16.	68
Figura 55 - Comparação estatística entre as médias dos valores de energia absorvida.....	69
Figura 56 - Gráfico de efeitos principais para a energia absorvida no impacto Charpy V.	70
Figura 57 - Interação entre fatores para a energia absorvida.....	70
Figura 58 - Relação entre fração volumétrica de M-A e energia absorvida.....	71
Figura 59 - Locais das impressões das microdurezas.....	72
Figura 60 – Valor de dureza dos CPs.	73
Figura 61 - Microdureza dos CPs – ponto A.....	74
Figura 62 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95% e método Tukey. Ponto A.	75
Figura 63 - Microdureza dos CPs - ponto B.....	77
Figura 64 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto B	77
Figura 65 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto B.....	79
Figura 66 - Gráfico de interação para dureza no ponto B	79
Figura 67 - Microdureza dos CPs - ponto MS1.....	80
Figura 68 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto MS1	81
Figura 69 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto MS1.....	82

Figura 70 - Gráfico de interação para dureza no ponto MS1	83
Figura 71 - Microdureza dos CPs - ponto MS2.....	84
Figura 72 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto MS2	84
Figura 73 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto MS2.....	86
Figura 74 - Gráfico de interação para dureza no ponto MS2	86
Figura 75 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto A.	96
Figura 76 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto A.	96
Figura 77 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto B.	97
Figura 78 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto B.....	97
Figura 79 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto MS1.	98
Figura 80 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto MS1.....	98
Figura 81 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto MS2.	99
Figura 82 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto MS2.....	99
Figura 83 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na área da ZAC... 100	
Figura 84 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na área da ZAC.....	100
Figura 85 - Microestrutura do ponto A: a) CP2; b) CP10. Aumento 200x; ataque Nital 2 %.	101
Figura 86 - Microestrutura no ponto A do CP4: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.	102
Figura 87 - Processo de quantificação do microconstituente utilizando o ImageJ.	103
Figura 88 - Obtenção da porcentagem após o processo <i>Threshold</i> , somando a porcentagem em vermelho (6,61 %).	104
Figura 89 - Microestrutura no ponto B CP2: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	105
Figura 90 - Microestrutura no ponto B CP16: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	106

Figura 91 - Microestrutura no ponto MS1 CP3: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	107
Figura 92 - Microestrutura no ponto MS1 CP11: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	108
Figura 93 - Ponto MS1-CP4. a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	109
Figura 94 - Ponto MS1-CP16. a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.....	110
Figura 95 - Microestrutura no ponto MS2 do CP4: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.	111
Figura 96 - Microestrutura no ponto MS2 do CP12: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.....	112
Figura 97 - Microestrutura pelo MEV no MS2: a) CP4; b) CP12. Aumento 500x. Nital 2 %.	113
Figura 98 - Microestrutura pelo MEV no MS2: a) CP4; b) CP12. Aumento 1000x. Nital 2 %.	114
Figura 99 - Dendrograma com análise de todos os resultados obtidos.	115
Figura 100 - Dendrograma utilizando apenas as análises de microdureza.....	115
Figura 101 - Dendrograma utilizando apenas os valores de quantificação do microconstituente Martensita-Austenita.	116
Figura 102 - Dendrograma utilizando a quantificação do M-A na segunda camada de metal de solda, energia absorvida e dureza no MS2.	116

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Principais aços utilizados na indústria naval e suas propriedades mecânicas.	6
Tabela 2 - Categorias e propriedades dos aços ARBL.	8
Tabela 3 - Composição química do aço S355.	24
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço S355 e eletrodo E7018-1.	24
Tabela 5 - Composição química do eletrodo E 7018-1.	24
Tabela 6 - Relação dos corpos de prova com os parâmetros de soldagem.	29
Tabela 7 - Relação de aumento de energia de soldagem entre os CPs equivalentes.	35
Tabela 8 - Dados da regressão <i>Stepwise</i> para a fração volumétrica do microconstituente M-A.	59
Tabela 9 - Equações de regressão <i>Stepwise</i> para o microconstituente M-A.	59
Tabela 10 - Nomenclatura das legendas.	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ANOVA:	Análise de variância.
ARBL:	Alta resistência e baixa liga.
CE:	Carbono equivalente.
DOE:	Delineamento de Experimentos.
E.R.:	Espessura Recuperada (%).
HV:	Microdureza Vickers.
IIW:	International Institute of Welding.
LE:	Limite de escoamento.
LR:	Limite de resistência.
M-A:	Microconstituente Martensita-Austenita.
N.C.:	Número de camadas de metal de solda.
T.R.:	Tipo de resfriamento.
VIF:	Fator de inflação de variância.
ZAC:	Zona afetada pelo calor.
ZACGF:	Zona afetada pelo calor de grão fino.
ZACGG:	Zona afetada pelo calor de grão grosseiro.
γ :	Austenita.
α :	Ferrita.

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.....	1
2	REFERENCIAL TEÓRICO	4
2.1	AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA	4
2.1.1	Aços utilizados na indústria naval	5
2.1.2	Processamento dos aços ARBL	6
2.1.3	Classificação dos aços ARBL.....	7
2.2	PROCESSO DE SOLDAGEM	8
2.2.1	Processo de soldagem com eletrodo revestido.....	9
2.3	SOLDAGEM EM OPERAÇÃO	10
2.3.1	Perfuração	11
2.3.2	Trinca induzida por hidrogênio	12
2.4	TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM.....	12
2.4.1	Fluxo de calor bidimensional (2D) – “chapas finas”	13
2.4.2	Fluxo de calor tridimensional (3D) – “chapas grossas”	14
2.4.3	Fluxo de calor intermediário (2,5D).....	15
2.5	SOLDABILIDADE	15
2.5.1	Carbono equivalente	16
2.6	TRANSFORMAÇÃO DE FASES DOS AÇOS ARBL.....	16
2.6.1	Microconstituintes principais dos aços ARBL.....	17
2.6.1.1	Bainita.....	17
2.6.1.2	Ferrita acicular	18
2.6.1.3	Ferrita Intragranular de Widmanstätten.....	20
2.6.1.4	Microconstituente Martensita/Austenita (M-A).....	20
3	OBJETIVO	22
4	METODOLOGIA.....	23
4.1	DESENVOLVIMENTO DO DELINEAMENTO EXPERIMENTAL.....	23
4.2	MATERIAIS UTILIZADOS.....	23
4.2.1	Usinagem dos entalhes nas chapas	25
4.2.2	Dispositivo de simulação física	26
4.2.3	Captação dos ciclos térmicos de soldagem	27
4.2.4	Procedimento de soldagem dos corpos de prova	28
4.3	ENSAIOS NAS AMOSTRAS SOLDADAS	30

4.3.1	Análises macrográficas.....	30
4.3.2	Análises metalográficas.....	31
4.3.2.1	Micrografias	31
4.3.2.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	31
4.3.2.3	Quantificação da fração volumétrica do microconstituente Martensita-Austenita (MA)	31
4.3.3	Teste de microdureza	32
4.3.4	Ensaio de impacto Charpy V	32
4.3.4.1	Fractografias	33
4.3.5	Análises estatísticas dos experimentos.....	33
4.4	RESUMO DA METODOLOGIA	34
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO	35
5.1	ENERGIA DE SOLDAGEM	35
5.2	CICLOS TÉRMICOS.....	36
5.3	ÁREAS DAS ZONAS AFETADAS PELO CALOR	37
5.4	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	40
5.4.1	Metal de base.....	40
5.4.2	Microestrutura no ponto A (1,0 mm da face oposta)	41
5.4.3	Microestrutura da ZAC de grão fino.....	45
5.4.4	Microestrutura no ponto B (ZAC de grão grosseiro).....	49
5.4.5	Microestrutura no metal de solda (MS1 e MS2).....	53
5.4.6	Quantificação do microconstituente Martensita-Austenita (M-A).....	56
5.4.6.1	Influência de fatores – M-A da ZACGF.....	59
5.4.6.2	Influência de fatores – M-A da ZACGG.....	62
5.4.6.3	Influência de fatores – M-A do MS1.....	63
5.4.6.4	Influência de fatores – M-A do MS2.....	65
5.5	IMPACTO CHARPY V	67
5.5.1	Energia absorvida no impacto.....	67
5.5.2	Relação entre energia absorvida e fração volumétrica de M-A	71
5.6	MICRODUREZAS.....	72
5.6.1	Análise de microdureza: ponto A (1,0 mm da face oposta)	73
5.6.1.1	Influência de fatores – ponto A (a 1,0 mm da face oposta à soldagem).....	75
5.6.2	Análise de microdureza: ponto B (0,1 mm da zona de ligação)	76

5.6.2.1	Influência de fatores – ponto B (0,1 da zona de ligação)	78
5.6.3	Análise de microdureza: ponto MS1 (1ª camada de cordão de solda).....	80
5.6.3.1	Influência de fatores – ponto MS1	81
5.6.4	Análise de microdureza: ponto MS2 (2ª camada de cordão de solda).....	83
5.6.4.1	Influência de fatores – ponto MS2	85
6	CONCLUSÕES.....	87
7	TRABALHOS FUTUROS.....	89
	REFERÊNCIAS	90
	APÊNDICE A: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO A	96
	APÊNDICE B: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO B	97
	APÊNDICE C: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO MS1	98
	APÊNDICE D: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO MS2.....	99
	APÊNDICE E:GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA ÁREA DA ZONA AFETADA PELO CALOR.....	100
	APÊNDICE F: MICROESTRUTURAS NO PONTO A DOS CPS DE DUAS CAMADAS.....	101
	APÊNDICE G: PROCESSO DE QUANTIFICAÇÃO DO MICROCONSTITUINTE MARTENSITA-AUSTENITA ATRAVÉS DO PROGRAMA IMAGEJ	103
	APÊNDICE H: MICROESTRUTURA NO PONTO B DOS CPS DE DUAS CAMADAS	
	105	
	APÊNDICE I: MICROESTRUTURAS DOS METAIS DE SOLDA.....	107
	APÊNDICE J: DENDROGRAMAS.....	115
	ANEXO A: CERTIFICADO DE QUALIDADE DO ELETRODO	117
	ANEXO B: CERTIFICADOS DE QUALIDADE DAS CHAPAS.....	118

1 INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA

A indústria de construção naval está presente no Brasil desde os tempos coloniais, aos quais estaleiros foram construídos para a manutenção de navios oriundos da Europa, desde então existem projetos para fabricação de embarcações no nosso país, tendo em vista também a posição geográfica contribuindo para o sucesso da estratégia da colônia em relação a rota da Índia, fornecendo matérias-primas de boa qualidade, tais como o pau-brasil [1].

O primeiro estaleiro do Brasil foi inaugurado em Ponta da Areia, Niterói, no século 19, porém a construção naval nacional deslanchou na segunda metade do século 20, contando com apoio e proteção governamental, promovendo fortes impulsos industriais. Desde então, a indústria naval tem tido sua parte nos investimentos brasileiros [2].

Nos anos 2000 houve a forte retomada dos investimentos das indústrias naval, ao qual trouxe impactos importantes sobre a economia brasileira, contribuindo para o desenvolvimento de fornecedores nacionais de insumos [1]. A atividade econômica mundial está atrelada com a demanda por transporte marítimo, tais como as formas de aquisição dos insumos navais, escolha de peças e equipamentos para uma embarcação. Ao analisar estes requisitos, é envolvida a confiabilidade e funcionalidade, buscando assim facilitar e reduzir os custos de operação e de manutenção, pois as falhas podem resultar em danos econômicas e ambientais, além de uma possível paralisação da frota [1], [3].

A região amazônica tem sua matriz de transportes fortemente concentrada no modal aquaviário [2], devido aos extensos rios da bacia amazônica, que favorecem o surgimento de vários tipos de embarcações de diversos tamanhos, desde lanchas até navios cruzeiros, além de que alguns municípios só são possíveis a chegada através de meios fluviais.

Um fator negativo nas frotas da região amazônica é a utilização de aços mais comuns (como o SAE 1020), mas que não disponibilizam das mesmas propriedades que aços aplicados na indústria naval, como os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), que se fazem presentes devido a pesquisas voltadas ao desenvolvimento de aços com melhores propriedades (como alto limite de resistência, boa tenacidade, conformabilidade e soldabilidade), influenciando em suas aplicações [4]. Sendo assim, há a necessidade de modernização para o setor na região.

Os aços ARBL, também chamados de aços microligados, estão sendo empregados no campo estrutural, nas indústrias petrolíferas e navais em substituição aos aços tratados termicamente, em razão de apresentarem melhores características de tenacidade e níveis

relativamente altos de resistência e boa soldabilidade, e por não passarem por tratamentos térmicos após sua fabricação promove a redução de custos [5]–[7].

Um ato comumente feito em qualquer setor da indústria é a realização de manutenções, seja preventiva ou corretiva, sendo que o processo de soldagem é uma das formas da manutenção ser realizada. No setor naval, existem três meios de soldagem de manutenção: o primeiro e mais comum é transportar a embarcação para estaleiros com docas secas e realizar todo o serviço sem a presença de água, a segunda é a soldagem subaquática, quando objetiva-se fazer uma manutenção na estrutura externa do casco. A terceira opção é realizar o reparo por soldagem em condições especiais, onde existe água no lado oposto a soldagem, ocorrendo a alteração da soldabilidade metalúrgica e operacional dos aços e dos materiais de adição utilizados. Nas três opções, o principal consumível utilizado é o eletrodo revestido E 7018 [8], [9].

Cada tipo de soldagem de manutenção terá a alteração da soldabilidade, onde um desses fatores é o tipo de resfriamento imposto durante a soldagem, sendo este podendo afetar as propriedades mecânicas do cordão de solda, devido a alteração cinética das transformações de fase, e conseqüentemente a fração volumétrica das fases presentes [9]–[11].

Na soldagem de manutenção, tem-se a técnica onde a soldagem ocorre ao lado oposto do fluxo de um fluido contínuo, chamada de soldagem em operação. Esta técnica tem a vantagem de não necessitar fazer paradas operacionais, podendo ser realizada para reparos diretos, reforços e instalação de conexões, isto é, o objetivo da soldagem em operação é manter as linhas de produção em funcionamento sem interrupção, focando em uma recuperação rápida da peça [10], [12].

Ao se ter a água do lado oposto à soldagem, poderá alterar na velocidade de resfriamento, influenciando na cinética de transformação do microconstituente martensita-austenita (M-A), comum na zona afetada pelo calor (ZAC) de aços ARBL. Nas ZACs é possível formar regiões de *soft zone*, caracterizadas pela redução da dureza, que conseqüentemente reduzem a resistência da estrutura metálica.

O estudo da influência do resfriamento acelerado em aços estruturais soldados com eletrodo revestido é importante para o cenário atual, para que profissionais da área tenham o conhecimento ao realizarem soldagem em operação para manutenção de cascos de embarcações naval, analisando as influências que este resfriamento poderá causar nas propriedades das juntas soldadas.

O objetivo deste trabalho é realizar um estudo sobre a influência dos fatores: espessura da chapa, energia de soldagem, quantidade de cordões de solda e condição de resfriamento, na soldagem de manutenção de cascos de embarcações feitas com aços de alta resistência, utilizando um dispositivo que simula fisicamente esse tipo de soldagem, sobre as propriedades mecânicas das juntas soldadas.

2 REFERENCIAL TEÓRICO

2.1 AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA E BAIXA LIGA

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), apresentam maior resistência mecânica com elevada tenacidade, quando comparada aos aços carbono e aos aços carbono-manganês. Os aços ARBL são designados para providenciar melhores propriedades mecânicas, podendo também dependendo da composição química, possuir melhores resistências à corrosão atmosférica quando comparados aos aços carbono convencionais, sendo também que os elementos de liga utilizados são para atingir níveis de limite de escoamento elevados, seja na condição laminados ou tratados termicamente [13]–[15].

Os aços microligados possuem baixa quantidade de carbono, (entre 0,02% a 0,25 %) [16], [17]. O limite de escoamento varia entre 290 e 345 MPa, podendo ter sua resistência aumentada mediante tratamentos térmicos, conseguindo obter resistência à tração superiores a 480 MPa, sendo alcançados com o uso da reação de têmpera seguida de revenimento. Em seu estado sem os tratamentos térmicos aplicados, os aços ARBL são dúcteis com facilidade de conformação, podendo ainda serem usinados [18]–[20].

Os aços ARBL em geral possuem teores de manganês em até 2,0 %, com quantidades menores de outros elementos químicos, tais como cromo, níquel, molibdênio e cobre, os quais são adicionados em diversas combinações para possuírem propriedades específicas, onde esses elementos de liga são limitados a 1,5 %. Quando adicionado pequenas quantidades de nióbio, titânio e vanádio, uma ampla gama de propriedades mecânicas podem ser melhoradas, pois o Nb, Ti e V são elementos microligantes, utilizados para auxiliarem em mecanismos de endurecimento, onde não trabalham individualmente [14], [17], [18], [20].

Como observado, dependendo dos elementos de liga nos aços ARBL, fará com que se tenha uma mudança nas suas propriedades, mudando também onde poderá ser aplicado, variando desde folhas finas laminadas a quente para prensagem de carroceria de automóveis até aços estruturais para construção de navios [16], [21].

2.1.1 Aços utilizados na indústria naval

Na indústria naval, a utilização dos aços pode ser feita na construção em grandes, médias e pequenas embarcações. As grandes embarcações são utilizadas para transporte de cargas em larga escala, como petróleo, soja e minério. As de porte médio são as que darão apoio a plataforma, como as balsas. Por fim, as de pequeno porte são rebocadores, pesqueiros, veleiros e para o transporte de pessoas [22].

As embarcações trabalham em ambientes corrosivos. Com isso, é de suma importância a especificação e seleção dos metais adequados para este ambiente de trabalho. Os aços navais em geral são mais resistentes à corrosão que aços ao carbono comerciais, porém, vale ressaltar que mesmo possuindo essa característica, é indispensável o uso de proteção adequada desses materiais, aumentando o seu tempo de vida útil [23], [24].

Quando se trata de mercado de aços navais, as construções das embarcações são separadas em dois grupos, conforme os valores de resistência mecânica: aços com resistência normal ou moderada e aços de alta resistência [16].

Os aços que possuem resistência normal ou moderada são classificados em A, B, D e E, tendo principalmente o carbono (contribuindo para a formação de microestruturas mais resistentes) e manganês (para aumentar a tenacidade do material em baixas temperaturas, diminuindo a temperatura de transição dúctil/frágil) como elementos endurecedores [16], [25].

Os aços de alta resistência são classificados em AH, DH, EH e FH, separados pelos seus valores de tenacidade, acompanhados dos números 32, 36 e 40, isto é, conforme seus limites de escoamento. Estes aços apresentam maior teor de nióbio, vanádio e titânio. Na Tabela 1 temos a classificação em relação as propriedades mecânicas [16], [25].

A soldabilidade (capacidade de um material de ser soldado sob as condições de fabricação impostas a uma estrutura específica, projetada adequadamente, e de desempenhar satisfatoriamente o serviço pretendido [26]–[28]) possui alta relevância, pois dependendo do processo utilizado e de variedade de soldabilidade (operacional, metalúrgica ou em serviço), poderá alterar as propriedades mecânicas das juntas soldadas [9], [29].

Tabela 1 - Principais aços utilizados na indústria naval e suas propriedades mecânicas.

Grau	CE _{IIW} máx (%)	LE mínimo (MPa)	LR (MPa)	ΔL (%)
A, B, D, E, CS	0,40 máx	235	400 a 520	21
AH32, DH32, EH32, FH32	0,35 máx	315	440 a 585	19
AH36, DH36, EH36, FH36	0,38 máx	355	490 a 620	19
AH40, DH40, EH40, FH40	0,40 máx	390	510 a 660	19

Fonte: [21].

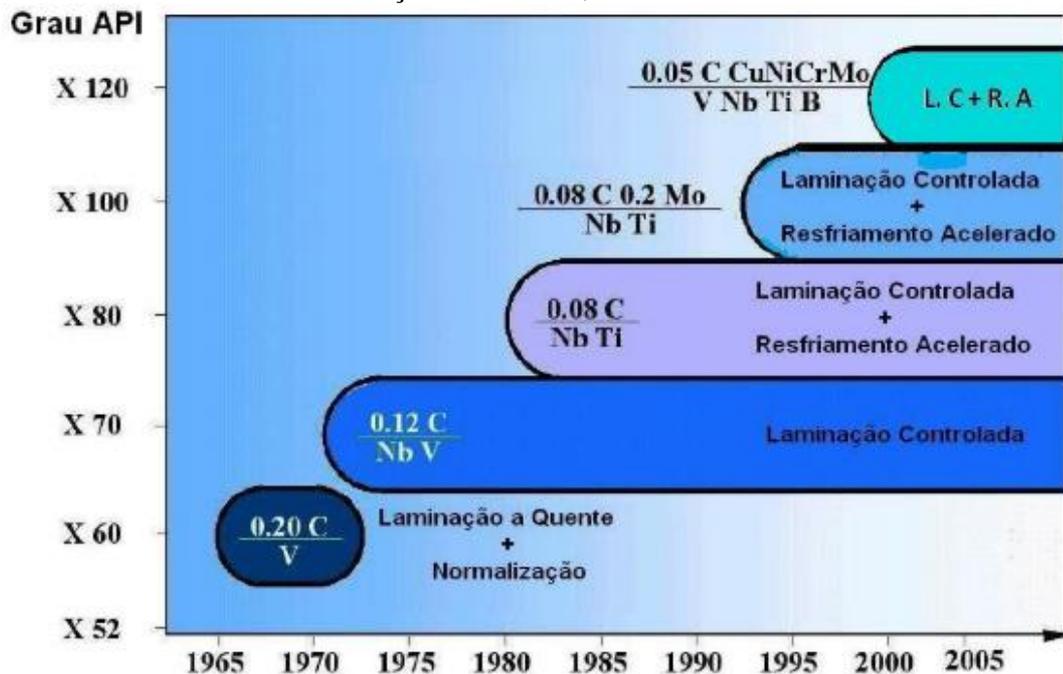
2.1.2 Processamento dos aços ARBL

As propriedades mecânicas características dos aços ARBL, estão relacionadas aos requisitos de projeto onde será aplicado esse material, a composição química, a rota de fabricação e aos mecanismos de endurecimento utilizados. Os aços comerciais geralmente utilizando mais de um mecanismo de endurecimento, como o endurecimento por refino de grãos, por solução sólida, por precipitação, ou através de tratamentos térmicos [7], [30]–[32].

O processamento termomecânico consiste no controle preciso das deformações e das temperaturas durante a conformação a quente dos aços microligados. Tendo em vista o refino da microestrutura austenítica para que no resfriamento tenha a formação de uma estrutura ferrítica de menor tamanho. Sendo esta responsável tanto pela elevação da resistência mecânica quando pelo aumento de tenacidade. Devido à grande quantidade de ferrita acicular e também dependendo de sua composição química [24], [33].

Com o passar das décadas, a evolução das tecnologias de processamento fez com que fosse possível novas formas de processamento. Esta evolução impactou na redução do percentual dos elementos de ligas e conseqüentemente no de carbono equivalente. Conforme a Figura 1, é possível observar as respectivas indicações de microligantes adicionados, impactando nas melhoras de propriedades [24], [29].

Figura 1 - Evolução dos aços utilizados em função da rota de fabricação e do sistema de liga utilizado. L.C: laminação controlada; R.A: resfriamento acelerado.



Fonte: [34] *apud* [24].

A combinação de composição química e a rota de fabricação por laminação controlada (L.C.) seguido por resfriamento acelerado (R.A), ou TMCP (em inglês, *Thermomechanical Controlled Process*) são os principais meios pelos quais os aços ARBL alcançam melhorias no limite de escoamento e da tenacidade[2, 11] .

2.1.3 Classificação dos aços ARBL

Embora suas propriedades desejadas tenham a presença de pequenas adições de elementos de liga, esses aços possuem técnicas de processamento especiais, tais como laminação controlada e métodos de com ou sem resfriamento acelerado, citados anteriormente. Além disso, os aços ARBL são frequentemente vendidos como base em propriedades mecânicas mínimas e teores de liga específicos [36]. Podem ser divididos em seis categorias, dependendo do tipo de microestrutura, conforme a Tabela 2 abaixo.

Tabela 2 - Categorias e propriedades dos aços ARBL.

Categoria	Descrição	Propriedades
Com duas fases	Estrutura martensítica dispersa em matriz ferrítica	Ductilidade e alta resistência à tração
Com ferrita acicular	%C < 0,05	Alto limite de escoamento, soldabilidade, conformabilidade e tenacidade
Com microinclusões controladas	Pequenas adições de cálcio, zircônio, titânio, sofrendo mudanças na morfologia (pequenas microinclusões alongadas para pequenos glóbulos dispersos)	Melhoria na ductilidade e tenacidade
Ferríticos-perlíticos microligados	Elementos que contribuem para formar carbonetos ou carbonitretos < 0,10%	Endurecimento por precipitação
Perlíticos laminados	Aços carbono-manganês com menor adição de outros elementos químicos ou de liga	Favorece o limite de escoamento, a tenacidade, a conformabilidade e a soldabilidade
Resistentes à corrosão atmosférica	Pequena quantidade de elementos de liga (como cobre e fósforo)	Melhoria na resistência à corrosão atmosférica

Fonte: [16], [36].

2.2 PROCESSO DE SOLDAGEM

Os processos de soldagem, utilizados para a união de materiais, são bastante conhecidos em diversos segmentos industriais, como a construção naval, automotiva ou até mesmos em reparos domésticos. Focando-se entre duas partes metálicas, é aplicado para a fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas metálicas, ao qual é usado uma fonte de calor, com ou sem aplicação de pressão, sendo o cordão de solda o resultado deste processo [37], [38].

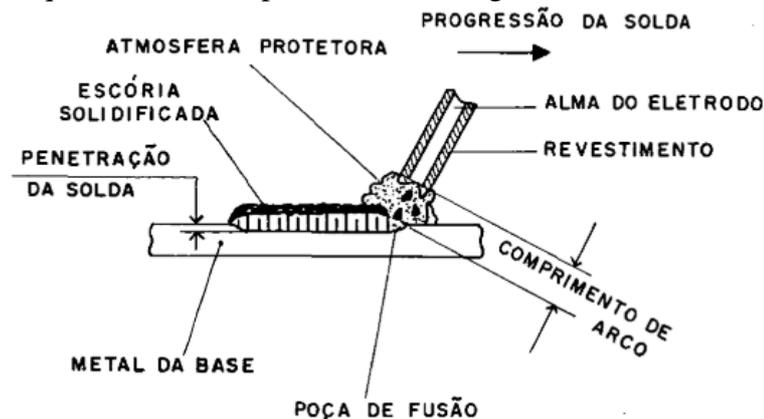
Existem diversos tipos de processos de soldagem, sendo que cada um possui uma adequada aplicação, sendo necessário conhecer quais as características de cada um, com objetivo de encontrar os prós e contras entre eles [38].

2.2.1 Processo de soldagem com eletrodo revestido

A soldagem com eletrodo revestido é o método mais utilizado pelos soldadores, pois além de ser o mais barato, oferece uma maior flexibilidade comparado aos demais tipos de processos de soldagem, como por exemplo a posição de soldagem e por ser um processo portátil, onde os trabalhos podem ser feitos em locais de difícil acesso ou mobilidade. Após a descoberta do arco elétrico (condutor de corrente), essa soldagem foi cada vez mais desenvolvida. O arco elétrico acontece entre o eletrodo revestido e a peça, estabelecendo a poça de fusão, conforme a Figura 2 [28], [39], [40].

Devido a sua fácil aplicabilidade, a soldagem com eletrodo revestido é o principal processo de soldagem utilizado na soldagem em operação, sendo o eletrodo E 7018 o principal consumível utilizado na manutenção de aços navais.

Figura 2 – Esquema básico do processo de soldagem com eletrodo revestido [38].



O revestimento do eletrodo tem como função principal a proteção da poça de fusão contra a atmosfera. Nesse revestimento possui materiais que ao serem queimados, emitirão gases que irão proteger o metal líquido da poça de fusão contra elementos existentes na atmosfera, o gás nitrogênio e oxigênio. O revestimento também estabiliza e direciona o arco elétrico e adiciona elementos de liga ao metal de solda, melhorando a qualidade do cordão de solda [41]–[43].

2.3 SOLDAGEM EM OPERAÇÃO

A evolução dos sistemas de dutos e tubulações fez com que esta prática fosse mais simplificada, como por exemplo no momento de serem feitas manutenções nestes sistemas. Para serem realizadas manutenções, é utilizada a soldagem em operação, que é uma técnica onde a soldagem é realizada com movimento ou fluxo contínuo de fluidos no interior de tubulações de processo ou duto, sendo realizada por necessidade de não interromper a linha naquele momento, não tendo as condições adequadas e fazer trepanação. A soldagem em operação pode ser realizada para reparos diretos na parede, reforços e instalação de conexões para posterior trepanação [10], [12].

Por não apresentar interrupção da operação, garantindo a continuidade do fornecimento do fluido, apresenta significativas vantagens econômicas, sendo fundamental para a garantia de suprimento e aumento do número de consumidores. Sendo assim, o objetivo principal da soldagem em serviço é manter as linhas de produção em funcionamento sem interrupção, focando em uma recuperação rápida da peça, visto que a substituição da mesma por uma nova possa ter custo elevado [11], [44].

Uma técnica utilizada também na soldagem em operação, para pequenos reparos em materiais ferrosos é denominada soldagem com passe de revenimento, ou *temper bead*. Sua definição consiste como sendo um cordão de solda depositado em um local específico ou superfície, com a finalidade de influenciar as propriedades metalúrgicas da zona afetada pelo calor e /ou do metal de solda [45], [46].

Quando a soldagem em operação é realizada, há dois riscos principais: a primeira é a perfuração (*burn-through* e *blowout*) devida a sobre-penetração do arco elétrico sobre o metal líquido da poça de fusão, resultando no vazamento do fluido e problemas para a segurança do soldador; a segunda é a integridade da tubulação após o processo de soldagem em serviço, onde com o resfriamento acelerado conduzido a partir da superfície interna, caracterizará possíveis surgimentos de uma microestrutura na zona afetada pelo calor que são suscetíveis a trincas induzidas por hidrogênio [8], [10], [16], [44].

A relação da soldagem em operação com a manutenção naval está com a similaridade dos processos, onde tem-se o fluido de um lado retirando o calor, e do outro lado, o lado seco, está acontecendo o processo de soldagem.

2.3.1 Perfuração

A perfuração pode ser dividida em dois casos. O primeiro é *burn-through* (Figura 3), definido como um colapso localizado da poça de fusão devido à penetração excessiva ou perda de controle, resultando em uma cavidade no trecho da raiz da solda, é causada por uma alta corrente excessiva durante a deposição do material de solda ou pelas linhas interpasses [47]–[49]. O segundo, *blowout* (Figura 4), é a penetração do arco de solda no interior da parede metálica pressurizada, sendo o bastante para diminuir a seção útil resistente [50], [51].

Figura 3 - Morfologia do *burnthrough* durante soldagem em serviço [49].



Figura 4 – Morfologia do efeito *blowout* [52].



2.3.2 Trinca induzida por hidrogênio

As trincas induzidas por hidrogênio são desenvolvidas por causas de descontinuidades que ocorrerão algum tempo após a soldagem, formadas a partir de concentradores de tensões, podendo ocorrer na zona fundida (ZF) ou na zona afetada pelo calor (ZAC) [30], [50], [53].

As trincas podem ocorrer em quatro situações (porém não isoladas, sendo necessário mais de uma para poder ocorrer): presença de hidrogênio, microestrutura favorável, tensões de tração e baixa temperatura (próximas a temperatura ambiente). Quando a temperatura diminui, o mesmo acontece com a solubilidade do hidrogênio no material, causando uma supersaturação, fazendo com que o hidrogênio migre da zona fundida para a ZAC, devido a menor temperatura. Em casos onde a ZF possui estrutura austenítica ou maior temperabilidade, não terá essa migração [44], [53], [54].

Os processos de soldagem que utilizam fluxos para proteção de poça de fusão apresentam riscos maiores. Geralmente, os processos de soldagem como TIG, MIG/MAG e eletrodo revestido com revestimento básico possuem menor quantidade de H_2 nos metais de solda, associados a baixa energia de soldagem. Isso ocorre porque a possível fonte de H_2 presentes nos fluxos não estão presentes nestes processos [10].

2.4 TRANSFERÊNCIA DE CALOR NA SOLDAGEM

Para que aconteça a junção de materiais nos processos de soldagem, geralmente utiliza-se uma fonte elétrica, química ou mecânica, com o calor como consequência do uso dessas fontes de energia, sendo crucial a sua participação para uma junta soldada. Porém, sua influência causará mudanças nas propriedades ou características do material, como da zona afetada pelo calor [37], [38].

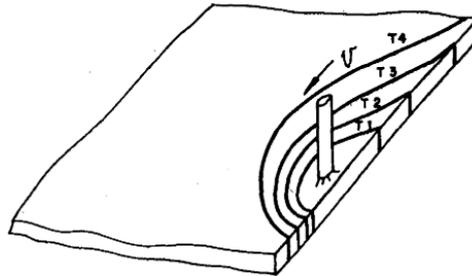
A condução de calor pode ocorrer majoritariamente de duas formas: tridimensionais ou bidimensionais, pois quanto mais material tiver para o calor dispersar, maior será a velocidade de resfriamento da junta soldada. A transferência de calor na soldagem dependerá de três fatores principais: formas de extração de calor na soldagem, espessura do material e energia de soldagem [44], [45], [55].

O tempo de resfriamento pode afetar as propriedades mecânicas das juntas soldadas, causando um aumento de dureza, deixando-o menos dúctil, ao qual pode ser avaliada de acordo com a quantidade de energia absorvida no ensaio Charpy.

2.4.1 Fluxo de calor bidimensional (2D) – “chapas finas”

O fluxo de calor em chapas finas está relacionado a um escoamento em duas dimensões (Figura 5), onde é considerado que as isotermas não terão fluxos na direção da espessura da chapa, sendo um fluxo bidirecional lateralmente a partir da poça de fusão, onde a diferença de temperatura entre as superfícies superiores e inferiores sejam pequenas, comparadas com a temperatura de fusão do metal [44], [55].

Figura 5 - Isotermas na soldagem de chapas finas [38].



A equação da condução de calor para chapas finas pode ser expressa de acordo com a equação (1) abaixo [38].

$$T = T_0 + \frac{q}{2\pi\lambda} e^{-\alpha} K_0^{\alpha r} \quad (1)$$

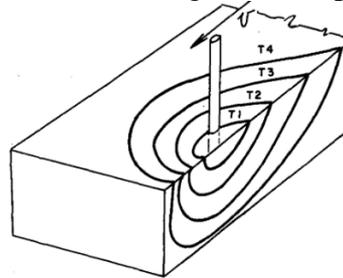
onde:

- α = difusividade térmica (mm^2/s); λ = condutividade térmica ($\text{W}/\text{m} \cdot ^\circ\text{C}$)
- q = quantidade total de energia disponível na fonte de calor linear ($\text{J}/\text{s mm}$);
- $r = \sqrt{w^2 + y^2}$ (em mm);
- $K_0^{\alpha r}$ = função modificada de Bessel de segunda espécie e ordem zero, cuja definição e valor são encontrados em resumos de teoria de matemática aplicada.

2.4.2 Fluxo de calor tridimensional (3D) – “chapas grossas”

Nas chapas grossas (Figura 6), o escoamento ocorrerá nas 3 dimensões, onde as isotermas ao longo da espessura da chapa são círculos concêntricos com origem na fonte de calor a partir da poça de fusão. Em chapas com fluxos de calor 3D, as temperaturas máximas de resfriamento encontram-se na face oposta [44], [55], visto que, por se ter mais material para o calor escoar, maior a velocidade na taxa de resfriamento.

Figura 6 - Isotermas na soldagem de chapas grossas [38].



A condução de calor nas chapas grossas podem ser expressas de acordo com a equação (2) abaixo [38].

$$T = T_0 + \frac{Q}{2\pi\lambda} e^{-\alpha w} \left[\frac{e^{-\alpha}}{R} + \sum_{n=1}^{\infty} \left(\frac{e^{-\alpha R_n}}{R_n} + \frac{e^{-\alpha R'_n}}{R'_n} \right) \right] \quad (2)$$

Onde:

- $\alpha = v/2k$;
- w = coordenada móvel.
- T_0 = temperatura inicial da chapa (em °C);
- Q = quantidade total de energia disponível na fonte de calor;
- h = espessura da chapa (em mm);
- $R = \sqrt{w^2 + y^2 + z^2}$ (em mm);
- $R_n = \sqrt{w^2 + y^2 + (2nh - z)^2}$ (em mm);
- $R'_n = \sqrt{w^2 + y^2 + (2nh + z)^2}$ (em mm).

2.4.3 Fluxo de calor intermediário (2,5D)

Em algumas ocasiões, não há exatidão entre transferência de calor 2D e 3D, devido as características dos casos se assimilarem com ambos, “apresentando fluxo de energia nas três dimensões (similar à chapa grossa), transitando para um fluxo de calor em duas dimensões, similar à chapa fina, conforme se aumenta a distância da fonte de calor [55]”.

2.5 SOLDABILIDADE

Segundo a *American Welding Society* (AWS), soldabilidade é a capacidade de um material de ser soldado sob as condições de fabricação impostas a uma estrutura específica, projetada adequadamente, e de desempenhar satisfatoriamente o serviço pretendido [27], sendo dependente da composição química e das condições térmicas, que determinam a microestrutura da junta soldada [9], [56].

A soldabilidade ainda pode ser subdividida em: soldabilidade operacional, soldabilidade metalúrgica e soldabilidade em serviço. A operacional está relacionada com as condições operacionais, tais como a habilidade do soldador e posição de soldagem. Na metalúrgica é referente as condições térmicas e químicas que podem gerar defeitos ou propriedades mecânicas não desejáveis, na junta soldada, relativa a fenômenos metalúrgicos, tais como transformação de fases ou microsegregação. Por fim, a soldabilidade em serviço se diz a respeito da vida útil do componente soldado, como por exemplo se o ambiente é propício à corrosão [9].

Dessa forma, quando é realizado a manutenção na indústria naval, é levado em consideração as condições de soldagem e como afetará as soldabilidades, onde dependendo da transferência de calor poderá causar mudanças na soldabilidade metalúrgica (alterando as condições termoquímicas) e de serviço (se a junta soldada conseguirá manter suas funções ao longo do tempo) [10], [55], [57]. Quando se é comparado aços ARBL com aços carbonos comuns, irão possuir diferenças na composição química, acarretando em diferenças no carbono equivalente, afetando propriedades termomecânicas do aço a ser soldado.

2.5.1 Carbono equivalente

O carbono equivalente é utilizado para analisar como os elementos de liga afetarão a dureza do aço ao ser soldado. O efeito da composição química dos aços na soldabilidade tem sido avaliado através do conceito de carbono equivalente, relacionando composição química, dureza e resultados dos ensaios mecânicos, fornecendo um valor numérico da contribuição da composição química para a suscetibilidade de formação de trincas induzidas por hidrogênio em um aço [56].

Aços com alto carbono equivalente tem influências nas altas taxas de resfriamento, promovendo o aumentando do valor da dureza, possibilitando a circunstância de trinca induzida por hidrogênio na zona afetada pelo calor, onde esse é um dos fatores dentre as intervenções para manutenção na soldagem em serviço. [44].

Vale ressaltar também que a redução da quantidade de carbono nos processos de fabricação dos aços ARBL diminuirá o carbono equivalente, melhorando a soldabilidade e conformabilidade dos aços, quando comparados ao processo de laminação a quente seguido pelo tratamento térmico, pois com o desenvolvimento de aços ARBL e projetos adequados de consumíveis para soldagem, as propriedades da zona fundida podem ser bem controladas [15], [29], [58].

Conforme a ASTM, é importante notar que o carbono equivalente é apenas uma avaliação qualitativa dos potenciais problemas de soldagem, não devendo ser confiada exclusivamente para garantir a integridade da solda. Deve ser usado adequadamente as especificações de soldagem, juntamente com o conhecimento das condições reais de construção [59].

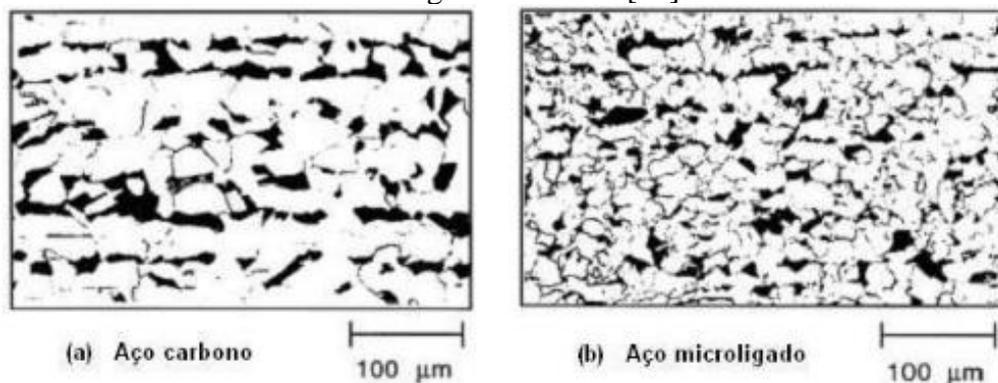
2.6 TRANSFORMAÇÃO DE FASES DOS AÇOS ARBL

A obtenção das características dos aços microligados, como resistência mecânica e tenacidade à fratura, podem ser alcançados através de alguns meios, tais como a alta densidade de discordâncias, mecanismos de endurecimento, ou combinação de microestruturas com grãos refinados (como a ferrita acicular) [44], [60].

A microestrutura ferrítica-perlítica é obtida nos aços ARBL quando não possui um resfriamento acelerado após a laminação controlada, onde as condições cinéticas (tempo e temperaturas elevadas) contribuem para a nucleação da ferrita (ferro quase puro com 0,0008 %C) e colônias de perlita (ferrita + cementita) nos contornos de grão da austenita (γ) e seu crescimento por difusão [18], [60].

A composição química e o processamento termomecânico contribuem para o refino de grão, conforme pode ser visto na Figura 7 abaixo.

Figura 7 - Microscopia óptica da microestrutura ferrita-perlita de: a) aço carbono, b) aço microligado ao nióbio [61].



2.6.1 Microconstituintes principais dos aços ARBL

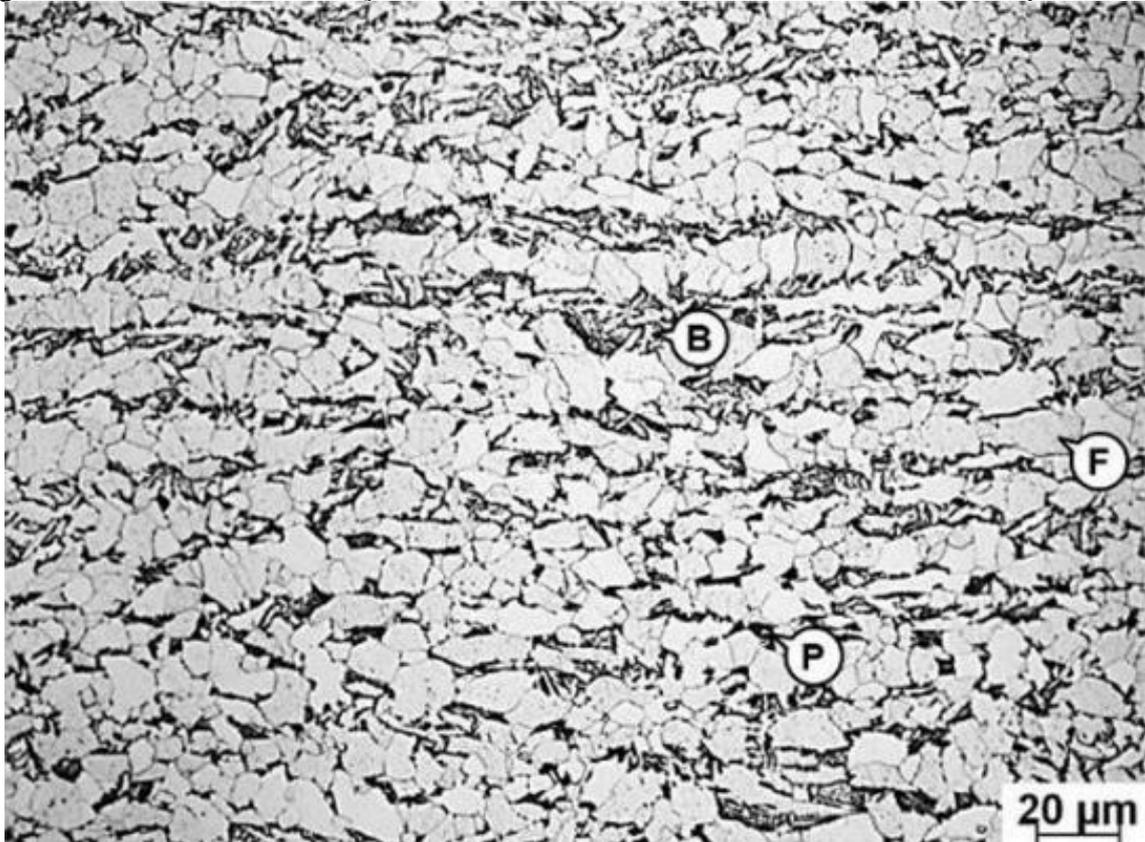
Os aços ARBL podem possuir na sua microestrutura diversos microconstituintes, sendo alguns deles resultados de processamentos termomecânicos com a influência de resfriamento acelerado [4], [62], [63].

2.6.1.1 Bainita

A bainita (Figura 8) é o produto de uma transformação austenítica, que se forma em temperaturas entre aquelas em que ocorrem as transformações perlítica e martensítica, sendo assim, uma mistura de ferrita α e fina dispersão de cementita, que cresce na forma de colônias

paralelas nucleadas nos contornos da austenita e envolve o mecanismo de cisalhamento no crescimento da ferrita [18], [60], [61].

Figura 8 - Microestrutura do aço UHHIW: B = bainita, F = ferrita, P = colônia de perlita [62].



2.6.1.2 Ferrita acicular

A ferrita acicular são pequenos grãos alinhados de ferrita encontrados no grão da austenita, sendo essa austenita não transformada ou primária. Ela é formada na temperatura de transformação intermediária (650-500 °C), sendo separadas por contornos de grão de alto ângulo [4], [16], [64]. A sua morfologia é muito difícil de identificar por microscopia óptica, principalmente quando a temperatura de formação é perto da ferrita poligonal (acima de 650 °C). Uma característica dessa ferrita é que, aumentando o teor de manganês, aumentará progressivamente o conteúdo da mesma [9], [55], [62].

Assim como a bainita, a ferrita acicular também apresenta o mecanismo de cisalhamento do reticulado e difusão do carbono (Figura 9). Porém, a ferrita acicular nucleia

heterogeneamente no interior dos grãos da austenita (γ), crescendo em direções aleatórias, o que faz com que tenha alta densidade de deslocações e estrutura refinada, tendo como consequência, a combinação de ferrita acicular (Figura 10) com ferrita poligonal, uma ótima combinação de alta resistência e boa tenacidade [60], [61], [63].

Figura 9 - Mudança da microestrutura de bainita (A) para ferrita acicular (B) pela presença de um filme de ferrita poligonal nos contornos de γ . As duas microestruturas foram obtidas para o mesmo aço com as mesmas condições de transformação isotérmica [61].

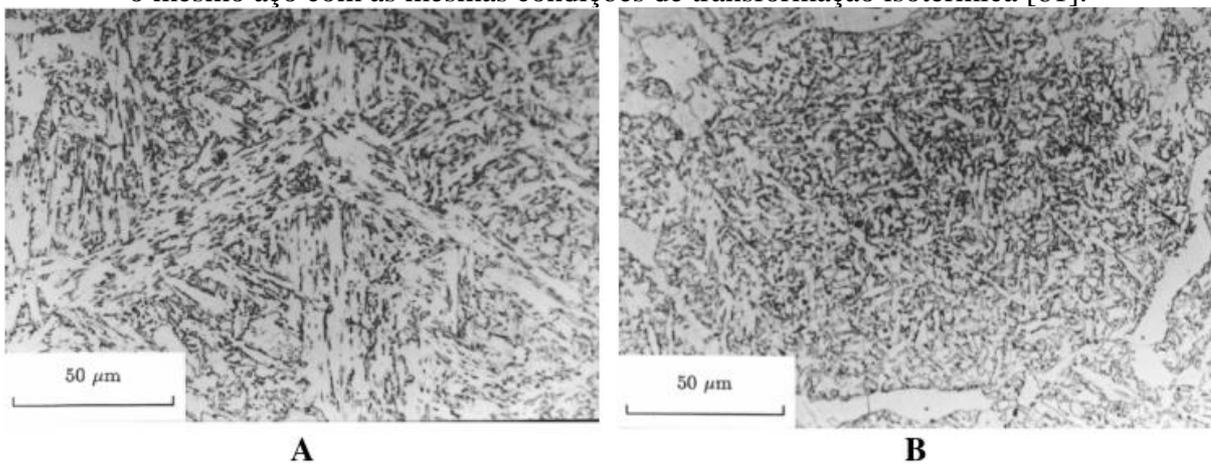
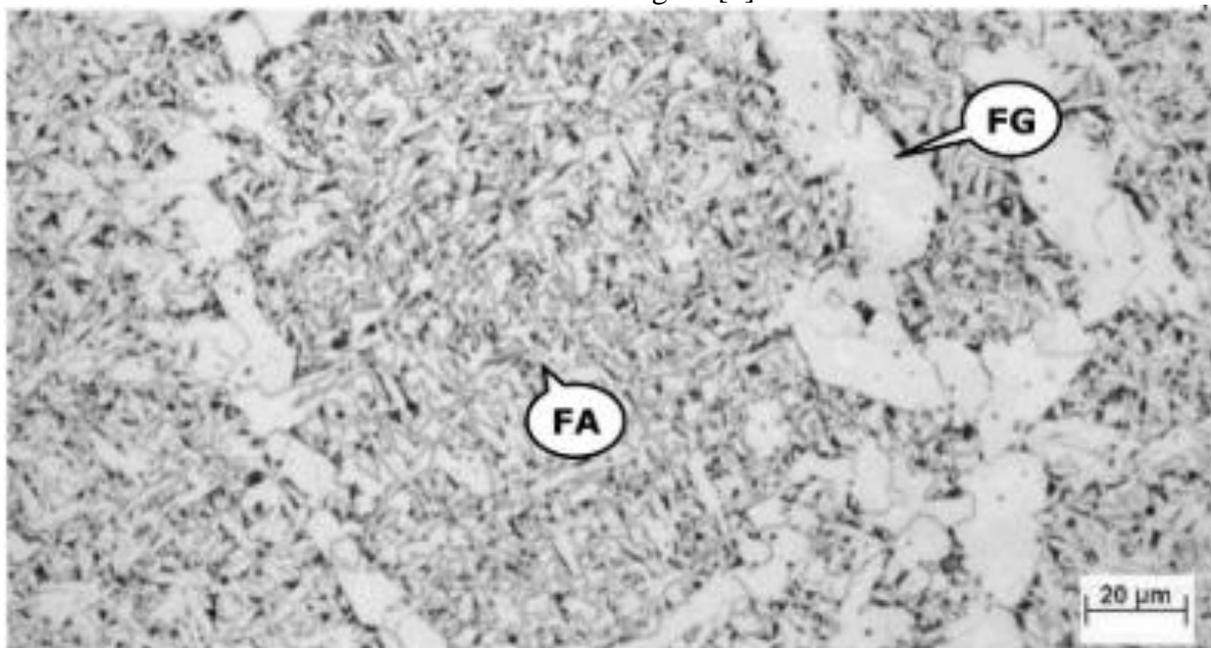


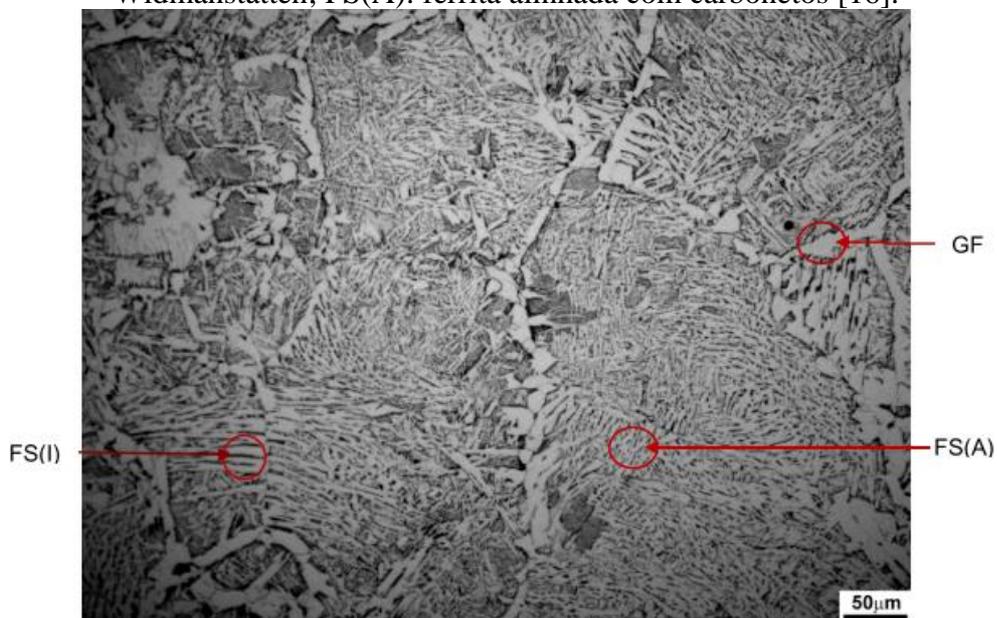
Figura 10 - Microestrutura do metal de solda do aço 36RA: FA – ferrita acicular; FG – ferrita de contorno de grão [4].



2.6.1.3 Ferrita Intragranular de Widmanstätten

Estas ferritas são lamelas ou ripas laterais que são nucleadas nos contornos de grão da austenita primária e que crescem ao longo de planos bem definidos da matriz, crescendo diretamente dos contornos ou nucleiam em uma ferrita pré-existente [65].

Figura 11 - Micrografia da região da zona afetada pelo calor de crescimento de grão da amostra EXP1. GF: ferrita de contorno de grão; FS(I): ripas laterais de ferrita de Widmanstätten; FS(A): ferrita alinhada com carbonetos [16].



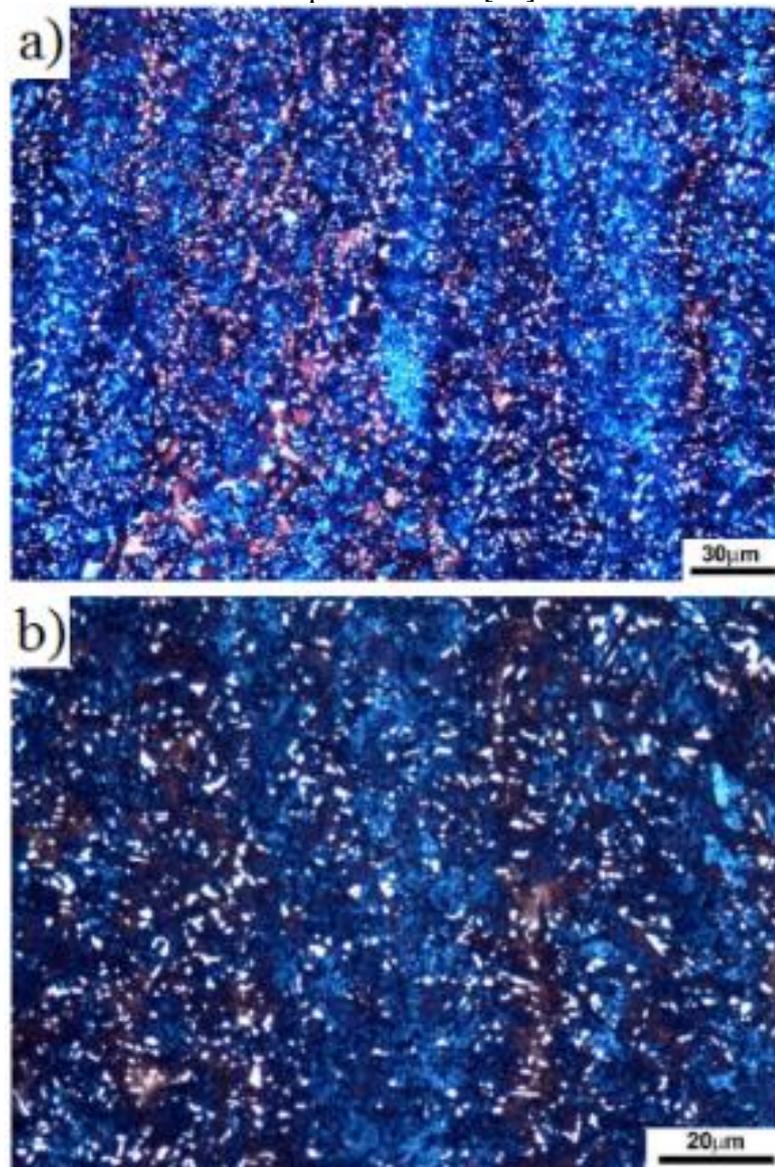
2.6.1.4 Microconstituente Martensita/Austenita (M-A)

O microconstituente M-A (Figura 12) é formado de martensita de alto carbono e austenita retida, encontrado em aços ARBL soldados, sendo quase impossível de serem eliminados. A reação da martensita em aços normalmente ocorre com a fração transformada dependendo do resfriamento acelerado abaixo da temperatura de início da martensita. A medida que se aumenta o teor de carbono dos aços, essas temperaturas diminuem, aumentando a tendência à retenção da austenita na têmpera. A presença deste microconstituente pode provocar a diminuição de tenacidade à fratura do aço na zona fundida e na zona afetada pelo calor [15], [66].

Por ser um constituinte formado a partir da austenita, na qual o carbono foi condensado até 0,4 – 0,8 % em resfriamento contínuo, consiste em lamelas de martensita e austenita retida, ao qual a rápida perda de tenacidade com o aumento da taxa de resfriamento é causada pelo aparecimento e aumento do M-A. Isto é, o efeito que o M-A causa diminui à medida que taxa de resfriamento aumenta [67]–[69].

Em processos de soldagem multipasse, o constituinte M-A se forma preferencialmente nos contornos de grãos da austenita transformada a partir de uma região rica em carbono, onde nesta região é reaustenizada pelos passes subsequentes [15].

Figura 12 – Microconstituente da referência, mostrando o agregado M-A (branco), em 1000x. Ataque Klemm 1 [15].



3 OBJETIVO

O objetivo deste trabalho é realizar um estudo sobre a influência dos fatores: espessura da chapa; energia de soldagem; quantidade de cordões de solda e condição de resfriamento, na soldagem de manutenção de cascos de embarcações feitas com aços de alta resistência, utilizando um dispositivo que simula fisicamente as condições de calor ou as taxas de resfriamento, sobre as propriedades mecânicas de energia absorvida e microdureza das juntas soldadas.

4 METODOLOGIA

4.1 DESENVOLVIMENTO DO DELINEAMENTO EXPERIMENTAL

Para alcançar o objetivo proposto neste trabalho, foi utilizado um delineamento experimental com quatro fatores em dois níveis. O primeiro fator a ser estudado foi a espessura da chapa que será recuperada, pois a espessura dimensional a ser recuperada influencia no tipo de transferência de calor que teremos durante a soldagem (2D, 2,5D ou 3D).

O segundo fator abordado no projeto foi a energia de soldagem, assim como a espessura dimensional da chapa, esse também altera o tipo de transferência de calor. Ressalta-se que tanto a espessura da chapa como a energia de soldagem, oferecem uma resposta à pergunta se durante a soldagem irá ocorrer a perfuração da chapa que está sendo soldada.

O terceiro fator a ser utilizado foi a quantidade de cordões de solda, possuindo o objetivo de identificar os efeitos dos ciclos térmicos de soldagem do segundo cordão de solda sobre o primeiro cordão de solda e sua zona afetada pelo calor (ZAC).

O quarto fator utilizado no projeto foi a condição de resfriamento, neste pretende-se obter a influência da condição de resfriamento acelerado em escala microestrutural e macroestrutural.

Foram realizadas a soldagem de dezesseis amostras, variando os fatores e níveis de acordo com o delineamento experimental. Assim, esse delineamento experimental ofereceu a possibilidade de identificar qual ou quais os fatores mais influentes, se há interação entre os fatores estudados.

4.2 MATERIAIS UTILIZADOS

O aço utilizado neste trabalho foi o S355 J2N, pertencente a tabela de aços estruturais não ligados (segundo a norma EN10025-2: 2004), com a composição química na Tabela 3 e propriedades mecânicas na Tabela 4. Este aço é usado para peças de média e alta resistência, possuindo boa tenacidade, fácil conformação e soldagem, tendo aplicações em vagões

ferroviários, caminhões basculantes, guindastes, reboques, construção naval e plataformas marítimas [70], [71]. Tais aços apresentam resistência a tração e energia absorvida (medida pelo ensaio de impacto Charpy V) específicas para aplicação na área naval. Mais informações do aço estão no ANEXO B: Certificados de qualidade das chapas.

Tabela 3 - Composição química do aço S355.

	C	Mn	Si	P	Cr	Ni	V	Nb	Al	Ti
%	0,15	1,44	0,34	0,022	0,02	0,01	0,002	0,032	0,037	0,027

O eletrodo utilizado foi seguido pela norma AWS 5.1/2012 – E7018-1. Na Tabela 5 está a composição química do eletrodo e propriedades mecânicas na Tabela 4 (mais informações estão no Apêndice A: .

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do aço S355 e eletrodo E7018-1.

Propriedades mecânicas do aço S355			
Limite de resistência	Limite de escoamento	Alongamento	Charpy -20 ° C
630 MPa	483 MPa	28 %	33 J
Propriedades mecânicas do eletrodo E 7018-1			
Limite de resistência	Limite de escoamento	Alongamento	Charpy -20 ° C
552 MPa	430 MPa	33,6 %	68 J

Tabela 5 - Composição química do eletrodo E 7018-1.

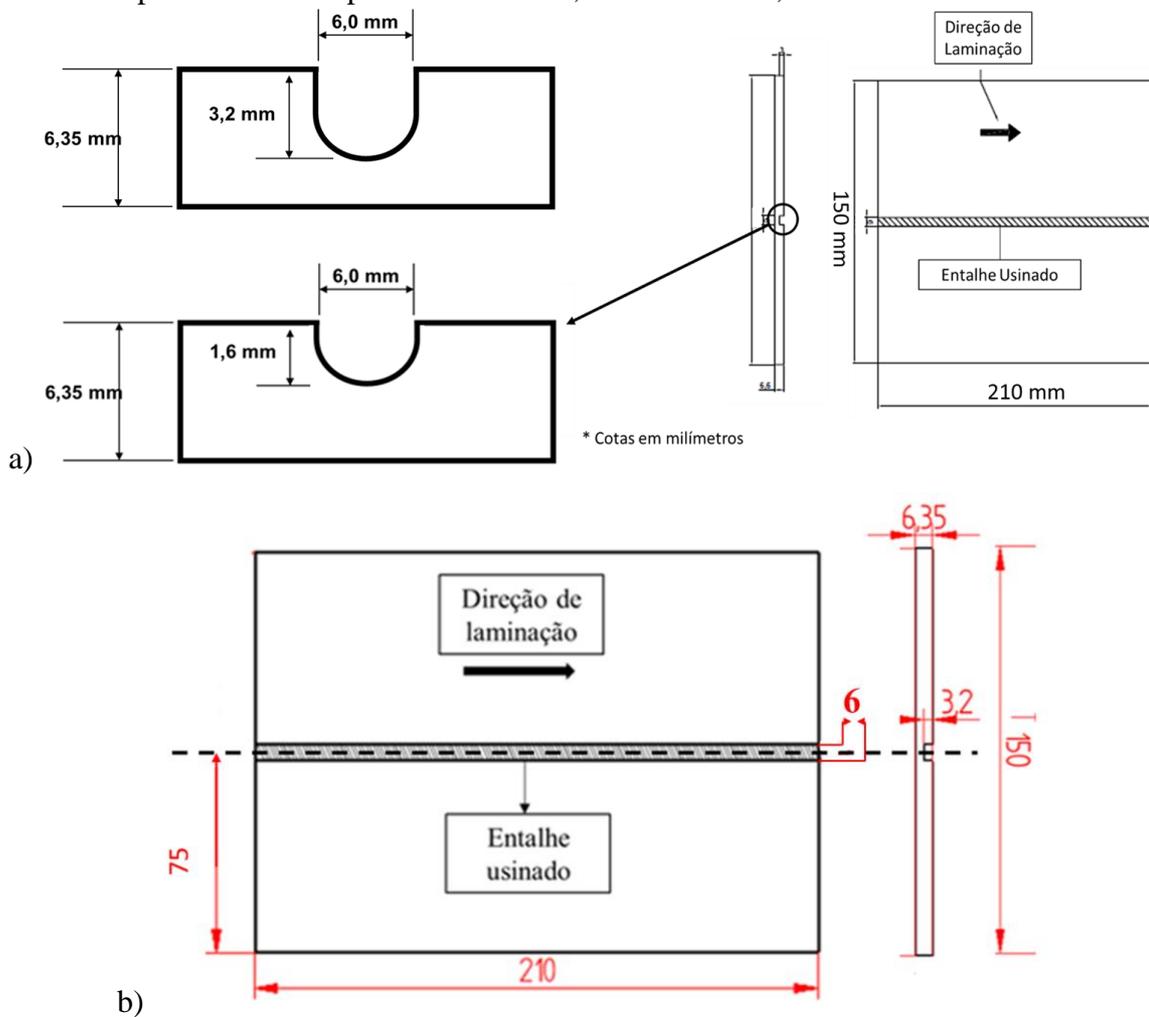
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V
%	0,053	0,45	1,48	0,029	0,011	0,037	0,021	0,002	0,01

O procedimento de soldagem adotado foi a de deposição de cordões de solda sobre a região de menor espessura. A técnica adotada apresenta um maior desafio técnico visto que durante a soldagem pode ocorrer: a perfuração da chapa; ter maior influência dos ciclos térmicos de soldagem; ter maior efeito do resfriamento acelerado; e não requerer materiais extras.

4.2.1 Usinagem dos entalhes nas chapas

O entalhe usinado das chapas está conforme a Figura 13. Oito chapas tiveram a profundidade do entalhe igual a 50 % da espessura nominal da chapa e outras oito chapas tiveram a profundidade do entalhe igual a 25 % da espessura nominal da chapa. Esse entalhe em ‘U’ foi usinado com o objetivo de simular as possíveis reduções de espessura das chapas, diminuir os cantos vivos e acúmulos de tensões.

Figura 13 – a) Desenho da usinagem das chapas com a espessura removida; b) Dimensões da chapa de 50% de espessura removida, em milímetros, com o entalhe usinado.



4.2.2 Dispositivo de simulação física

Esse dispositivo visa a retirada de calor através de jatos colidentes no lado oposto ao lado onde ocorrerá a soldagem com o objetivo de realizar um resfriamento acelerado durante a soldagem. O dispositivo foi desenvolvido seguindo a utilização da técnica de jatos colidente e é baseado nas técnicas de soldagem em operação de tubulações, técnica que é normatizada pela norma API 1104.

O dispositivo atual (Figura 14) possui um sistema de resfriamento sem controle da rotação da bomba d'água, que injeta o fluido no sistema (as setas de cor vermelha indicam o fluxo do fluido), com vazão de $1,98 \pm 0,04 \text{ m}^3/\text{h}$. A água utilizada foi em temperatura de $27 \text{ }^\circ\text{C}$, sendo a temperatura de saída de $29 \text{ }^\circ\text{C}$. Não houve grandes variações de temperatura, tendo em vista que o contato é rápido e o tempo de soldagem é curto.

As setas representam o fluxo da água, que passam pela bomba até chegar no sistema de jato colidentes, colidindo com toda a superfície oposta à soldagem, fazendo a retirada abrupta de calor, retornando ao recipiente e à bomba, recomeçando o ciclo.

Figura 14 - Dispositivo de resfriamento acelerado atualmente [72].



4.2.3 Captação dos ciclos térmicos de soldagem

Para a captação dos ciclos térmicos durante o processo de soldagem, foi soldado em duas chapas, CP6 (duas camadas, 25% de espessura recuperada, resfriada ao ar, corrente 75 A) e CP14 (duas camadas, 25% de espessura recuperada, resfriada com água, corrente 75 A), três pares de termopar tipo K com 0,2 mm de diâmetro, por meio do processo de soldagem por descarga capacitiva. As posições dos pares foram de acordo com o cálculo da equação (3) para cordões de solda de penetração parcial em chapas grossas [73]:

$$(T_P)_g = T_0 + \left(\frac{2}{\pi e}\right) * \left(\frac{H_L}{\rho * Cr_x^2}\right) \quad (3)$$

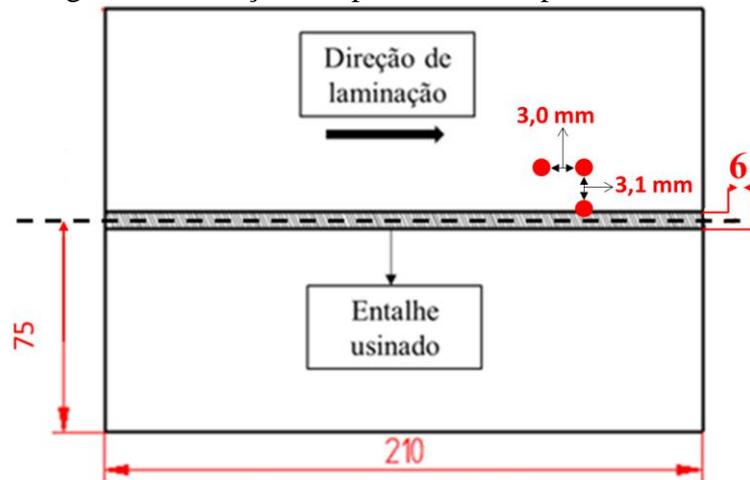
- T_P = temperatura máxima (°C);
- T_0 = temperatura inicial da chapa (°C);
- H_L = energia de soldagem (J/cm);
- ρ = densidade do material (g/cm³);
- C = calor específico do material (J/(g °C))
- r_x = distância do ponto considerado ao centro de solda (mm).

O primeiro par foi soldado na borda do entalhe usinado, o segundo par foi soldado à 3,1 mm da borda e o terceiro par foi soldado 3,0 mm acima do segundo par, com distância da borda de também de 3,1 mm, conforme a Figura 15.

A utilização dos pares de termopar tem como objetivo captar os ciclos térmicos de soldagem na faixa de temperatura de 800 °C a 500 °C (Δt_{8-5}), visto que o tempo de resfriamento é um fator que pode definir as microestruturas, onde variando a taxa de resfriamento poderá influenciar nas propriedades mecânicas da junta soldada [57], [74], [75].

Após o processo de soldagem, os termopares que captaram os ciclos térmicos foram os termopares à 3,1 mm da junta soldada, pois os que estavam mais pertos do entalhe usinados se romperam.

Figura 15 - Posição dos pares de termopar soldados.



4.2.4 Procedimento de soldagem dos corpos de prova

As soldagens foram realizadas no Laboratório de Soldagem - UFAM. Os parâmetros de corrente pré-ajustados foram de 75 A e 105 A, com auxílio de um soldador (soldagem manual). Os valores de corrente foram escolhidos conforme a faixa mínima e máxima de trabalho do eletrodo.

A vazão da bomba d'água foi de $1,98 \pm 0,04$ m³/h. Para fixar e vedar a chapa no dispositivo de simulação, foi utilizado massa plástica de secagem rápida.

Para a verificação de temperaturas interpasses nos corpos de prova que possuíam dois cordões de solda, foi utilizado um pirômetro de contato.

Foi realizado a relação dos corpos de prova com os parâmetros dos corpos de prova, disponíveis na Tabela 6. A equação (4) apresenta a fórmula para o cálculo da energia de soldagem [37], [55].

$$E = \eta * \frac{V * I}{V_S} \quad (4)$$

Onde 'E' representa energia de soldagem (em J/mm), V tensão (em Volts), I corrente elétrica (em Amperes) e VS a velocidade de soldagem (em mm/s). Foi utilizado o software SAPV4 para aquisição dos dados de soldagem.

Tabela 6 - Relação dos corpos de prova com os parâmetros de soldagem.

Amostra	N.C	T.R.	E.R. (%)	I (A)	T (V)	V _s (mm/s)	Energia* (J/mm)
CP1	1	Ar	25	106,1 ± 0,7	26,9 ± 1,8	5,9	485,1 ± 36,0
CP2	1	Ar	25	107,3 ± 2,4	26,8 ± 1,4	4,9	590,1 ± 44,1
	2			106,8 ± 0,7	26,5 ± 2,0	4,2	673,2 ± 55,2
CP3	1	Ar	50	105,8 ± 1,1	28,7 ± 2,0	3,6	573,7 ± 68,3
CP4	1	Ar	50	107,3 ± 1,0	27,7 ± 1,7	3,90	762,4 ± 54,8
	2			107,1 ± 0,9	27,1 ± 1,9	4,12	705,0 ± 55,3
CP5	1	Ar	25	75,8 ± 0,8	22,6 ± 0,7	2,4	703,7 ± 29,3
CP6	1	Ar	25	75,7 ± 0,1	22,4 ± 3,1	3,2	539,3 ± 75,2
	2			75,5 ± 0,1	21,5 ± 2,7	2,9	559,5 ± 70,8
CP7	1	Ar	50	22,8 ± 0,9	22,8 ± 0,9	1,7	1016,2 ± 45,5
CP8	1	Ar	50	22,5 ± 0,9	22,5 ± 0,9	1,6	1020,2 ± 46,2
	2			22,6 ± 0,7	22,6 ± 0,7	2,2	770,8 ± 30,6
CP9	1	Água	25	107,0 ± 0,7	26,2 ± 3,7	3,9	711,8 ± 105,2
CP10	1	Água	25	106,9 ± 0,1	26,1 ± 3,7	4,1	685,2 ± 97,8
	2			106,7 ± 0,1	25,3 ± 3,5	3,6	744,6 ± 103,5
CP11	1	Água	50	106,6 ± 0,1	26,8 ± 3,6	3,5	827,2 ± 112,0
CP12	1	Água	50	106,1 ± 0,1	25,8 ± 3,5	3,0	919,5 ± 125,8
	2			106,2 ± 0,1	26,3 ± 3,8	3,7	756,9 ± 110
CP13	1	Água	25	76,1 ± 0,1	22,1 ± 2,8	3,2	523,9 ± 67,1
CP14	1	Água	25	75,5 ± 1,2	21,6 ± 5,6	2,8	580,4 ± 159,7
	2			75,7 ± 1,7	21,6 ± 5,6	2,7	617,3 ± 173,9
CP15	1	Água	50	75,8 ± 0,5	21,9 ± 3,4	1,6	1070,0 ± 175,3
CP16	1	Água	50	75,3 ± 0,1	22,7 ± 3,5	1,9	912,5 ± 142,3
	2			75,4 ± 0,9	22,4 ± 3,3	1,8	1039,5 ± 166,0

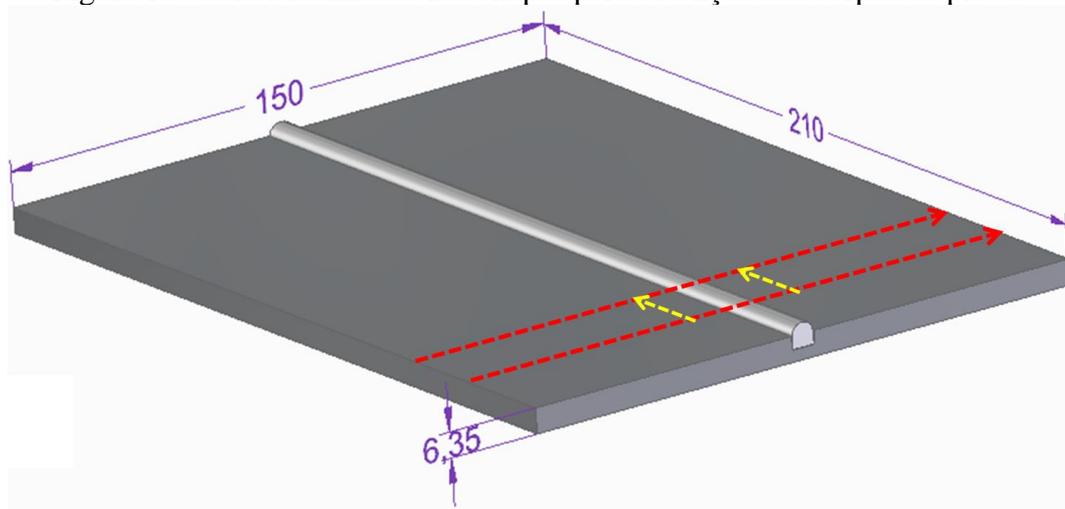
Nota: * não foi utilizado valor de eficiência do processo de soldagem; N,C: número de cordões de solda; T.R: tipo de resfriamento; E.R: espessura recuperada; V_s: velocidade de soldagem.

4.3 ENSAIOS NAS AMOSTRAS SOLDADAS

Nesta etapa foram executados os ensaios nas amostras soldadas, Figura 16. A retirada dos corpos de prova para os ensaios foi feita por corte em serra fita no Laboratório de Usinagem – UFAM, nas setas de cor vermelha, e sua redução em corte de precisão, no Laboratório de Processamento de Materiais Tecnológicos – UFAM, nas setas de cor amarela.

Para evitar o efeito de borda, os corpos de prova foram retirados de no mínimo a 30,0 mm do final do cordão de solda.

Figura 16 - cortes realizados nas chapas para obtenção dos corpos de prova.



4.3.1 Análises macrográficas

Uma máquina fotográfica foi empregada para caracterização da macrografia do cordão de solda e caracterização de grandezas como: área da zona afetada pelo calor e formato dos cordões de solda. Para as análises macrográficas, foi utilizado o reagente Nital com concentração de 10 % para revelar a macroestrutura. O cálculo para a área das ZACs foi feito pelo software *ImageJTM*.

4.3.2 Análises metalográficas

Para a obtenção dos resultados micrográficos, as amostras foram embutidas em baquelite, com diâmetro de 40 mm, sendo posteriormente lixadas com lixas de diferentes granulometrias (220, 400, 600 e 1200 mesh) e polidas com pasta diamantada (3 e 1 μm de tamanho médio de partículas).

4.3.2.1 Micrografias

As análises micrográficas foram realizadas utilizando o microscópio óptico para observação da microestrutura, empregando o reagente Nital com 2 % de concentração.

4.3.2.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Para complementar a microscopia óptica, foi realizado a microscopia eletrônica de varredura. Foi utilizado o Jeol JSM IT500-HR, sendo utilizado o reagente Nital com 2 % de concentração.

4.3.2.3 Quantificação da fração volumétrica do microconstituente Martensita-Austenita (MA)

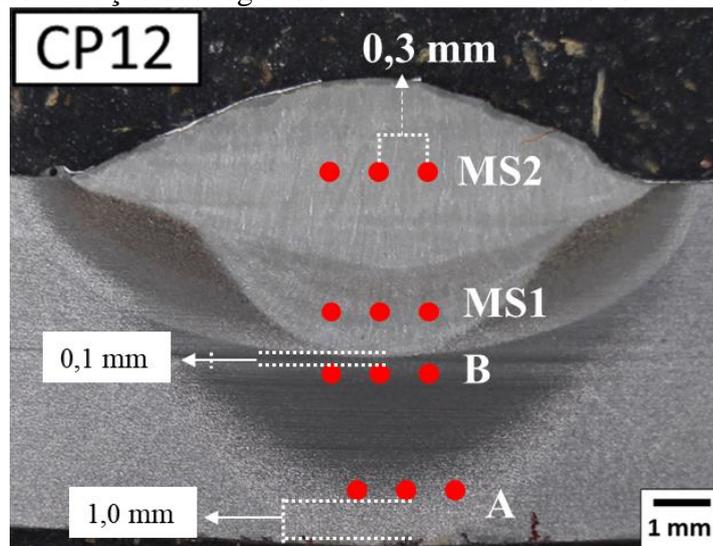
Para a quantificação do microconstituente MA, após o polimento, foi utilizado o reagente Klemm I, conforme o *ASM Handbook Vol. 9 - Metallography and Microstructures*. Após a obtenção das imagens, através do microscópio óptico, foi utilizado o software *ImageJ* para a quantificação da fração volumétrica.

4.3.3 Teste de microdureza

A medida de dureza foi realizada na região da ZAC e do metal de solda que podem apresentar alteração devido a condição de resfriamento acelerado e comparadas com os valores encontrados no metal de base.

A dureza adotada foi a Vickers com força de 0,5 kgf (HV 0,5), sendo medida com perfil de microdureza para mapear as diferentes regiões da junta soldada. Foram realizadas nove impressões de microdureza nos CPs com uma camada e doze impressões nos CPs com duas camadas (Figura 17): três no centro do metal de solda (ponto MS1 e MS2), três na ZAC (ponto B) à 0,1 mm da zona de fusão e três a 1,0 mm da face oposta à soldagem (ponto A). A distância entre as impressões foi de 0,3 mm, baseado na norma NBR ISO 6507-1/2019.

Figura 17 - Localização das regiões onde foram realizadas as medidas de dureza.



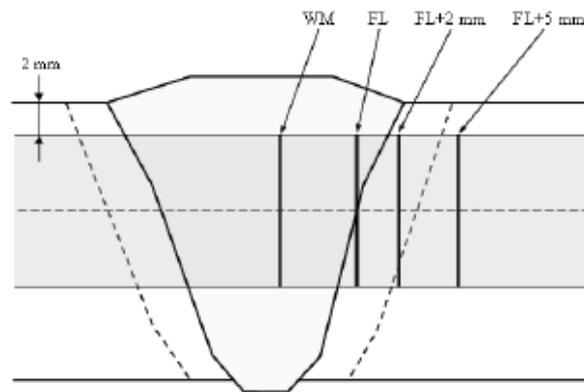
4.3.4 Ensaio de impacto Charpy V

Foram realizados os cortes das chapas para obtenção dos corpos de prova para os ensaios de impacto Charpy V de acordo com a norma ASTM A370 e DNV OS-F101 e a execução do ensaio foi de acordo com a norma ASTM E23.

Devido aos CPs com uma camada de cordão de solda não possuírem a espessura mínima para a realização do ensaio, foi utilizado apenas os CPs com duas camadas.

Devido também a nem todos os CPs com duas camadas apresentarem penetração o suficiente para o entalhe do ensaio Charpy ser realizado apenas no metal de solda, foi utilizado, segundo a norma, a proporção de 50 % da ZAC e 50 % do metal de solda (Figura 18).

Figura 18 - Posições do entalhe para teste de impacto Charpy V conforme as normas ASTM A370 e DNV OS-F101.



4.3.4.1 Fractografias

Após o ensaio de impacto Charpy V, foram realizadas as imagens de fractografia. Foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura. As amostras foram limpas com limpador ultrassônico antes da obtenção das imagens.

4.3.5 Análises estatísticas dos experimentos

Foi utilizado o software Minitab® 19 para as análises. Um delineamento experimental completo com quatro fatores em dois níveis foi utilizado para identificar se os fatores: tipo de resfriamento (T.R.) (ao ar ou com água), espessura recuperada (E.R.) (25 ou 50 %), energia de soldagem (E.S.) (baixa ou alta) e a quantidade de camadas de cordões de solda (N.C.) (uma ou

duas camadas), apresentam influência sobre a microestrutura e a microdureza das juntas soldadas.

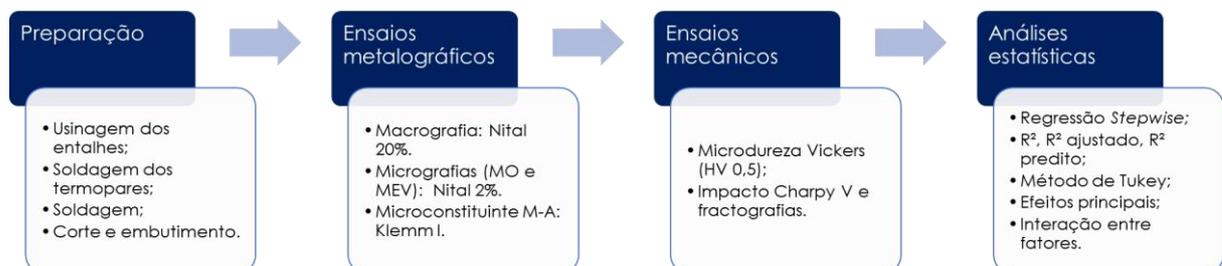
As comparações das médias foram realizadas com intervalo de confiança de 95 % e foi utilizado o método de Tukey. Foi utilizado a análise de ajuste de modelo de regressão para a verificação do R^2 e R^2 ajustado, com e sem *Stepwise*. O R^2 mede de que forma e percentual a variável dependente (dureza nos quatro pontos e a área da zona afetada pelo calor) é explicada pelas variáveis independentes (E.R., E.S., N.C., T.R.). O modelo *Stepwise* é um processo que adiciona sistematicamente a variável mais significativa ou remove a variável menos significativa durante cada etapa. No *Stepwise*, foi utilizado o valor 0,15, sendo o valor padrão oferecido pelo software.

Foi utilizado a análise por delineamento de experimentos (DOE) para identificar se os fatores teriam influência no modelo gerado. O motivo da utilização de ambas as análises estatísticas (ajuste de modelo de regressão e análise de variância) foi devido as altas variações dos valores de energia de soldagem.

4.4 RESUMO DA METODOLOGIA

Neste trabalho, de forma resumida, foi utilizado a metodologia conforme o fluxograma da Figura 19. Ressalta-se que foram utilizadas 16 chapas metálicas, cada uma sendo um corpo de prova com seus respectivos parâmetros.

Figura 19 - Fluxograma do trabalho.



5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

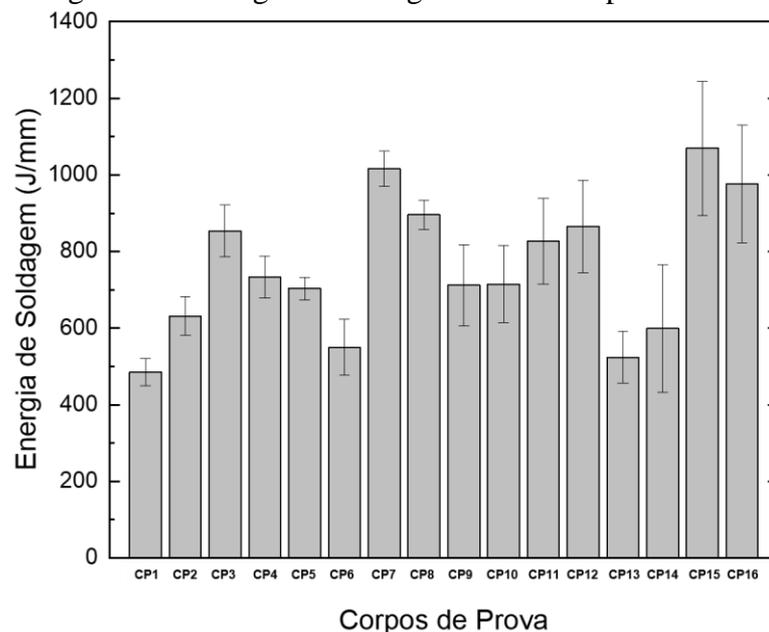
5.1 ENERGIA DE SOLDAGEM

Para estabelecer especificamente a comparação de energia baixa e alta, foi fixado o tipo de resfriamento, espessura recuperada e número de camadas, variando assim apenas a corrente utilizada, conforme a Tabela 7, com as energias individuais na Figura 20.

Tabela 7 - Relação de aumento de energia de soldagem entre os CPs equivalentes.

Relação	Aumento 1ª camada (%)	Aumento 2ª camada (%)
CP1 (baixa) – CP5 (alta)	45,06	-
CP2 (alta) – CP6 (baixa)	9,42	20,32
CP3 (baixa) – CP7 (alta)	17,66	-
CP4 (baixa) – CP8 (alta)	33,81	9,44
CP9 (alta) – CP13 (baixa)	35,86	-
CP10 (alta) – CP14 (baixa)	18,06	20,62
CP11 (baixa) – CP15 (alta)	29,47	-
CP12 (baixa) – CP16 (alta)	0,72	37,99

Figura 20 - Energia de soldagem de cada experimento.



Os valores, após realização do *Stepwise*, de R^2 , R^2 ajustado e R^2 predito foram respectivamente de 70,36 %, 68,25 % e 61,29 %. Para avaliar a equidade ou diferença significativa das energias, foi utilizado o método de Tukey com 95% de confiança (Figura 21). Nota-se que embora com o aumento de energia dos pares equivalentes analisados, conforme a Tabela 7, não são significativamente diferentes quando algum dos parâmetros são fixados, isto é, a variação da corrente de soldagem não tem diferença significativa.

Figura 21 - Comparação estatística entre as médias dos valores de energia de soldagem. Intervalo de confiança de 95% e método Tukey.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP15	3	1070	A
CP7	3	1016,2	A B
CP16	3	976,0	A B C
CP8	3	895,4	A B C D
CP12	3	865,3	A B C D
CP3	3	853,7	A B C D
CP11	3	827,2	A B C D E
CP4	3	733,7	B C D E F
CP10	3	714,9	C D E F
CP9	3	711,8	C D E F
CP5	3	703,7	C D E F
CP2	3	631,7	D E F
CP14	3	598,9	D E F
CP6	3	549,4	E F
CP13	3	523,9	F
CP1	3	485,1	F

T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa

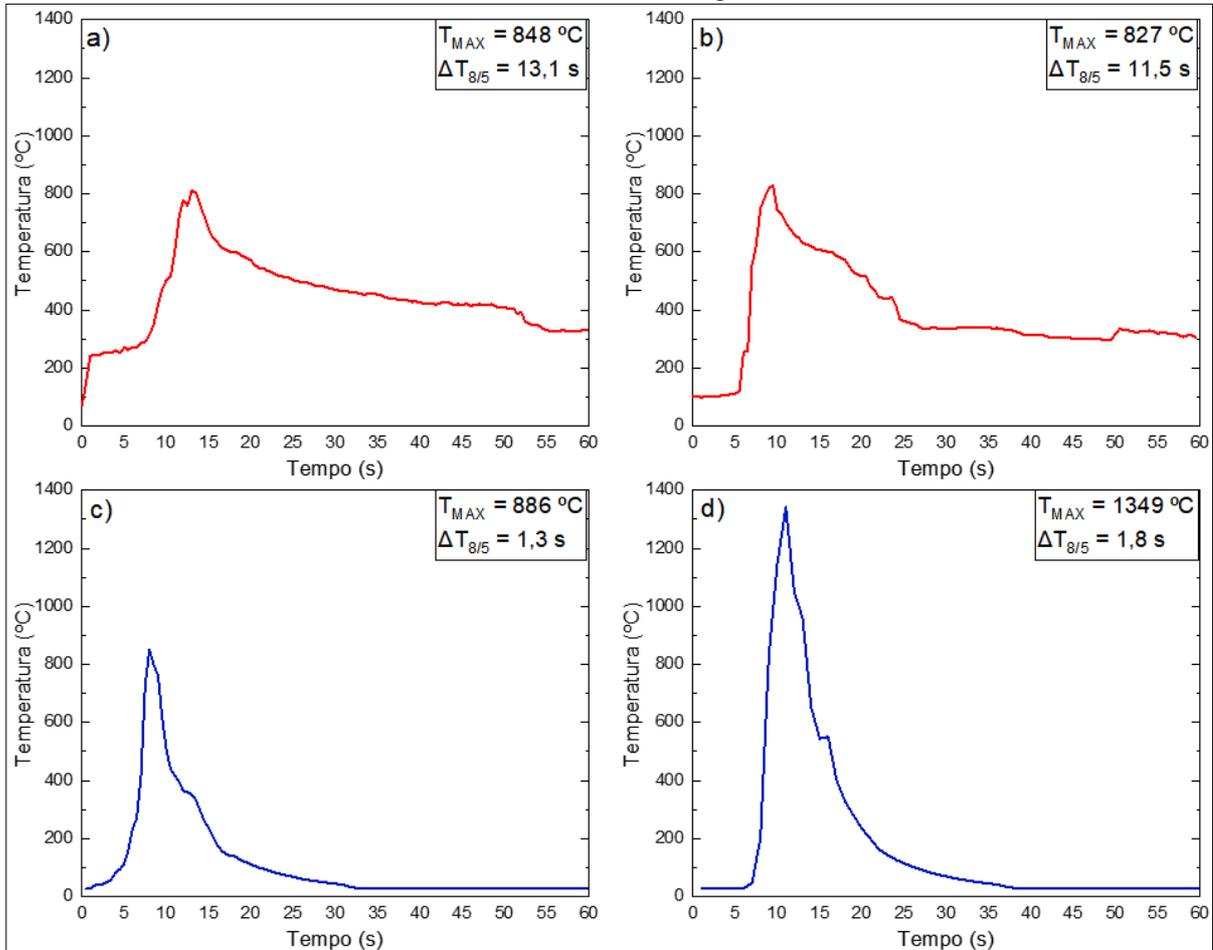
Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.2 CICLOS TÉRMICOS

Com a soldagem dos pares de termopar, foi possível capturar os ciclos térmicos. Em ambos os corpos de prova, CP6 (duas camadas, 25 % de espessura recuperada, resfriada ao ar, corrente 75 A, energia baixa) e CP14 (duas camadas, 25 % de espessura recuperada, resfriada com água, corrente 75 A, energia baixa), o termopar que captou estava a 3,1 mm da borda do entalhe usinado. Pode-se observar que, conforme o esperado, o tempo permanecido $\Delta t_{8/5}$ do CP14 (resfriado com água) é 90 % menor em relação ao CP6 (resfriado ao ar) (Figura 22). Esta

diferença abrupta da taxa de resfriamento do ciclo térmico pode gerar alterações microestruturais, afetando também as suas propriedades mecânicas.

Figura 22 - Ciclos térmicos obtidos: a) 1ª camada do CP6 resfriado ao ar; b) 2ª camada do CP6; c) 1ª camada do CP14 resfriado com água; d) 2ª camada do CP14.



5.3 ÁREAS DAS ZONAS AFETADAS PELO CALOR

Analisando-se as áreas dos CPs (Figura 23, Figura 24 e Figura 25), pode-se observar a influência do resfriamento acelerado na área da ZAC de cada amostra. Os CP1 ao CP8 foram resfriados ao ar, e as amostras do CP9 ao CP16 foram resfriados com água.

Ao ser analisado seus valores, observa-se que com o resfriamento acelerado, acontecendo a retirada abrupta de calor, faz-se com que a extensão da ZAC seja menor. A exceção deste caso é a relação CP1 (ar, Energia = 485,1 J/mm) - CP9 (água, Energia = 711,8

J/mm), onde neste caso é provável que o fator Energia de Soldagem foi o que teve maior relevância na área da sua zona afetada pelo calor, tendo em vista que a energia do CP9 é 46,7 % maior que o CP1.

Nota-se o regime de transferência de calor, onde os CPs resfriados ao ar com 50 % E.R. tendem a apresentar uma transferência mais próxima de 2D. Isso é possível de ser observada pela extensão da ZAC, que entrou em contato com a face oposta à soldagem (Figura 25). As amostras CP13, CP14 e CP15 tendem a apresentar a transferência 3D, enquanto as demais podem estar apresentando um modelo 2,5D.

Figura 23 - Área das ZACs dos CPs.

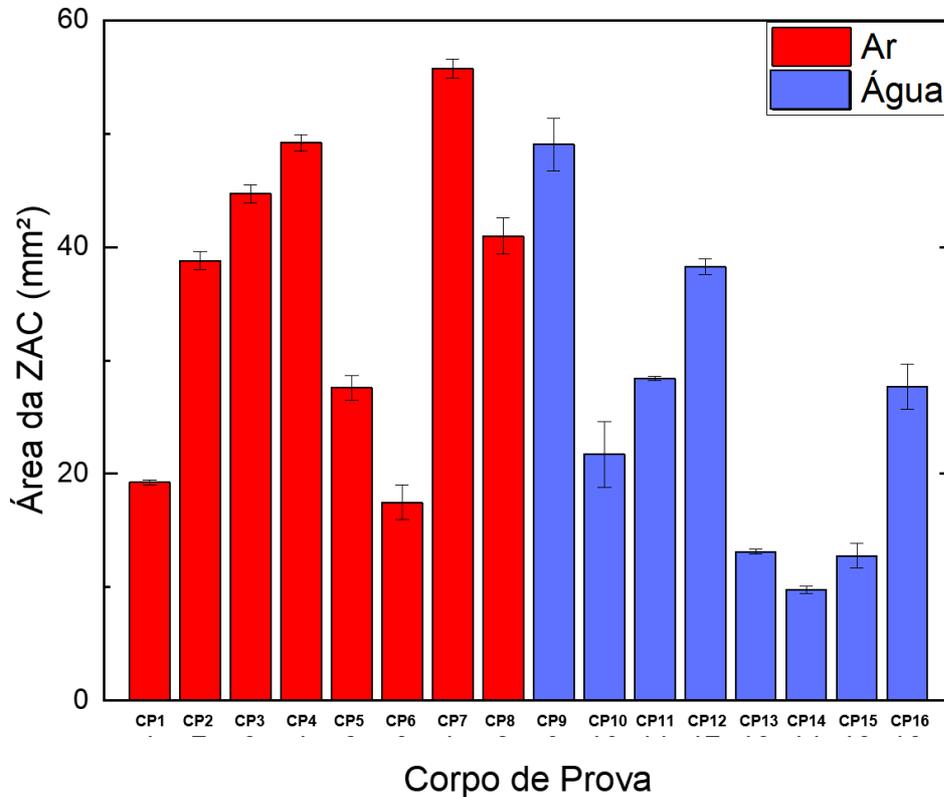


Figura 24 - Macrografias dos CPs soldados com 25 % de espessura recuperada.

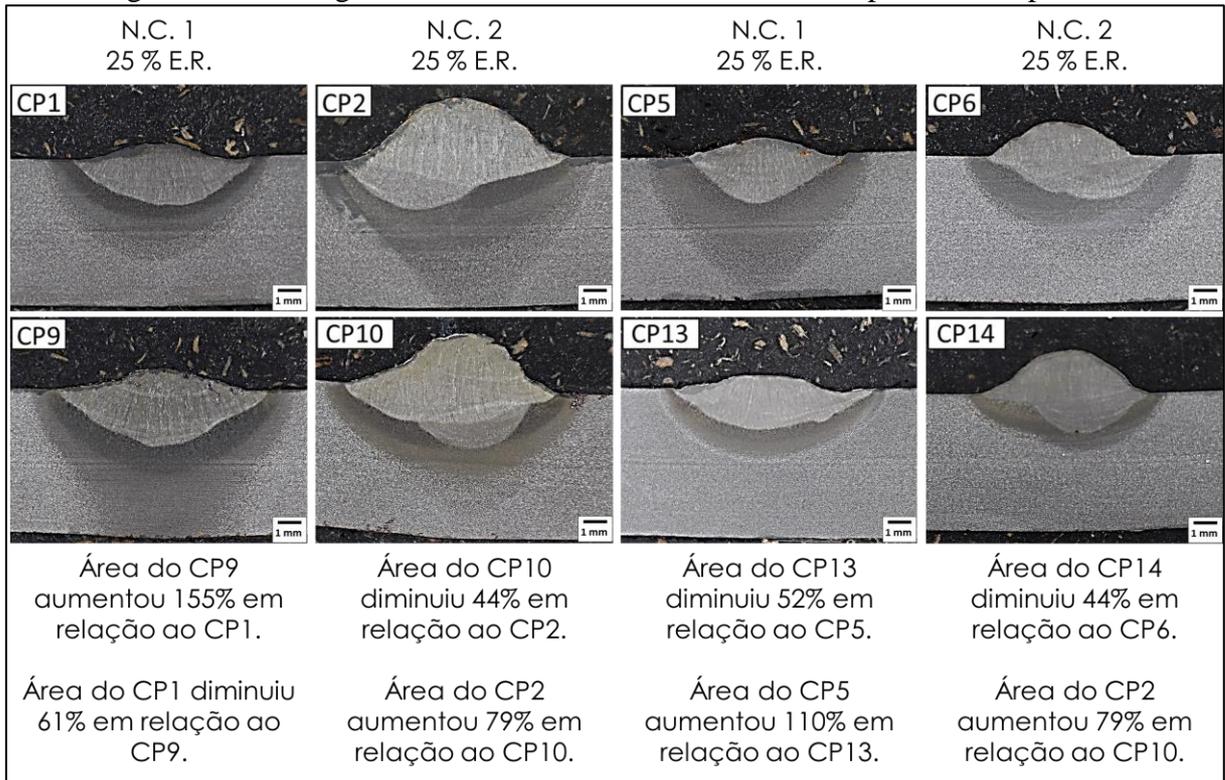
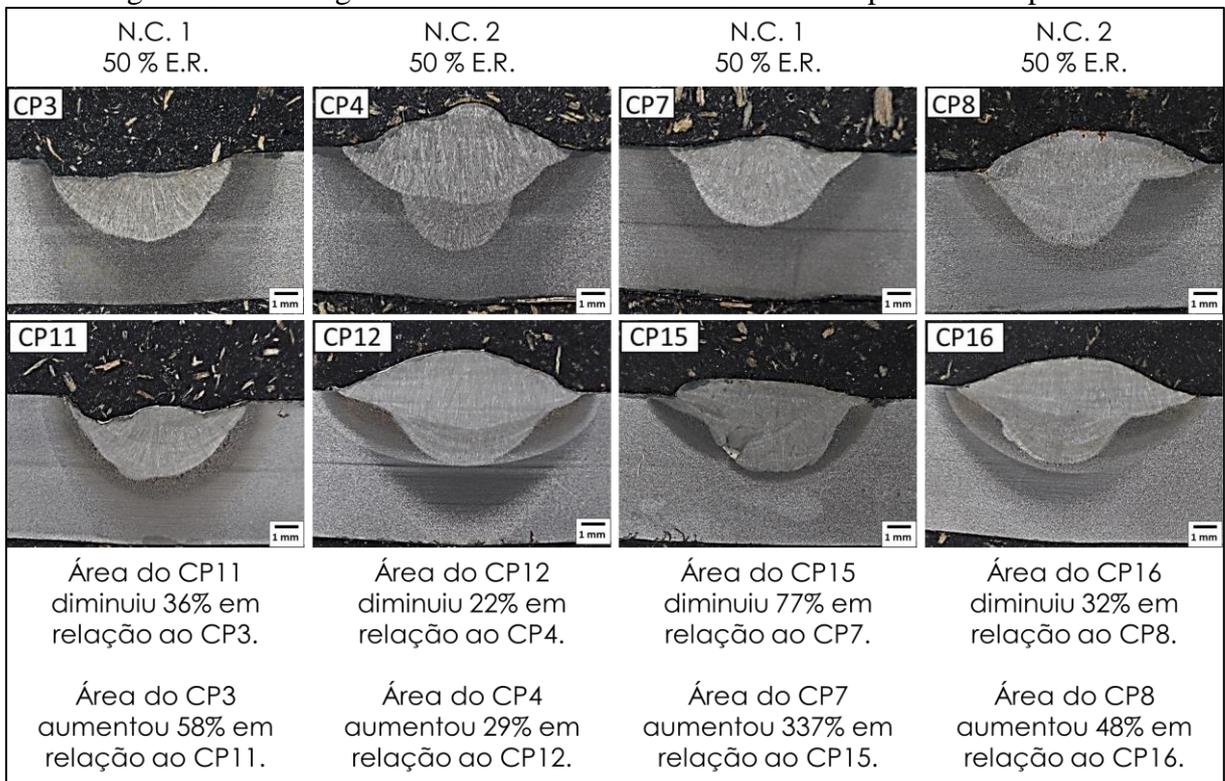


Figura 25 - Macrografias dos CPs soldados com 50 % de espessura recuperada.



Foi realizado a análise de ajuste de regressão para verificar a possibilidade de análise de influência dos fatores na área da ZAC. O valor de R^2 obtido foi de 69,53 %, enquanto do R^2 ajustado foi de 8,59 %.

Ao ser utilizado o *Stepwise* (disponível no Apêndice A: Gráficos dos Ajustes de Modelo de Regressão), nota-se o valor de R^2 de 47,37 %. O valor de R^2 ajustado foi de 34,21 %.

Devido a estes baixos fatores de R^2 e R^2 ajustado, não é possível analisar a influência individual de fatores ou suas interações na área da zona afetada pelo calor.

5.4 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

5.4.1 Metal de base

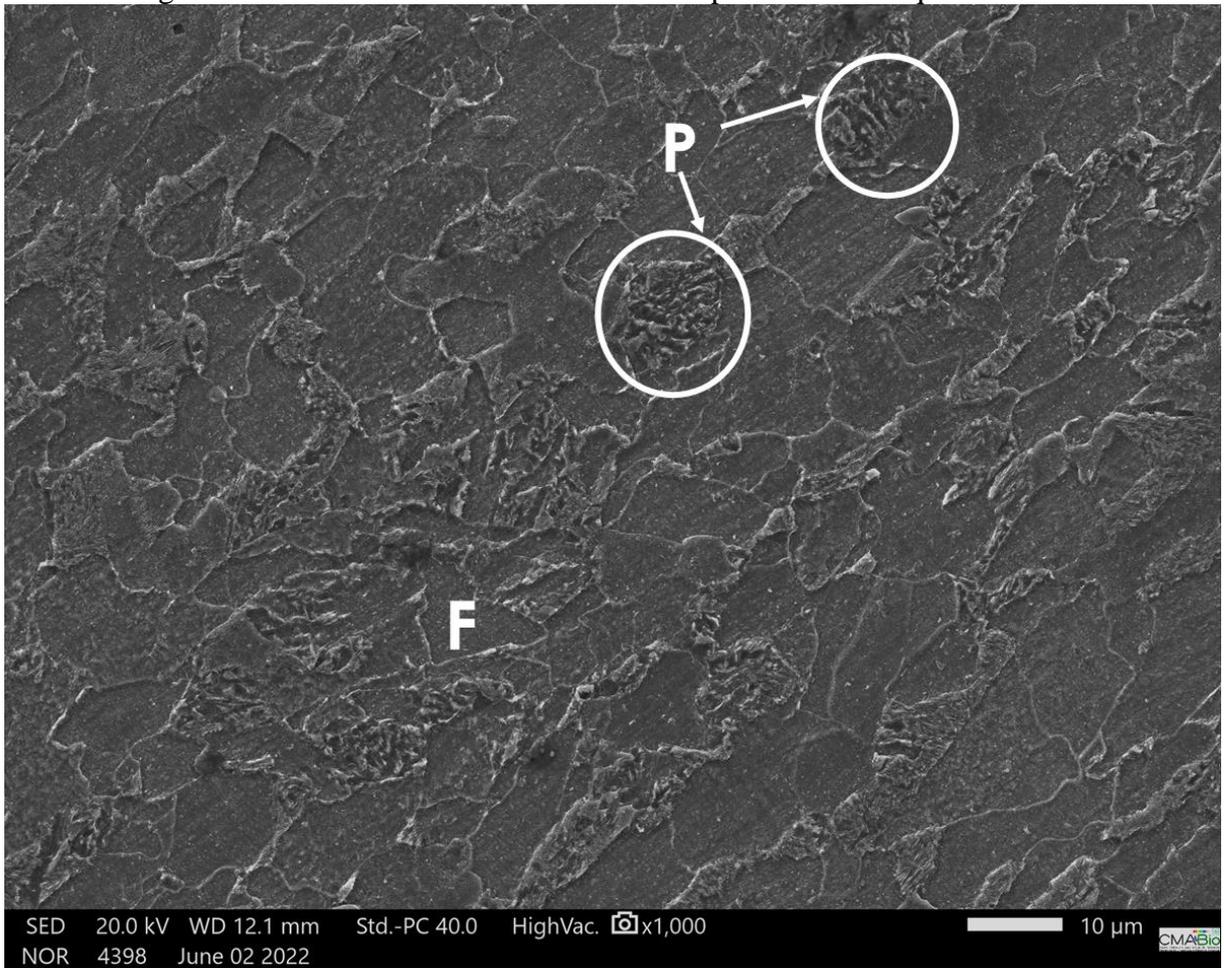
Na Figura 26, tem-se a microestrutura do metal de base S355 J2N, no sentido transversal a laminação. Conforme observado, é um aço ferrítico-perlítico. A fração volumétrica das colônias de perlita foi de $32,3 \pm 1,0$ %.

Na Figura 27, tem-se a microestrutura por microscópio eletrônico de varredura, sendo possível observar as colônias de perlita (P) e os diversos grãos de ferrita (F).

Figura 26 - Micrografia do metal de base S355 J2N, 200x. Ataque Nital 2 %.



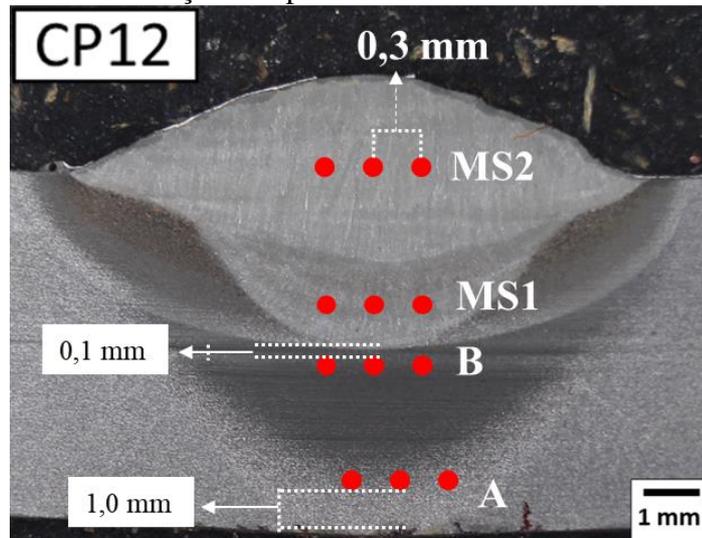
Figura 27 – Microestrutura do metal de base pelo MEV. Ataque Nital 2 %.



5.4.2 Microestrutura no ponto A (1,0 mm da face oposta)

Na Figura 28 está a localização do ponto A. Observa-se, na Figura 29, a microestrutura do ponto A do CP5 e do CP13, onde a microestrutura dos demais corpos de prova possuem a mesma tendência que estes CPs.

Figura 28 - Localização dos pontos de microestrutura e microdureza.



Nota-se nos CPs resfriados ao ar, o início da redução da quantidade de colônias de perlita e o início da degradação destas colônias. Nos CPs com resfriamento acelerado, não é possível observar mudanças microestruturais do metal de base, onde o sistema de resfriamento acelerado evitou maiores temperaturas e possíveis transformações de fase. A alteração no tempo de resfriamento, conforme observado nos ciclos térmicos, foi o que possuiu maior influência na microestrutura.

Observa-se que a microestrutura do CP1 (Figura 30 a) é composta por ferrita e colônias e perlita, similar ao metal de base. Pode-se ser um indicativo que os ciclos térmicos de soldagem, mesmo a amostra sendo resfriada ao ar, não tiveram grande influência na modificação da microestrutura local.

Entretanto, a microestrutura do CP9 (Figura 30 b), resfriada com água, é composta basicamente por ferrita quase poligonal, isto é, difere tanto do metal de base quanto do CP1. A energia de soldagem foi o suficiente para reduzir a fração volumétrica de colônias de perlita da região mesmo a amostra tendo um resfriamento acelerado.

A energia de soldagem pode ter sido responsável pela inversão das modificações microestruturais do ponto A no CP1 e CP9 (quando comparado ao que foi observado nas amostras CP5 e CP13). Mesmo que a energia de soldagem não tenha apresentado diferença significativa entre as médias do CP1 e do CP9, a velocidade teve grande influência. O tempo de permanência do arco elétrico sobre a região foi 49 % maior no CP9 e conseqüentemente os ciclos térmicos foram alterados.

Figura 29 - Ponto A do a) CP5; b) CP13. Aumento 200x, ataque Nital 2 %.

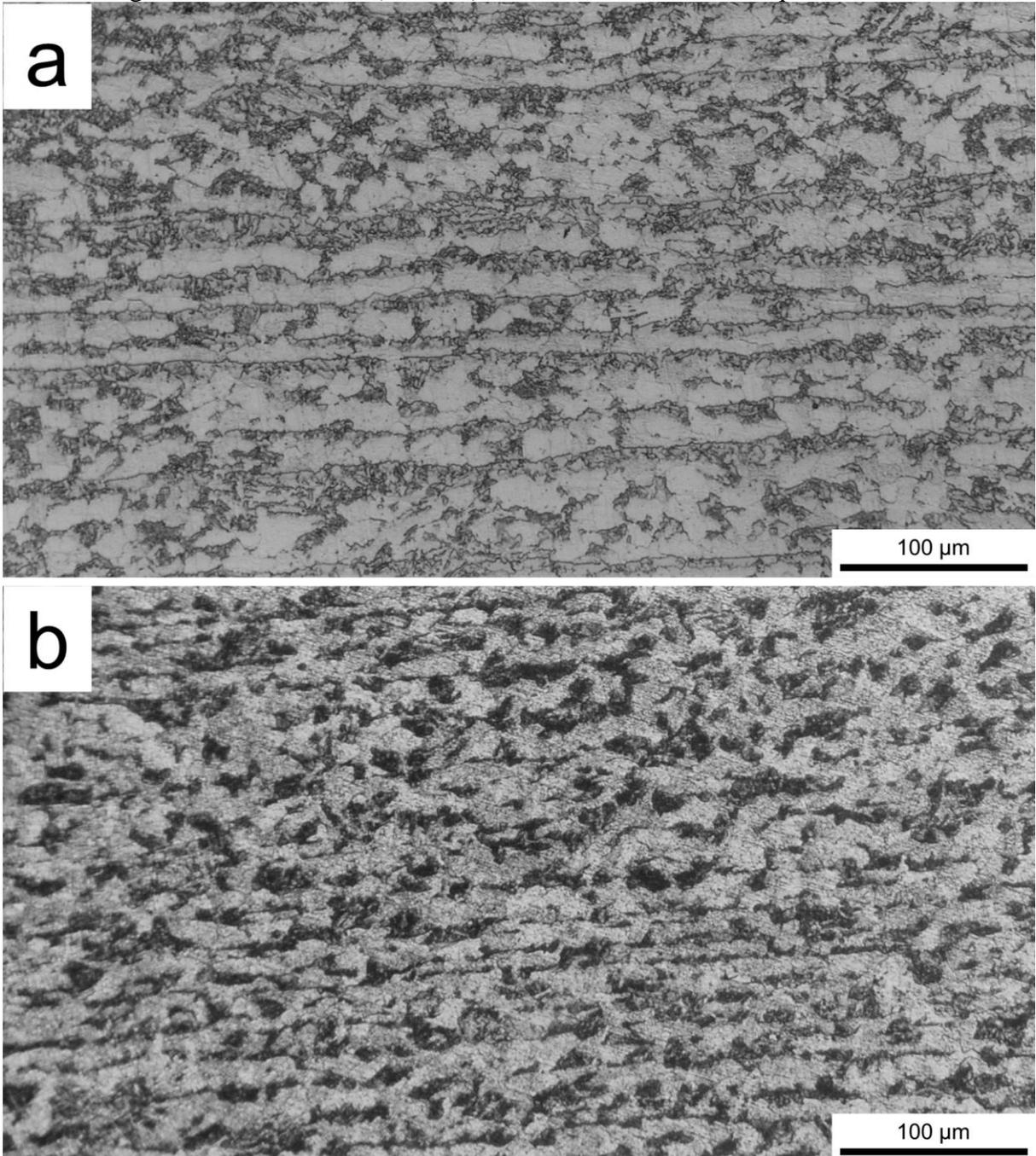
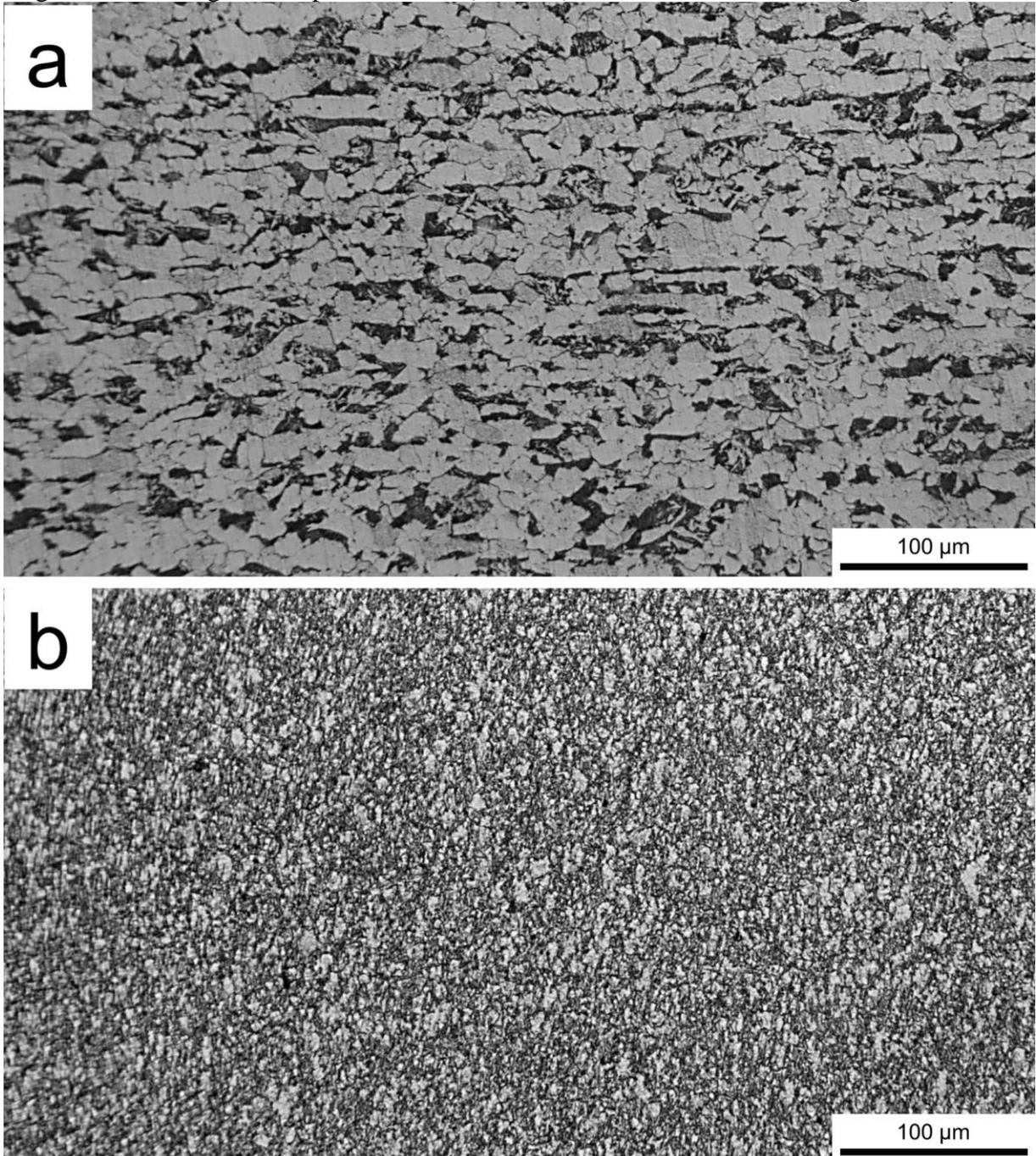


Figura 30 - Micrografia no ponto A dos: a) CP1, b) CP9. Aumento 200x, reagente Nital 2 %.



5.4.3 Microestrutura da ZAC de grão fino

Observa-se na Figura 31a (CP4 resfriado ao ar) que a microestrutura é composta por ferritas poligonais e colônias de perlita, ambas apresentam um alinhamento da microestrutura. Porém, a microestrutura do CP10 (Figura 31b), resfriado com água, não apresenta a ferrita e as poucas colônias de perlita alinhadas.

Nota-se também, na Figura 32, em uma escala maior, um indício da evolução microestrutural causada pelo calor de soldagem, ao qual os CPs resfriados ao ar possuem uma transição mais gradativa enquanto os CPs resfriados com água começam suas mudanças microestruturais de forma mais brusca.

Foi realizado também neste ponto a microscopia eletrônica de varredura, ao qual corrobora com as análises da microscopia óptica, ao qual o início da ZACGF nos CPs resfriados ao ar tem um início mais brando e gradativo, enquanto a ZACGF dos CPs com resfriamento contínuo apresenta uma microestrutura mais refinada (Figura 33).

No CP4, que foi resfriado ao ar, observa-se que no começo da ZAC ainda há um alinhamento da microestrutura, o qual não ocorre no CP10 devido ao resfriamento, pois neste ponto no CP10 é provável que atingiu maiores faixas de temperaturas, resultando numa microestrutura refinada.

Figura 31 - Microestrutura na ZACGF: a) CP4; b) CP10. Nital 2 %.

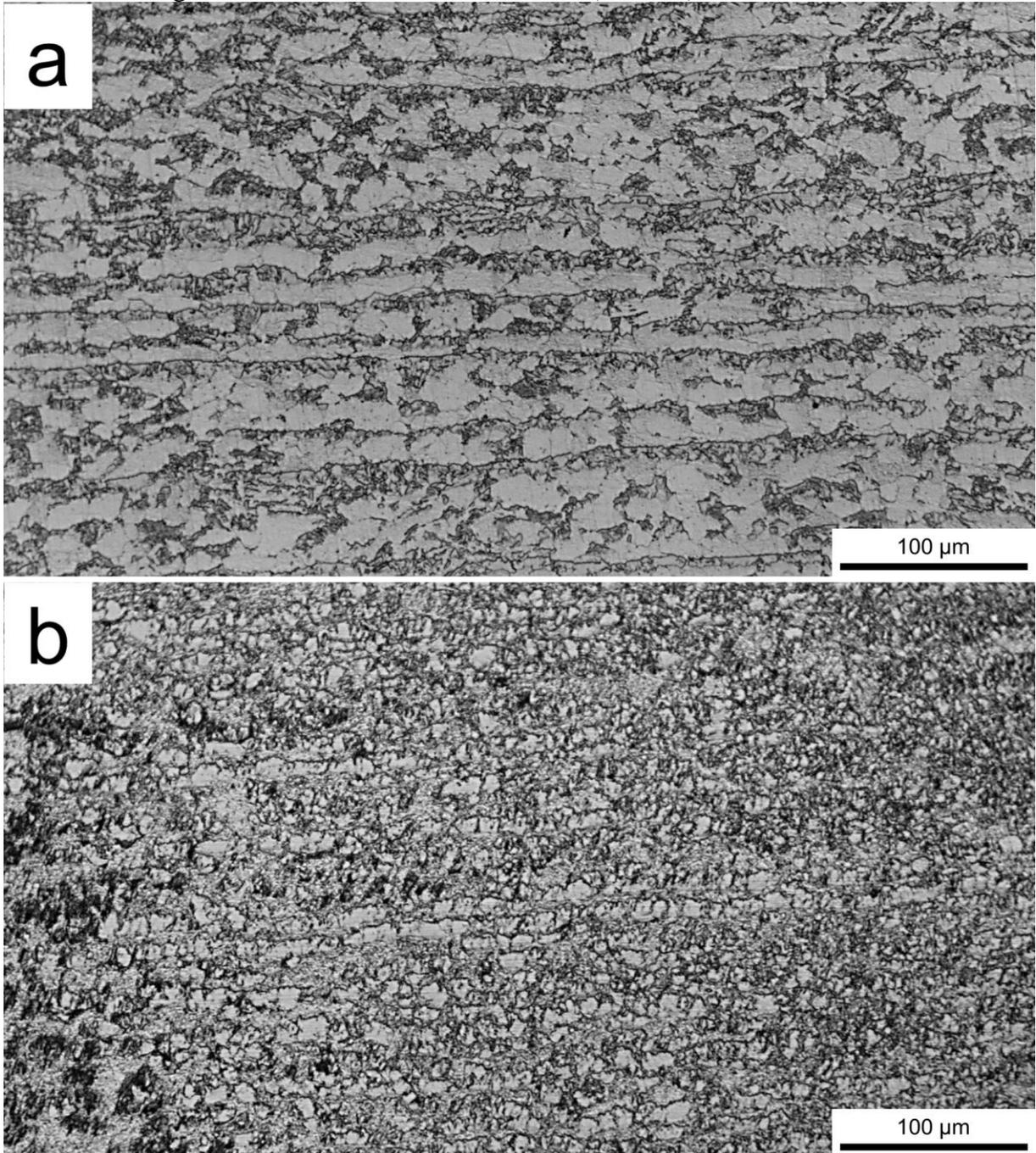


Figura 32 - Evolução microestrutural dos: a) CPs resfriados ao ar; b) CPs resfriados com água. Nital 2 %.

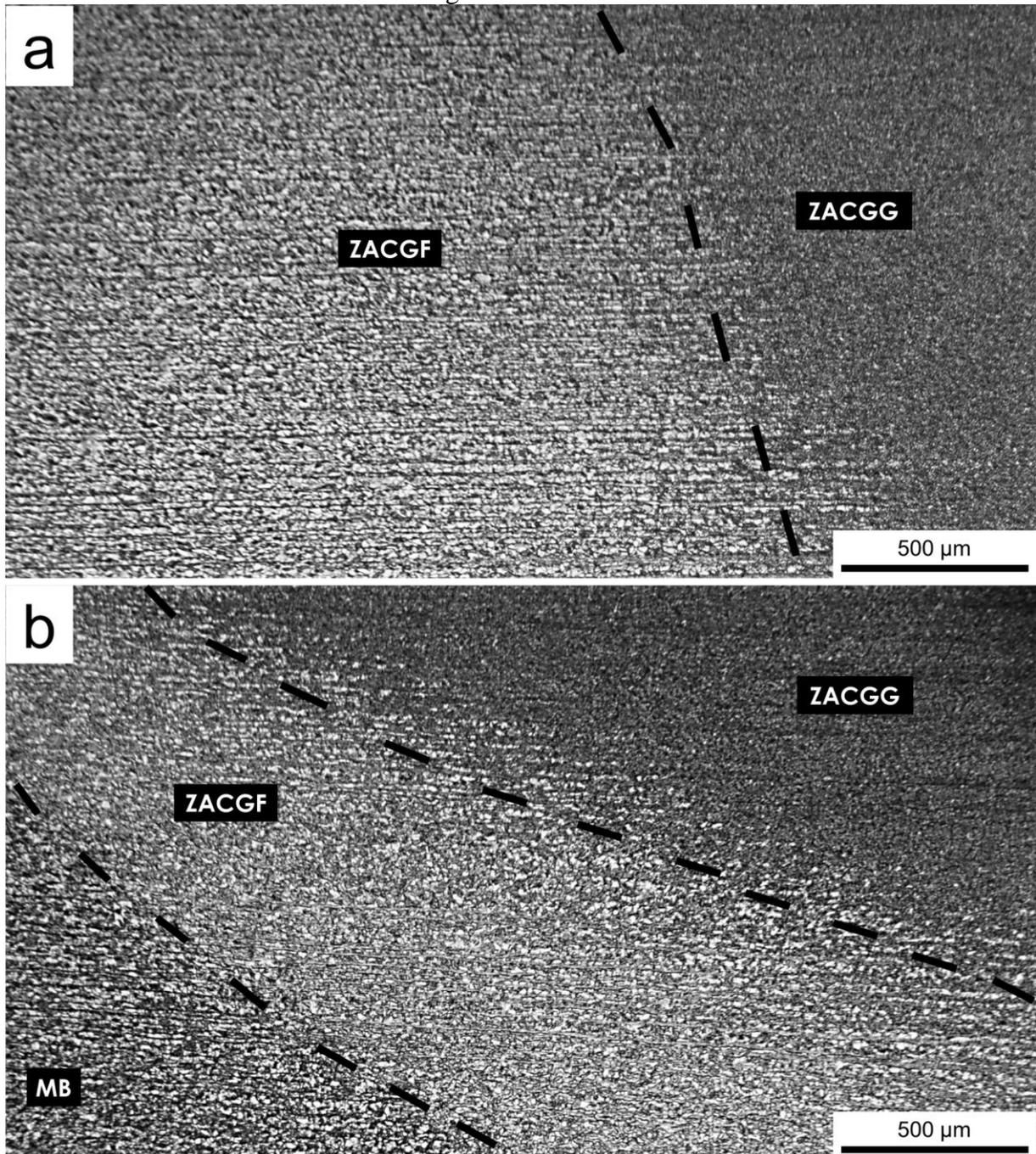
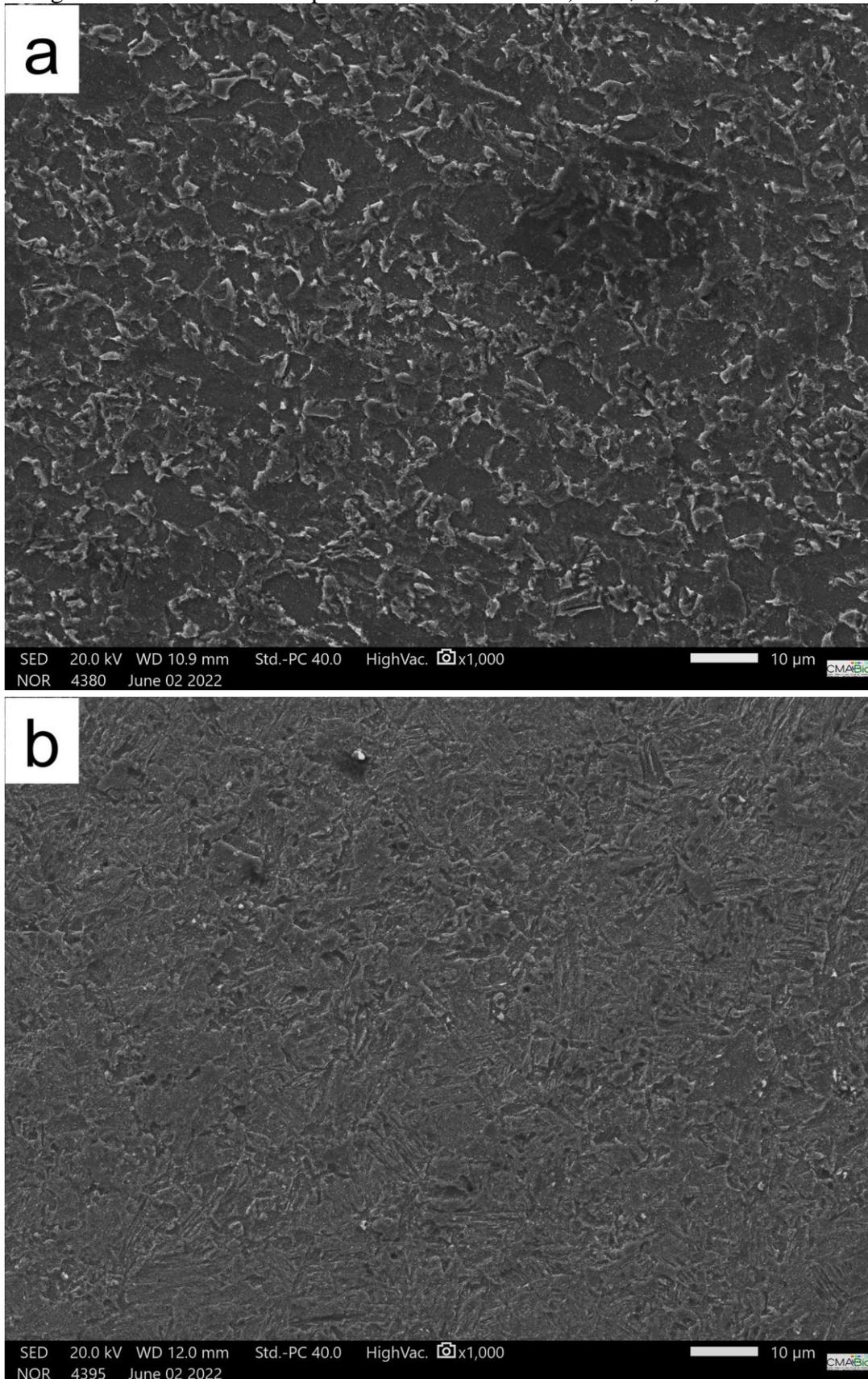


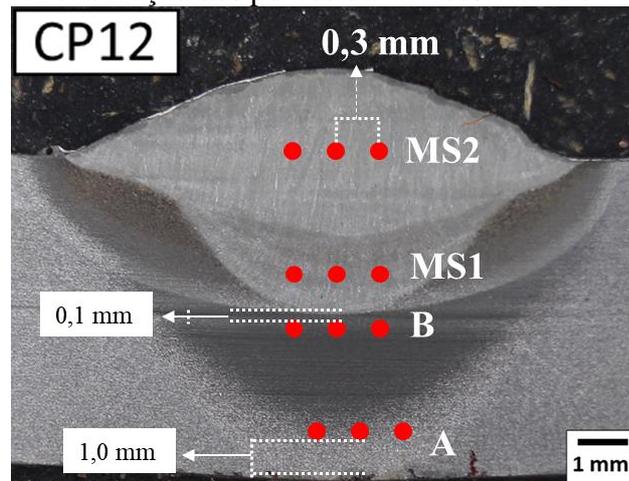
Figura 33 - Microestrutura pelo MEV da ZACGF: a) CP4; b) CP10. Nital 2 %.



5.4.4 Microestrutura no ponto B (ZAC de grão grosseiro)

Tem-se, na Figura 34, a localização da microestrutura no ponto B. O ponto ‘B’ também é chamado de região de grão grosseiro.

Figura 34 - Localização dos pontos de microestrutura e microdureza.



Nota-se, nas Figura 35 e Figura 36, a região de grão grosseiro. Pode-se observar o contorno de grão da austenita anterior (CGA), ferrita de segunda fase alinhada (AC) além do microconstituente bainita (SF (B)).

Nota-se qualitativamente que os grãos do CP5 (uma camada, 25 % E.R., resfriado ao ar) são maiores e mais definidos que os grãos do CP13 (uma camada, 25 % E.R., resfriado com água), efeito causado pelo resfriamento abrupto, além de não possuírem um arranjo microestrutural bem definido, onde os CPs com duas camadas apresentaram comportamento similar, mesmo com um segundo ciclo térmico sendo aplicado.

Observa-se que conforme aumenta a distância da zona de ligação, aproximando-se do metal de base, há qualitativamente a diminuição do tamanho de grão.

Na Figura 35, ao se ter o crescimento dos grãos austeníticos anteriores e suas transformações de fases, o início do metal de solda ao se solidificar, adotou a mesma orientação cristalina da ZACGG, sendo assim, acontecendo a epitaxia. Nota-se que os contornos de grãos ultrapassaram a zona de ligação, assegurando a continuidade metálica ao nível da estrutura cristalina [16], [76].

Foi realizado o MEV para complemento da microscopia óptica, Figura 37.

Figura 35 - Microestrutura no ponto B do CP5: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.

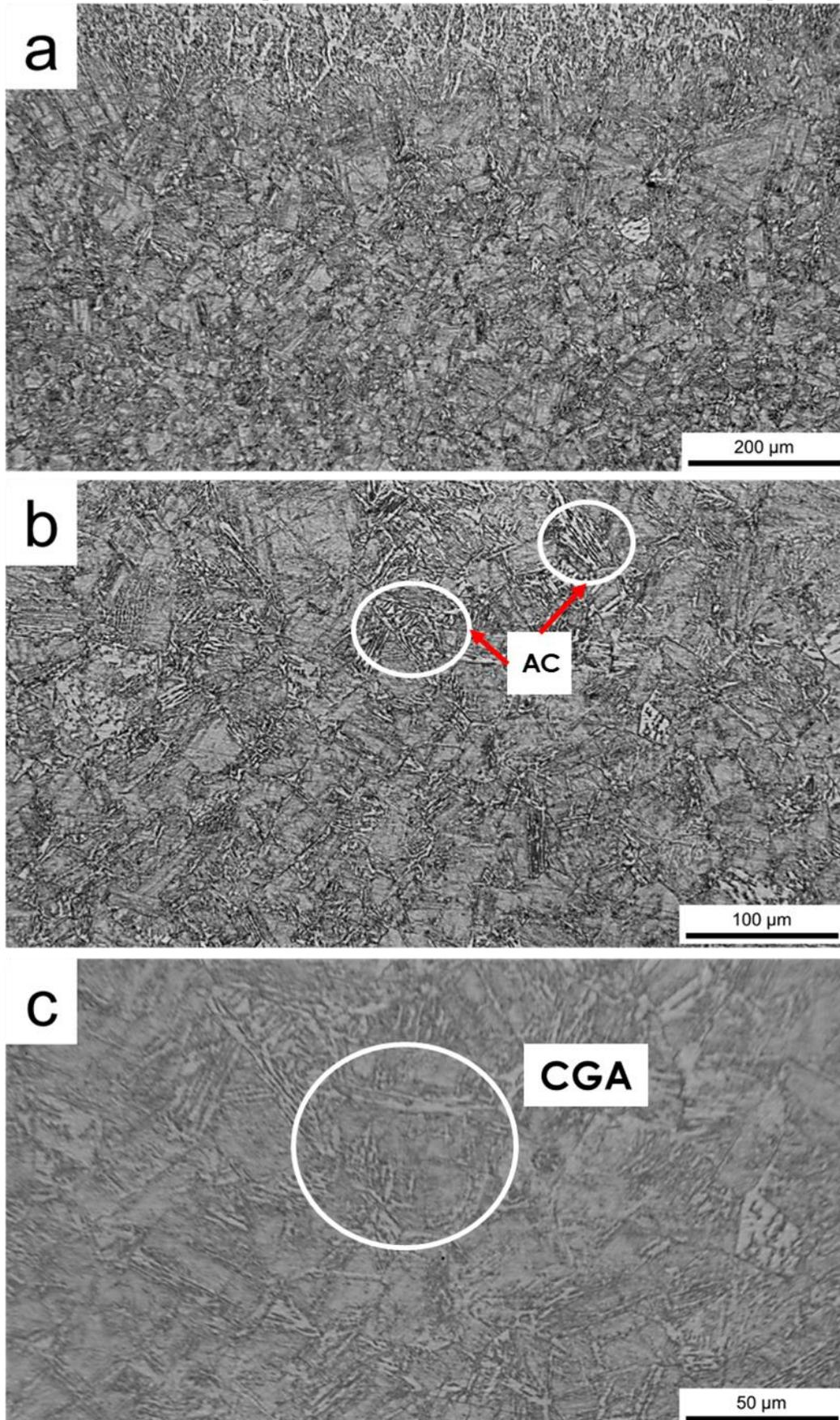


Figura 36 – Microestrutura no ponto B do CP13: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.

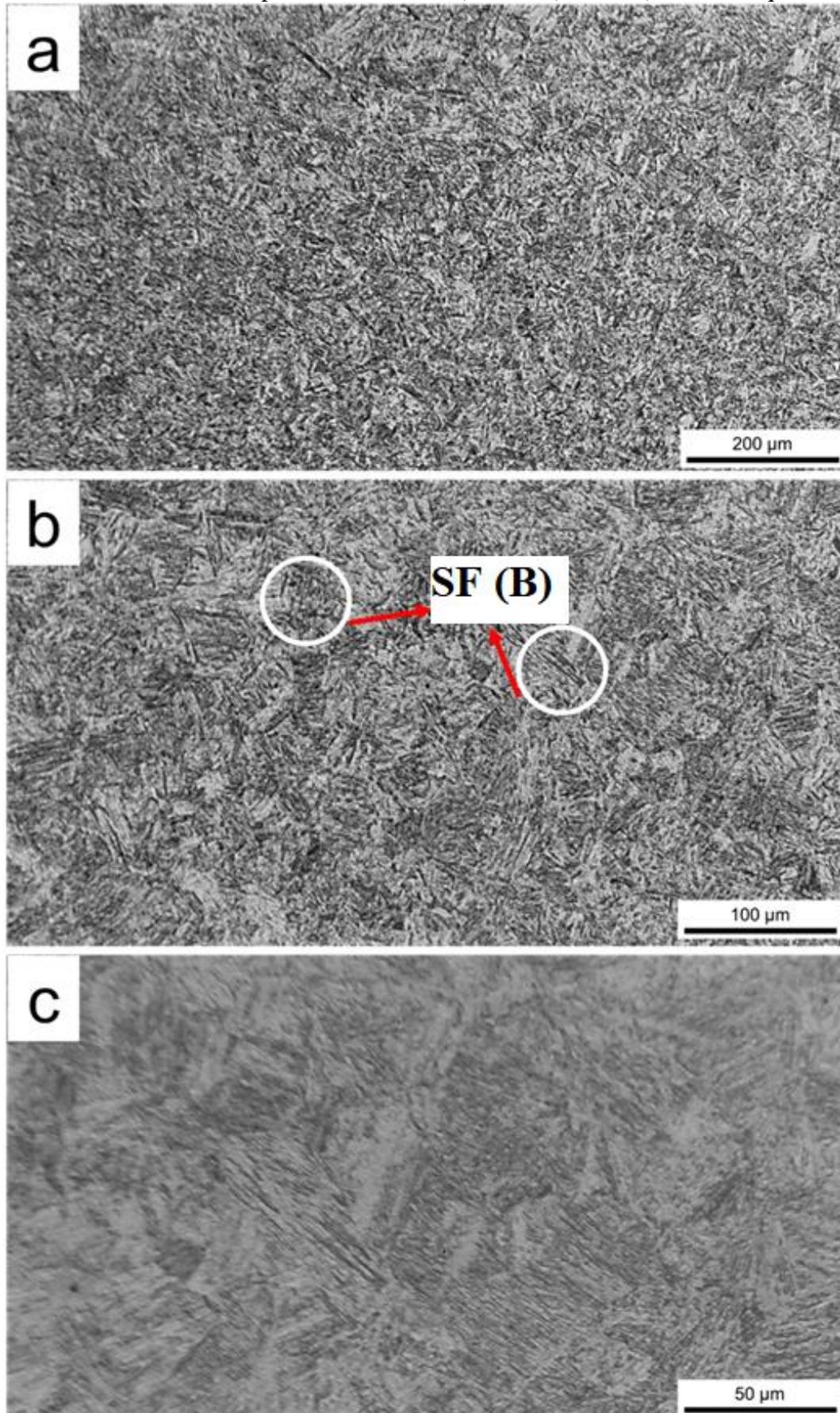
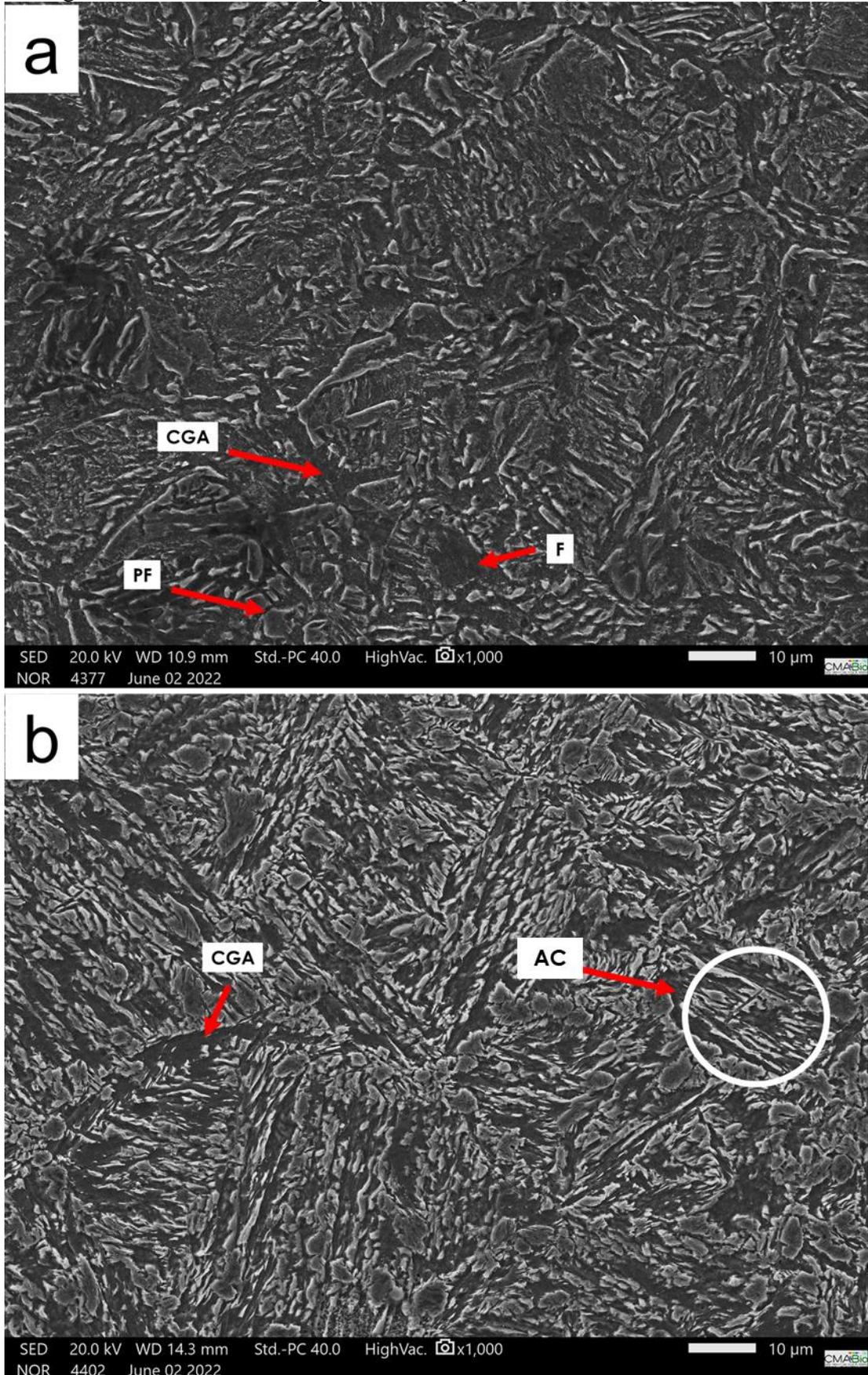


Figura 37 - Microestrutura pelo MEV do ponto B: a) CP4; b) CP14. Nital 2%.



5.4.5 Microestrutura no metal de solda (MS1 e MS2)

Observa-se nas Figura 38 e Figura 39 a microestrutura da primeira camada do metal de solda. Nota-se que os CPs resfriados ao ar (CP1 ao CP8) possuem maior quantidade de ferrita de contorno de grão, contornando o grão da austenita anterior.

Quando se tem a presença de um resfriamento acelerado com água, também altera a microestrutura do metal de solda, onde os CPs resfriados com água tiveram o tamanho das ferritas de contorno de grão reduzidas, diminuindo sua quantidade, ao qual este fenômeno possivelmente aumenta a estrutura de ferrita acicular no centro do grão da austenita anterior. Isto é, aconteceu o refino da microestrutura.

Foi observado a presença de ferrita de contorno de grão (GF), com a presença de ferrita de segunda fase alinhada (AC), ferrita poligonal (PF) e possível ferrita acicular (AF) no meio dos grãos da austenita anterior.

A primeira camada dos CPs com duas camadas (CP2, CP4, CP6, CP8, CP10, CP12, CP14 e CP16) mostraram comportamento similar aos CPs com uma camada (CP1, CP3, CP5, CP7, CP9, CP11, CP13 e CP15). Porém, a primeira camada de metal de solda dos corpos de prova com duas camadas apresentou uma microestrutura mais refinada que a segunda camada, devido ao efeito de aplicação de um novo ciclo térmico.

As demais microestruturas dos metais de solda estão disponíveis no APÊNDICE I: MICROESTRUTURAS DOS METAIS DE SOLDADA.

Figura 38 - Microestrutura pelo MEV no MS1: a) CP4; b) CP12. Aumento 500x. Nital 2 %.

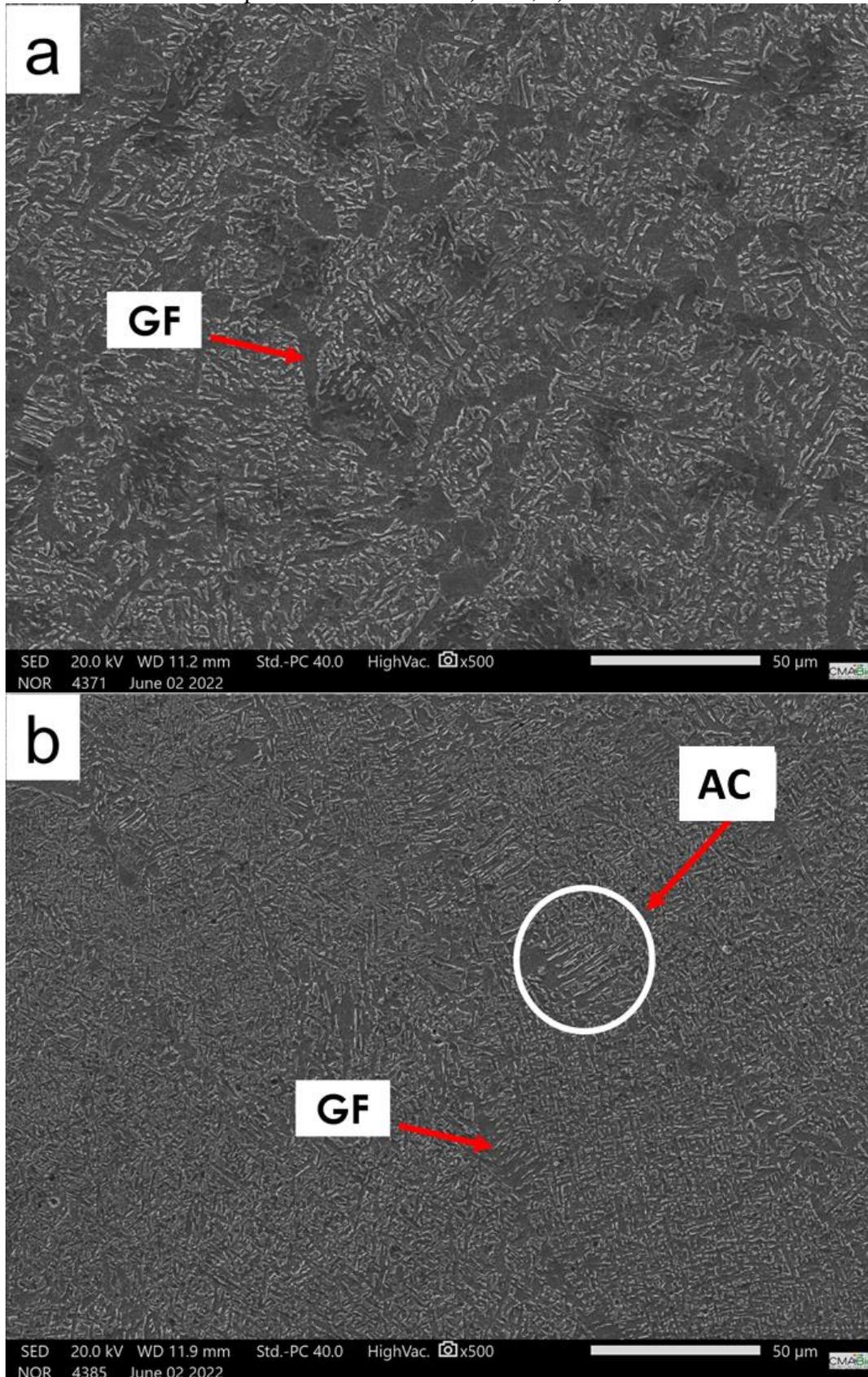
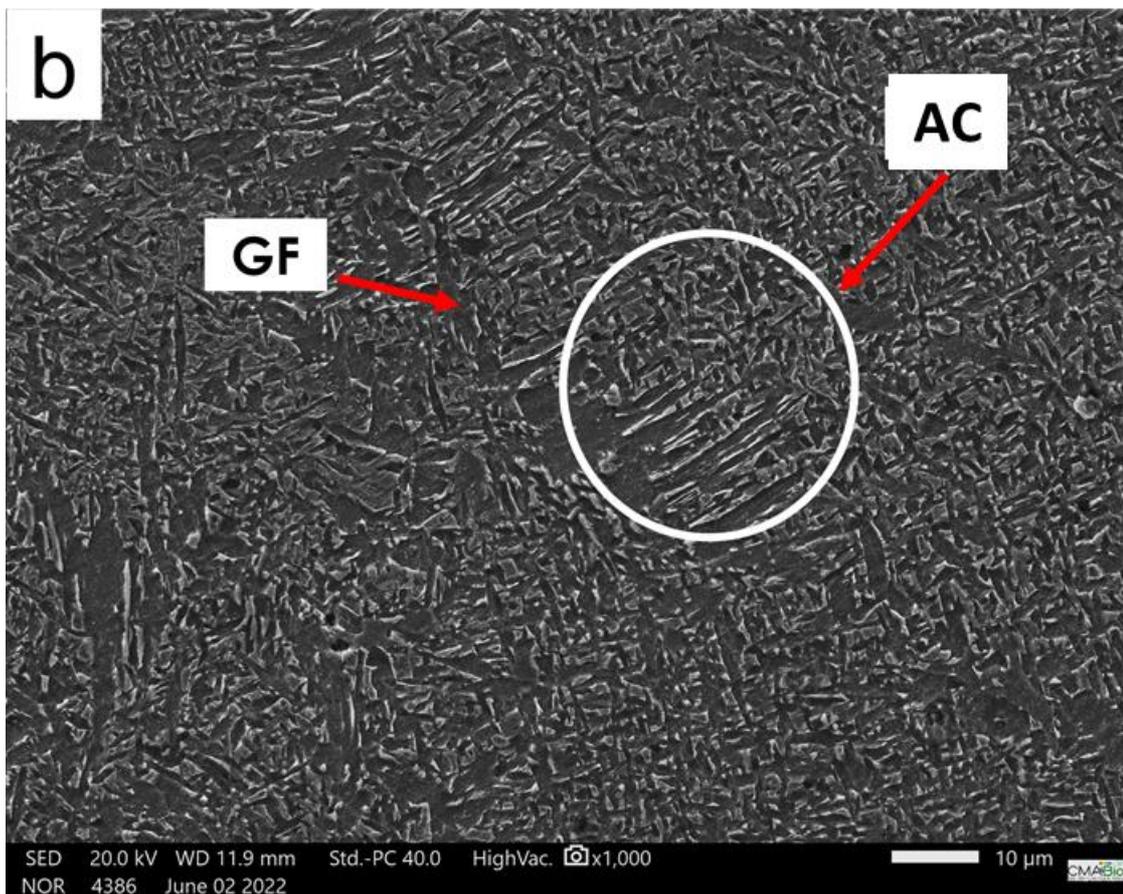
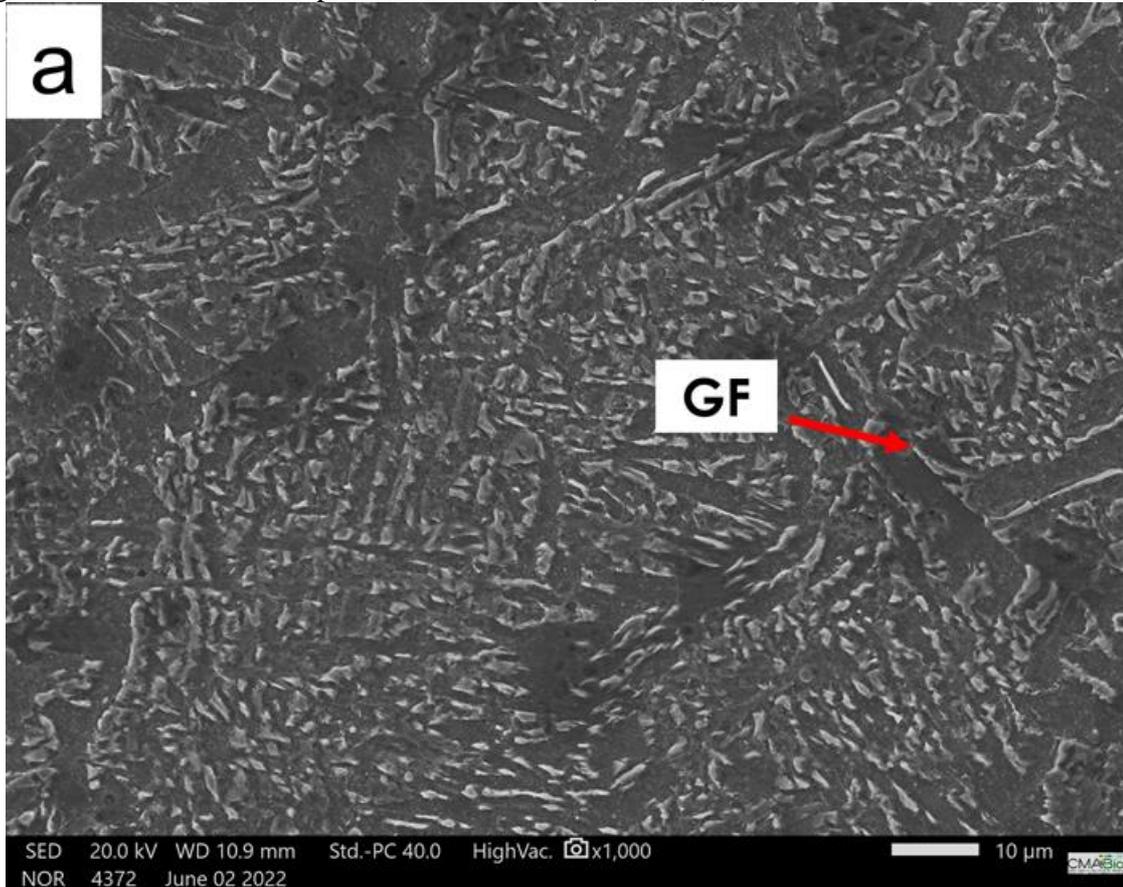


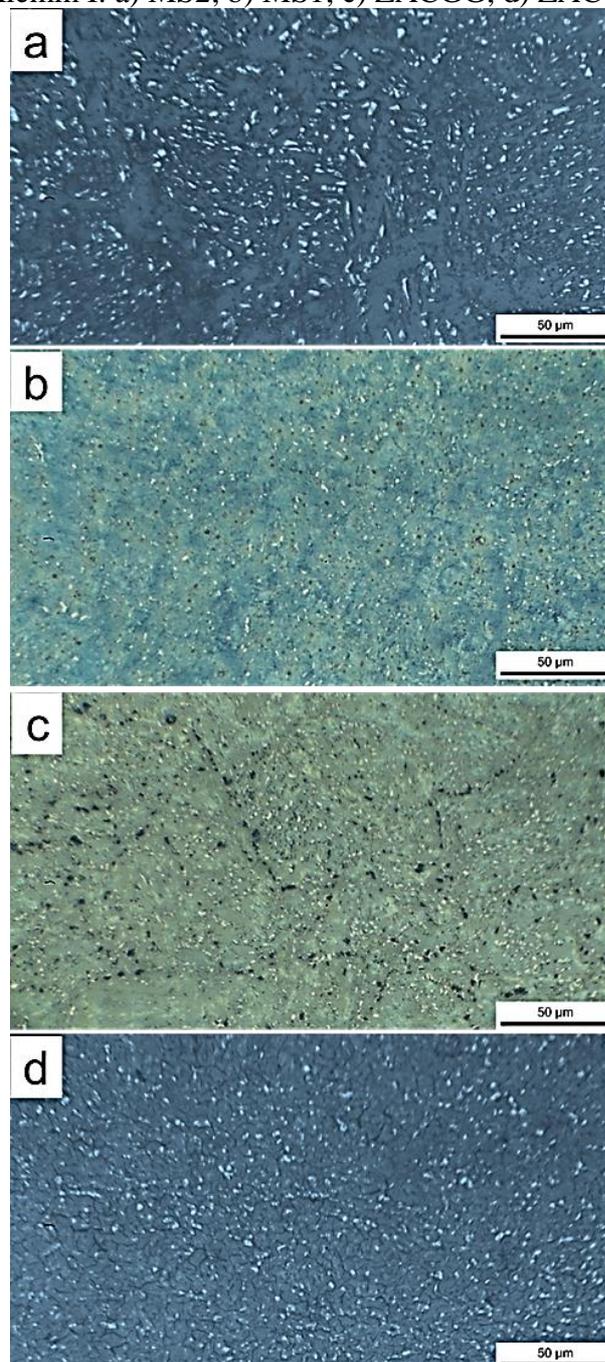
Figura 39 - Microestrutura pelo MEV no MS1: a) CP4; b) CP12. Aumento 1000x. Nital 2 %.



5.4.6 Quantificação do microconstituente Martensita-Austenita (M-A)

Nota-se, na Figura 40, as micrografias do segundo cordão de solda (MS2), do primeiro cordão de solda (MS1), da ZAC de grão grosseiro (ZACGG) e da ZAC de grão refinado (ZACGF) com a indicação do microconstituente M-A na cor branca.

Figura 40 – Microconstituente martensita-austenita (M-A) na cor branca após o ataque com Klemm I: a) MS2; b) MS1; c) ZACGG; d) ZACGF



É possível observar que a fração volumétrica das primeiras camadas do metal de solda são 26,7 % menores que a fração da segunda camada para os CPs resfriados ao ar e 27,2 % menores para os CPs resfriados com água, conforme a Figura 41. Os CPs com dois cordões de solda tiveram mais ciclos térmicos e devido ao efeito de reaquecimento, a primeira camada de solda tem menor fração volumétrica do microconstituente M-A que a segunda camada de solda.

Nota-se também que a fração volumétrica também diminui nos CPs que tiveram resfriamento com água (CP9 ao CP16). Isto se dá ao fato da quantidade do microconstituente M-A diminuir à medida que a velocidade de resfriamento aumenta [29], [67], [68].

Tendo em vista as frações volumétricas do microconstituente M-A nas ZACs (Figura 42), é possível analisar que a zona afetada de calor de grão fino (ou zona afetada pelo calor de baixa temperatura) possui maiores frações volumétricas do microconstituente M-A que a ZACGG.

A formação da austenita se dá entre as linhas A1 (temperatura de equilíbrio de início da austenitização) e A3 (temperatura de equilíbrio de fim da austenitização) e pela cinética de transformação, então pela ZACGG ter temperaturas mais elevadas e pelas diferenças nas taxas de resfriamento, pode ter acontecido a transformação do microconstituente M-A para fases termodinamicamente mais estáveis.

A quantificação do microconstituente pode ser observada no APÊNDICE G: PROCESSO DE QUANTIFICAÇÃO DO MICROCONSTITUENTE MARTENSITA-AUSTENITA ATRAVÉS DO PROGRAMA IMAGEJ.

Figura 41 - Frações volumétricas do microconstituente M-A dos metais de solda. Primeiro cordão de solda (MS1), segundo cordão de solda (MS2) e metal de base (MB).

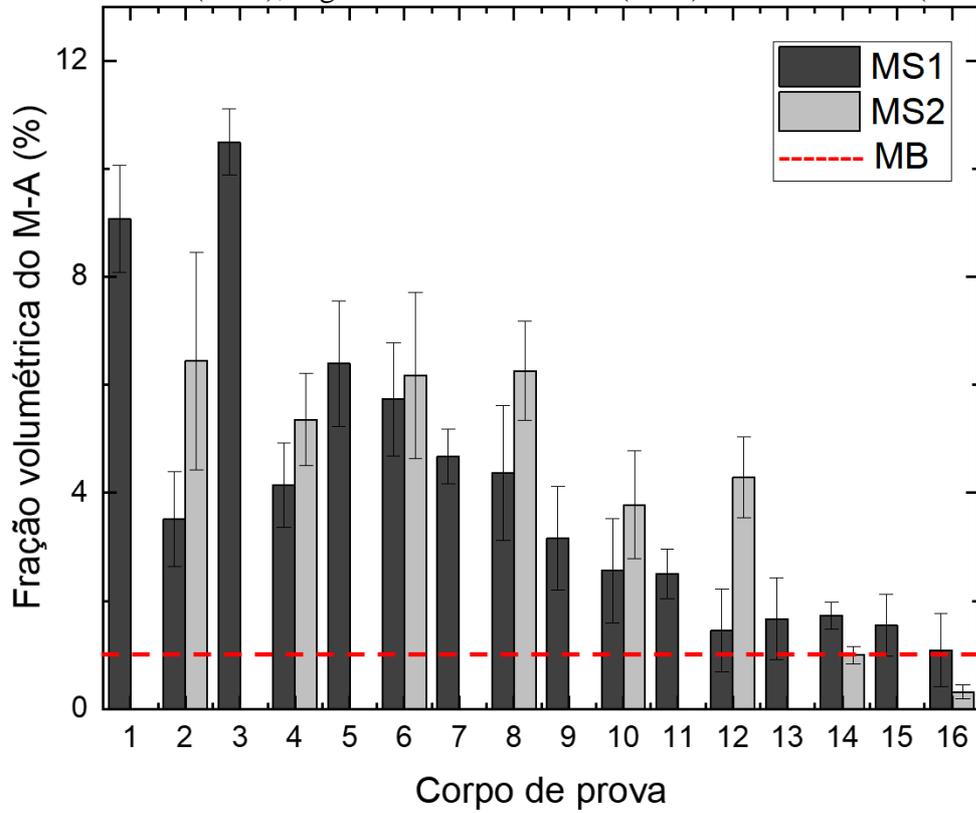
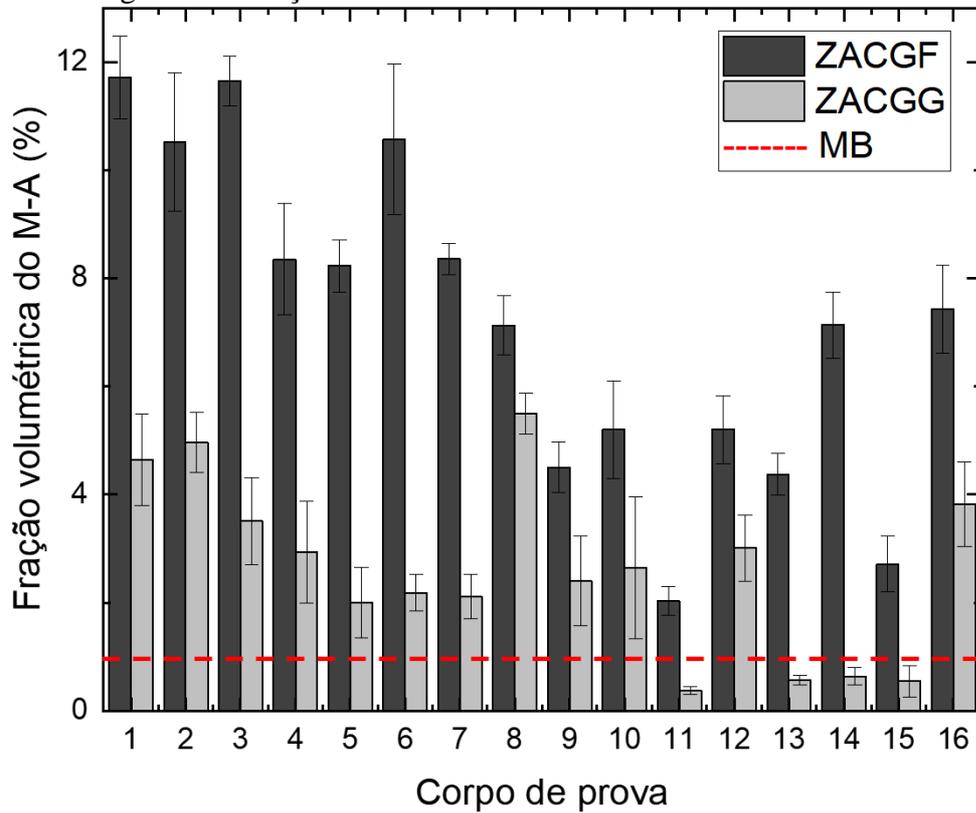


Figura 42 - Frações volumétricas de M-A dos CPs nas ZACs.



Ao ser feito a regressão linear com *Stepwise*, conforme a Tabela 8 para mensurar a forma e percentual da variável dependente ser explicada pelas variáveis independentes, obteve um resultado a ser visto com cautela, porém satisfatório. Para as equações (Tabela 9), foi utilizado os fatores: tipo de resfriamento (T.R.), número de cordões de solda (N.C.) e espessura recuperada (E.R.).

Tabela 8 - Dados da regressão *Stepwise* para a fração volumétrica do microconstituente M-A.

Local	R ²	R ² ajustado	R ² predito
ZACGF	65,91	63,47	55,47
ZACGG	45,60	37,24	17,60
MS1-2*	79,68	76,30	63,88
MS2	68,88	63,69	44,67

* 1ª camada do metal de solda para somente os CPs com duas camadas.

Tabela 9 - Equações de regressão *Stepwise* para o microconstituente M-A.

Local	Equação de regressão <i>Stepwise</i>
ZACGF	$M - A \text{ ZACGF} (\%) = 4,824 + (0 * T.R. \text{ água}) + (4,741 * T.R. \text{ ar})$
ZACGG	$M - A \text{ ZACGG} (\%) = 1,156 + (0 * T.R. \text{ água}) + (1,729 * T.R. \text{ ar}) + (0 * N.C. 1) + (1,194 * N.C. 2)$
MS1-2*	$M - A \text{ MS1} - 2 (\%) = 1,71 + (0 * T.R. \text{ água}) + (2,728 T.R. \text{ ar})$
MS2	$M - A \text{ MS2} (\%) = 2,347 + (0 * T.R. \text{ água}) + (3,71 * T.R. \text{ ar})$

5.4.6.1 Influência de fatores – M-A da ZACGF

Foi realizado a comparação entre médias (Figura 43). Observa-se que de forma geral, os CPs resfriados ao ar apresentam diferença significativa e com valores maiores quando comparados ao CPs com resfriamento acelerado.

Observa-se que o fator mais influente é o tipo de resfriamento utilizado. Nota-se também que em relação a espessura recuperada e número de camadas não há diferenças significativas,

ao qual a diferença de número de camadas (N.C.) e espessura recuperada (E.R.) são pequenas (Figura 44).

Mesmo alguns CPs possuindo maior quantidade de massa (com 25% E.R.) para extração de calor, a formação do microconstituente M-A acontece com a combinação da faixa de temperatura (entre as linhas A1 e A3) e o tempo de permanência nestas temperaturas, então é provável que a diferença do tempo entre os CPs foi mínima, ao ponto de não ter grandes diferenças, além da ZACGF estar afastada da fonte de calor.

A mesma analogia pode ser dita para o N.C., ao qual o efeito de reaquecimento não mostrou diferença devido ao ponto estar afastado da fonte de calor da soldagem. Há interação conjunta apenas do T.R. x N.C. e Energia de Soldagem x N.C. Figura 45.

Figura 43 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas da ZACGF.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP1-ZACGF	5	11,718	A
CP3-ZACGF	5	11,650	A
CP6-ZACGF	5	10,568	A
CP2-ZACGF	5	10,520	A
CP7-ZACGF	5	8,356	B
CP4-ZACGF	5	8,352	B
CP5-ZACGF	5	8,230	B
CP16-ZACGF	5	7,430	B
CP14-ZACGF	5	7,134	B
CP8-ZACGF	5	7,128	B
CP12-ZACGF	5	5,204	C
CP10-ZACGF	5	5,202	C
CP9-ZACGF	5	4,502	C
CP13-ZACGF	5	4,374	C D
CP15-ZACGF	5	2,714	D E
CP11-ZACGF	5	1,834	E
MB	5	1,0320	E

T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Figura 44 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A na ZACGF.

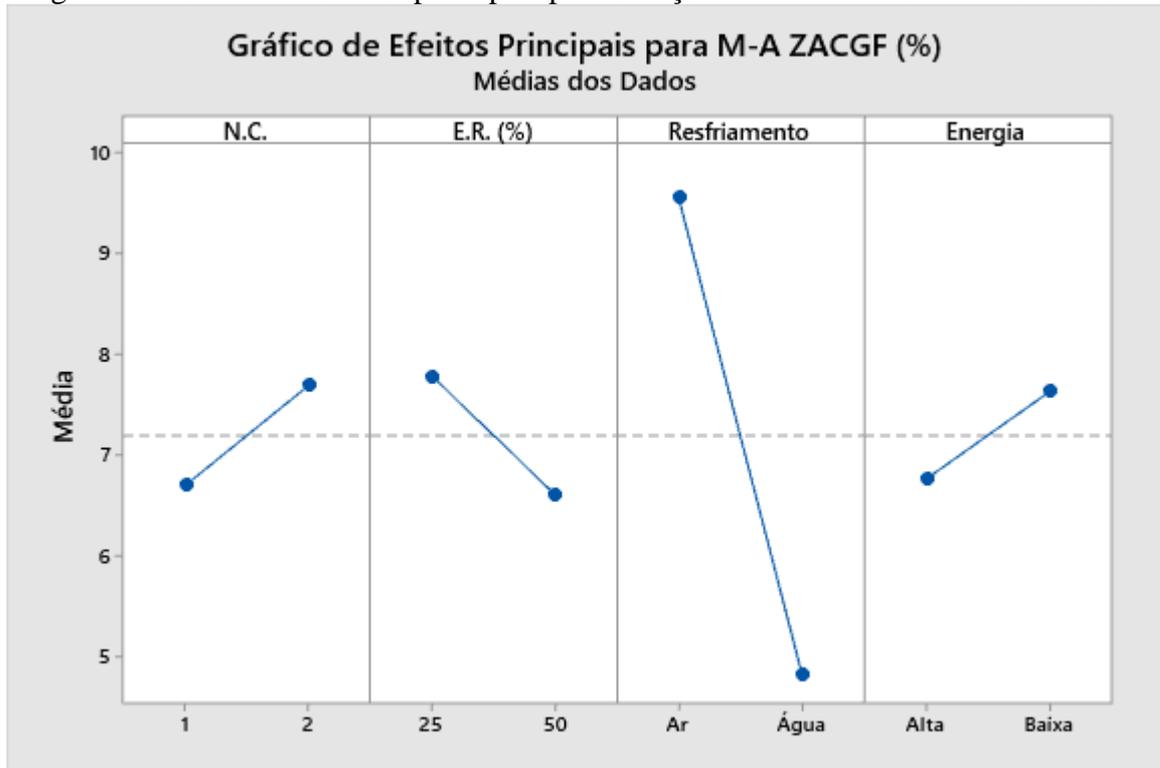
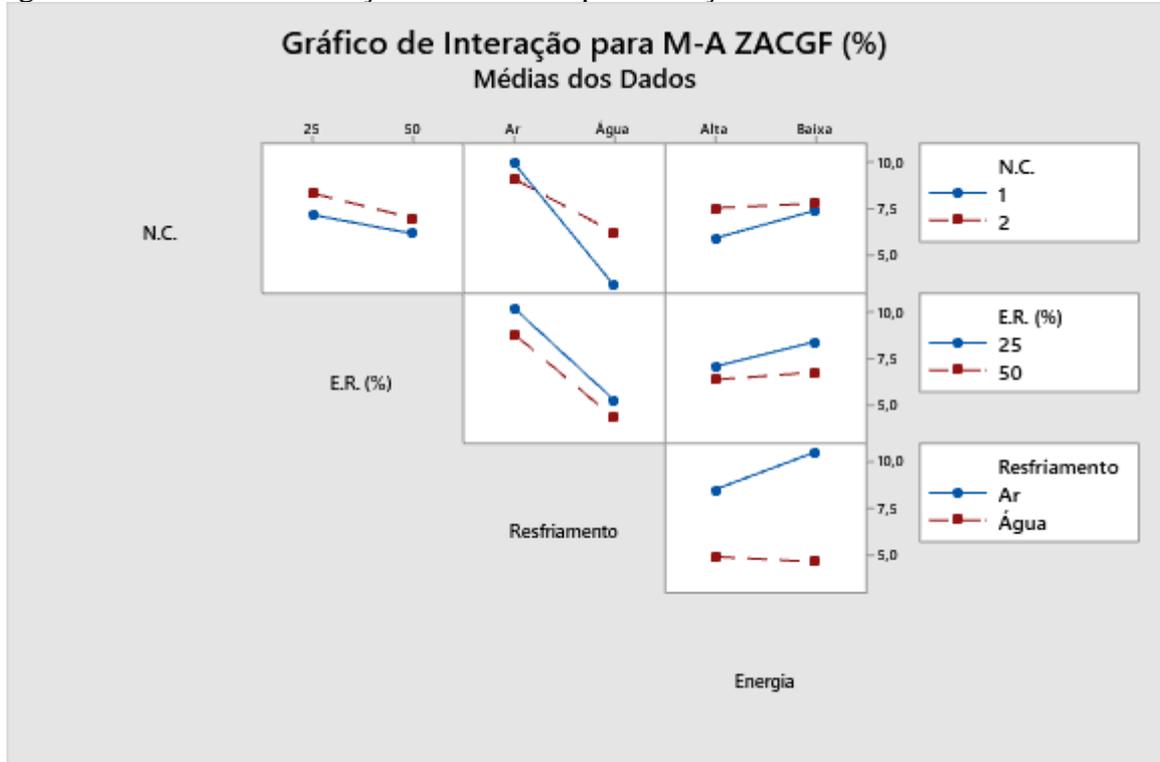


Figura 45 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A na ZACGF.



5.4.6.2 Influência de fatores – M-A da ZACGG

Nota-se na Figura 46 as comparações entre as médias. Conforme citado anteriormente, pela ZACGG ter temperaturas mais elevadas, a fração do microconstituente M-A na ZACGG é menor. Neste ponto em específico não há um padrão, complementado pelos valores de R^2 . Isto pode se dar ao fato de diversos fatores influenciando simultaneamente esta região complexa, não sendo possível analisar as variáveis dependentes explicadas pelas variáveis independentes, assim como gerar um modelo preditivo. Devido aos baixos valores de R^2 , não foi realizado a influência de fatores principais nem interação entre fatores.

Figura 46 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas da ZACGG.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP8-ZACGG	5	5,502	A
CP2-ZACGG	5	4,958	A B
CP1-ZACGG	5	4,640	A B
CP16-ZACGG	5	3,824	B C
CP3-ZACGG	5	3,512	B C D
CP12-ZACGG	5	3,016	C D E
CP4-ZACGG	5	2,934	C D E
CP10-ZACGG	5	2,650	C D E
CP9-ZACGG	5	2,398	C D E F
CP6-ZACGG	5	2,186	D E F
CP7-ZACGG	5	2,114	D E F
CP5-ZACGG	5	2,002	E F G
MB	5	1,0320	F G H
CP14-ZACGG	5	0,6400	G H
CP13-ZACGG	5	0,5660	G H
CP15-ZACGG	5	0,548	H
CP11-ZACGG	5	0,3760	H

T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.4.6.3 Influência de fatores – M-A do MS1

Nota-se um padrão ao ser avaliado as diferenças entre médias (Figura 47), onde os oito primeiros CPs são os que foram resfriados ao ar, seguidos pelos resfriados com água, corroborando com as microestruturas ópticas e ciclos térmicos, ao qual a fração volumétrica do constituinte M-A diminui com o aumento da taxa de resfriamento [68].

Verifica-se também que, com exceção do CP9, não há amostra resfriada com água com diferença significativa do metal de base, e todas as amostras resfriadas ao ar são significativamente diferentes do metal de base (Figura 47).

Pelo local analisado ser a primeira camada do metal depositado, não há efeito causado pelo número de camadas (N.C.). Os valores de energia (baixa ou alta) e espessura recuperada (E.R.) apresentaram pouco efeito.

Através da microscopia óptica, as frações volumétricas de M-A não tiveram diferenças ao ser analisado a espessura recuperada, corroborando com a baixa influência de E.R. (Figura 48).

Como era esperado, o efeito principal para a fração volumétrica do microconstituinte M-A na primeira camada é o tipo de resfriamento, pelo mesmo motivo citado anteriormente no trabalho. Não houve interação entre os fatores analisados, conforme a Figura 49.

Figura 47 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas do MS1.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP3-MS1	5	10,494	A
CP1-MS1	5	9,068	A
CP5-MS1	5	6,394	B
CP6-MS1	5	5,734	B C
CP7-MS1	5	4,680	B C D
CP8-MS1	5	4,368	C D E
CP4-MS1	5	4,142	C D E F
CP2-MS1	5	3,514	D E F G
CP9-MS1	5	3,158	D E F G H
CP10-MS1	5	2,560	E F G H I
CP11-MS1	5	2,498	F G H I
CP14-MS1	5	1,730	G H I
CP13-MS1	5	1,672	H I
CP15-MS1	5	1,556	H I
CP12-MS1	5	1,456	H I
CP16-MS1	5	1,090	I
MB	5	1,0320	I

T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Figura 48 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A no MS1-2.

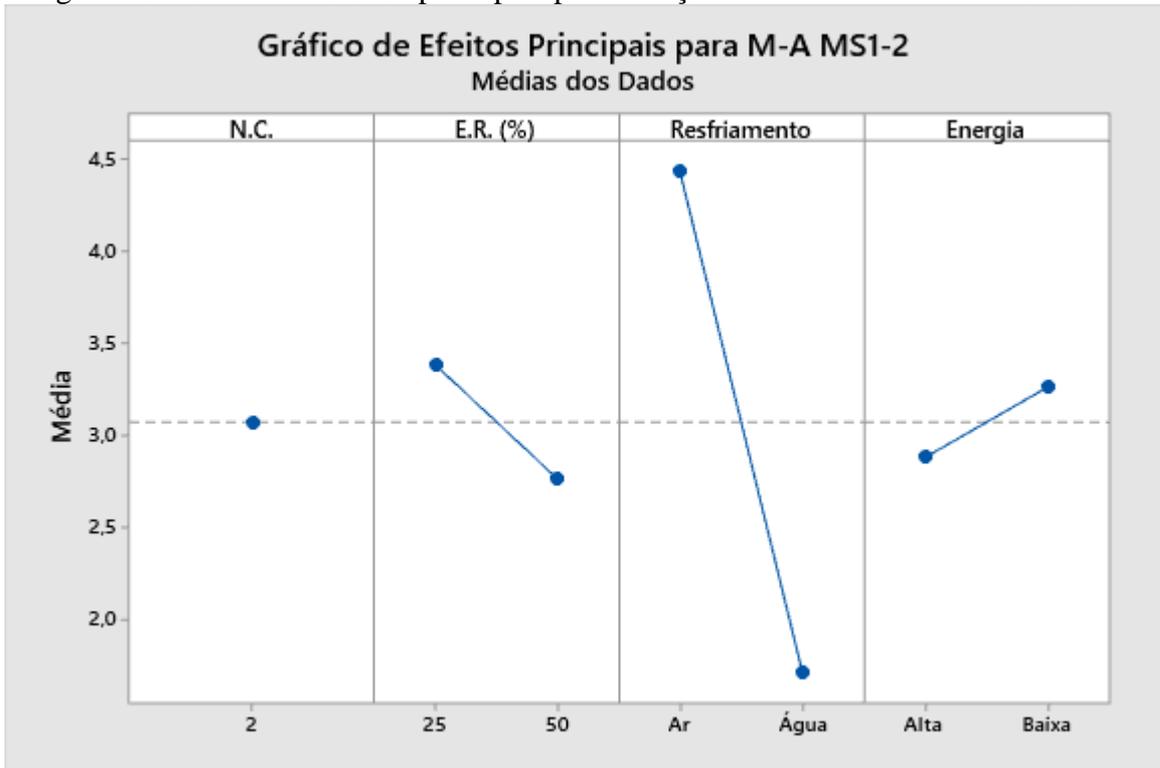
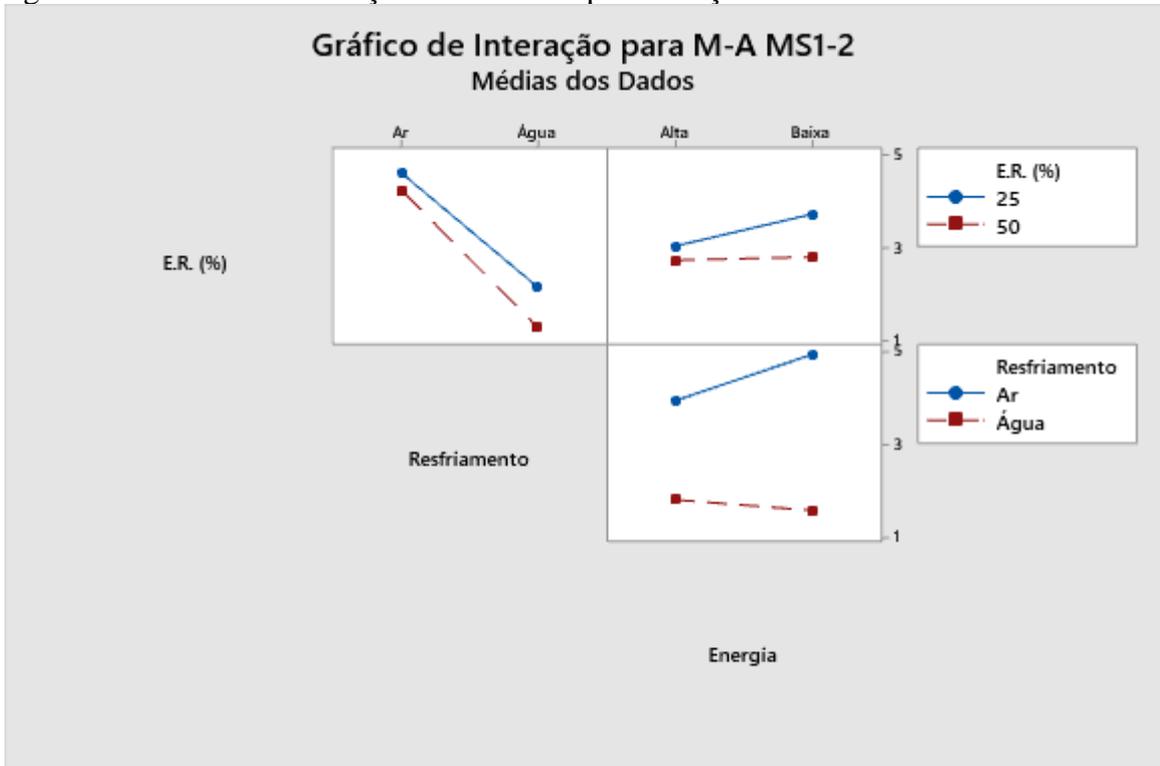


Figura 49 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A no MS1-2.



5.4.6.4 Influência de fatores – M-A do MS2

Foi realizado a comparação entre as médias, conforme a Figura 50. Nota-se que os maiores valores são dos CPs resfriados ao ar. Ao variar apenas os valores de espessura recuperada (CP2-CP4; CP6-CP8; CP10-CP12; CP14-CP16), não há diferenças significativas entre os valores, o que corrobora com o gráfico de efeitos principais (Figura 51).

Embora há diferenças significativas variando o tipo de energia de soldagem (Figura 50), conforme a Tabela 7 (CP2-CP6; CP4-CP8; CP10-CP14; CP12-CP16), a energia não teve efeito no valor da fração volumétrica do microconstituente M-A (Figura 51).

Nota-se que o único efeito principal é o tipo de resfriamento (Figura 51), com o motivo explicado em tópicos anteriores.

Figura 50 - Comparação estatística entre as médias dos valores de frações volumétricas do MS2.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP2-MS2	5	6,436	A
CP8-MS2	5	6,260	A
CP6-MS2	5	6,172	A
CP4-MS2	5	5,362	A B
CP12-MS2	5	4,290	A B
CP10-MS2	5	3,778	B
MB	5	1,0320	C
CP14-MS2	5	1,0000	C
CP16-MS2	5	0,3060	C

T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Figura 51 - Gráfico de efeitos principais para a fração volumétrica do M-A no MS2.

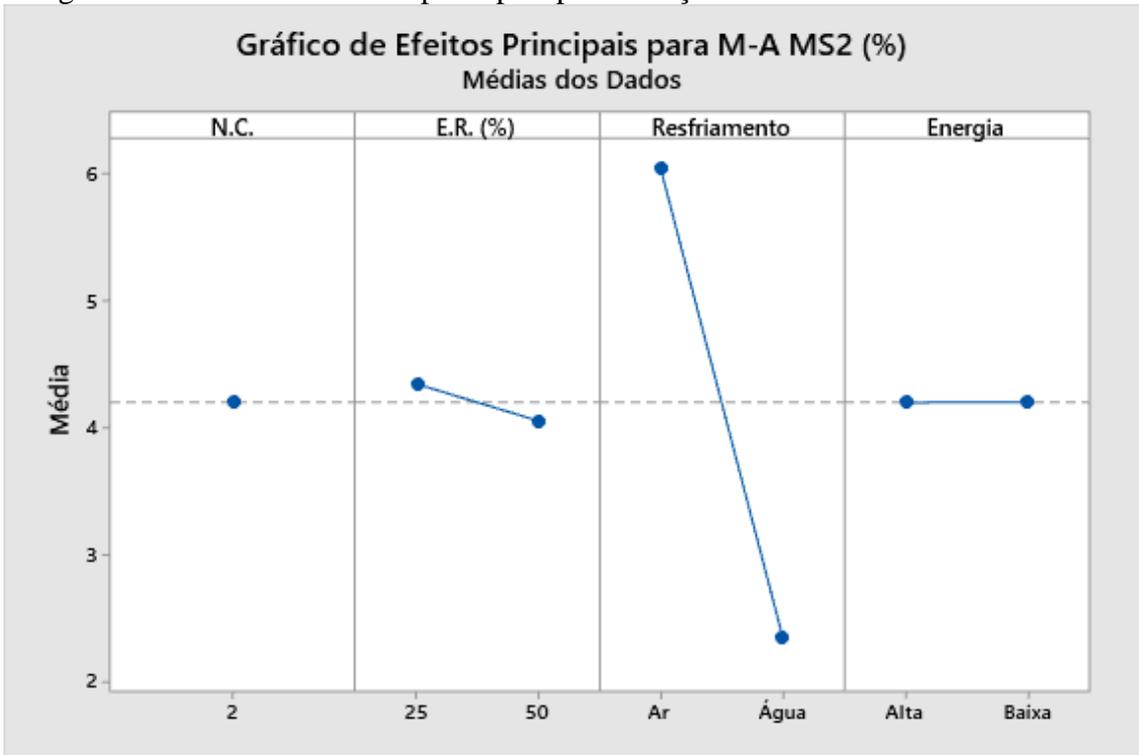
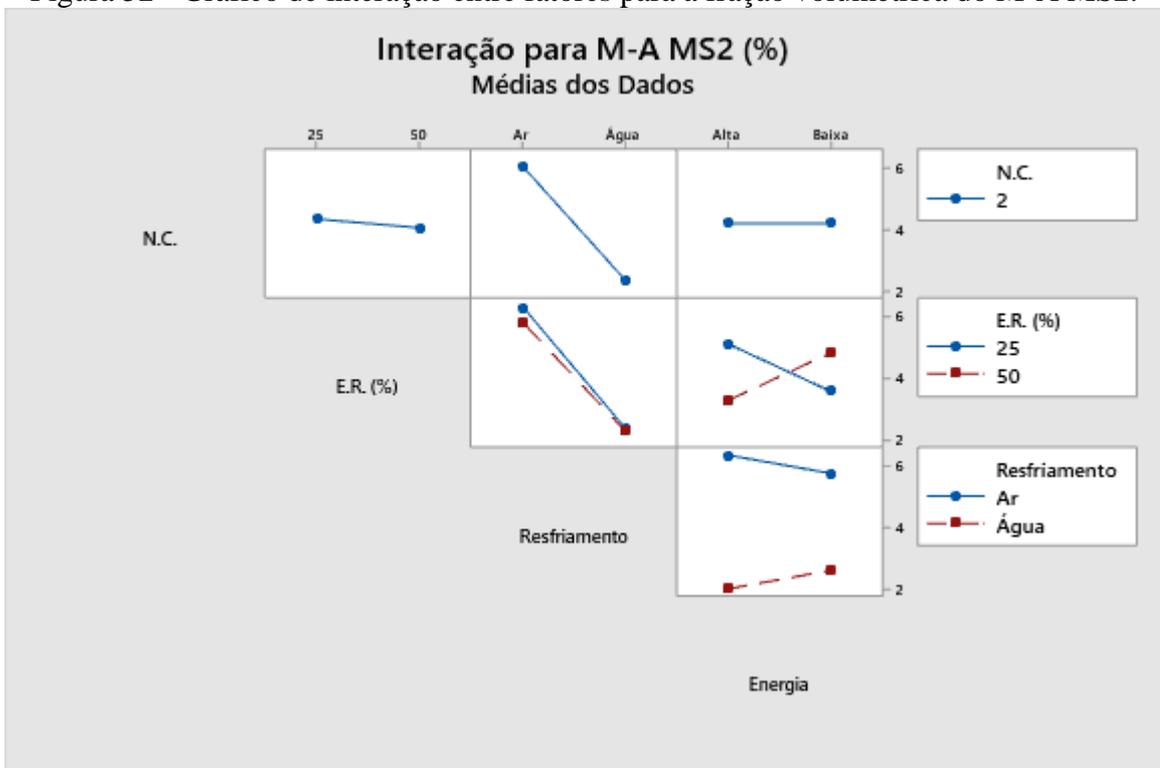


Figura 52 - Gráfico de interação entre fatores para a fração volumétrica do M-A MS2.



5.5 IMPACTO CHARPY V

5.5.1 Energia absorvida no impacto

O gráfico de energia absorvida se encontra na Figura 53. Pode-se observar que os CPs que tiveram resfriamento acelerado possuíram menores valores de energia absorvida.

Essa relação de energia absorvida com o tipo de resfriamento está relacionada com o tipo de resfriamento que as amostras sofreram. Conforme visto nas microestruturas, os CPs resfriados com água possuíram uma microestrutura mais refinada, ao qual eleva a resistência mecânica, porém deixa o material mais frágil (pouca ou nenhuma deformação plástica), ocasionando em menor quantidade de energia que esse material absorve.

Nota-se na Figura 54, que os CP2 e CP8, ambos resfriados ao ar, possuem a predominância de deformações plásticas em detrimento da propagação de trinca, onde tem mais de um sistema de escorregamento. Nas fraturas dúcteis, pode-se perceber uma maior resistência à ruptura, ocasionando o coalescimento de microcavidades, causando as deformações plásticas antes da fratura.

Nos CP10 e CP16, ambos resfriados com água, é possível notar planos de clivagem, ocorrendo pela baixa absorção de energia, causando pouca ou nenhuma deformação plástica.

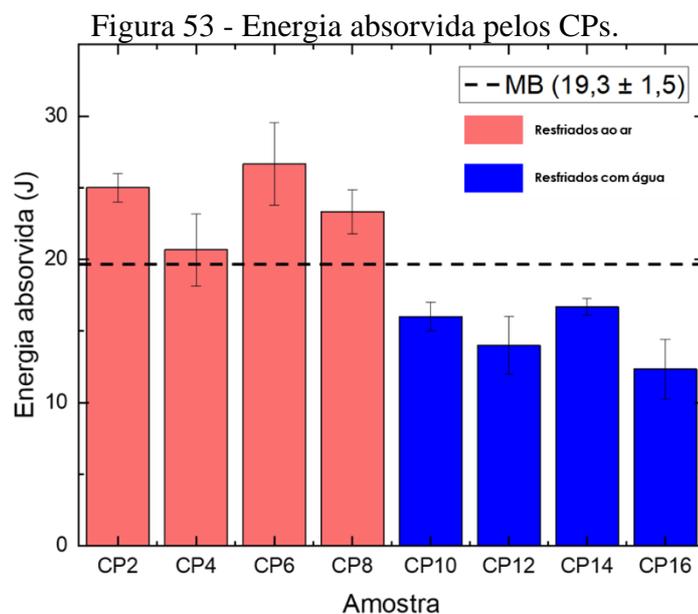
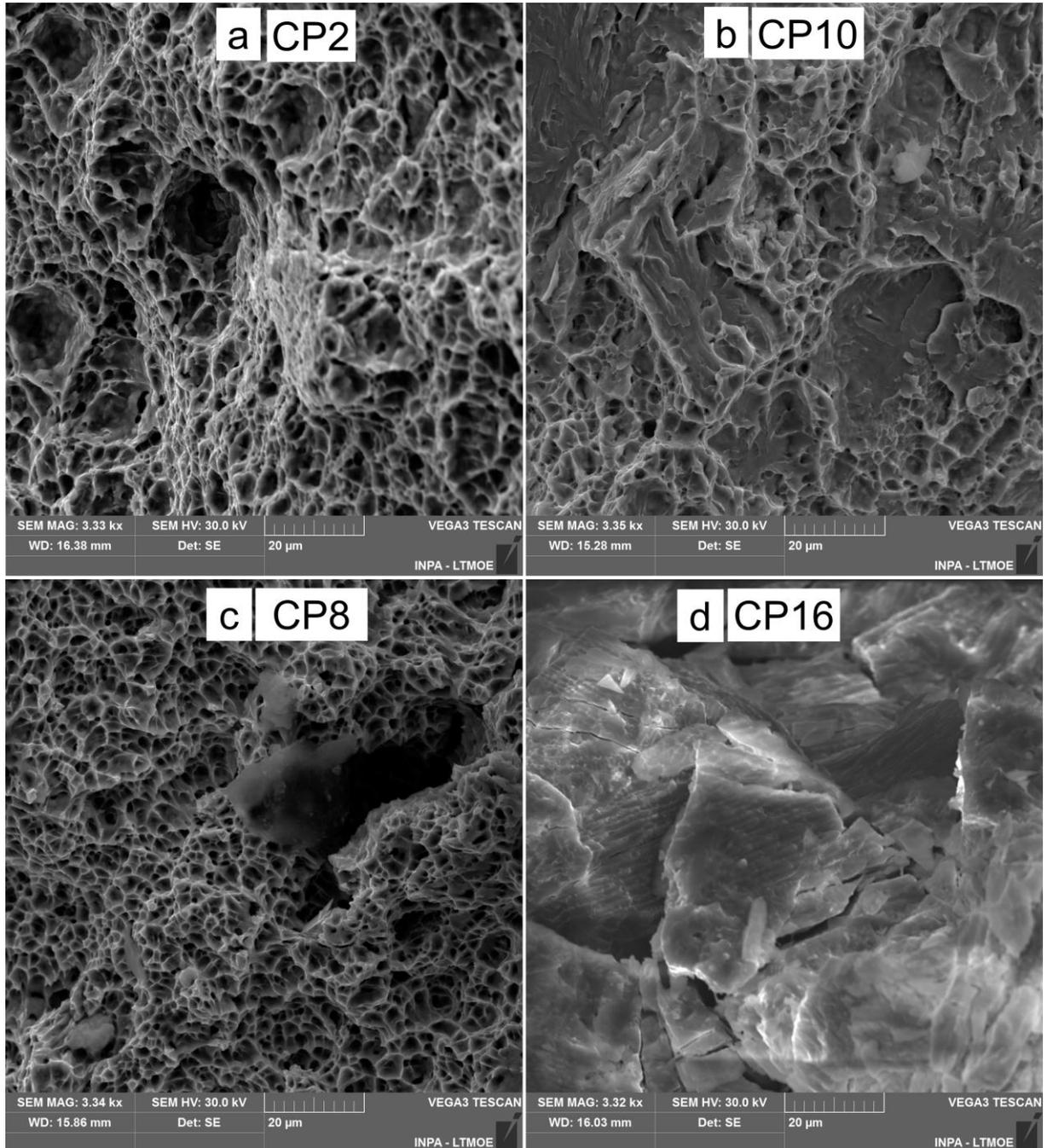


Figura 54 - Fractografias dos ensaios de impacto Charpy V: a) CP2; b) CP10; c) CP8; d) CP16.



Foi realizado a comparação entre médias, conforme a Figura 55. Pode-se observar uma sequência nos valores de energia absorvida, aos quais os quatro primeiros valores são os maiores valores referentes aos CPs resfriados ao ar, que possuem uma fractografia de comportamento dúctil e uma microestrutura mais grosseira e ordenada, devido aos seus ciclos térmicos, o que também ocasiona em uma maior área da ZAC.

Os valores durante a análise de regressão foram obtidos, com o R^2 sendo de 97,81 % e R^2 ajustado de 84,67 %. Ao ser realizado o *Stepwise*, foram obtidos melhores valores: R^2 97 %; R^2 ajustado 95,80 % e R^2 predito 92,32 %, sendo assim, foi realizado o gráfico de efeitos principais e interação entre fatores.

Figura 55 - Comparação estatística entre as médias dos valores de energia absorvida.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança			
Amostra	N	Média	Agrupamento
CP6	3	26,67	A
CP2	3	25,000	A B
CP8	3	23,333	A B C
CP4	3	20,67	B C D
MB	3	19,333	C D
CP14	3	16,667	D E
CP10	3	16,000	D E
CP12	3	14,00	E
CP16	3	12,33	E

T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

Pode ser observado que o efeito principal nos valores de resposta de energia absorvida foi o tipo de resfriamento, conforme a Figura 56. O resultado era esperado, devido aos CPs com resfriamento contínuo apresentarem uma forma de fratura frágil, causada pelo refino da microestrutura do ciclo térmico menor, graças a maiores taxas de resfriamento.

Pode-se notar também uma influência na espessura recuperada, porém a mesma não apresentou diferença significativa, conforme mostrado anteriormente. Porém, de forma qualitativa, CPs com 50 % de espessura recuperada apresentam uma quantidade nominal menor de massa, fazendo com que tenha menos energia para absorver.

Por ser utilizado apenas corpos de prova com duas camadas, devido aos de uma camada não atenderem a norma, o mesmo não possui influência por não haver participação.

Por fim, foi realizado a interação entre fatores, conforme a Figura 57. Nota-se que não há trabalho em conjunto para os valores de energia absorvida.

Figura 56 - Gráfico de efeitos principais para a energia absorvida no impacto Charpy V.

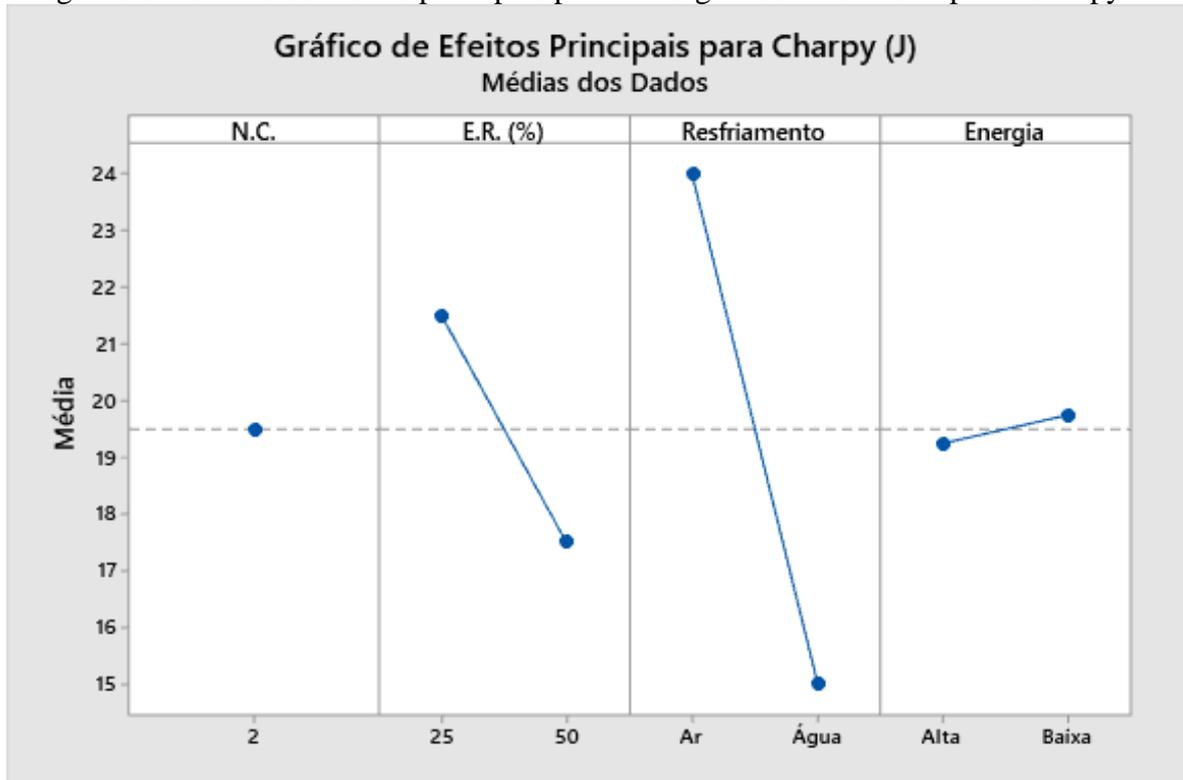
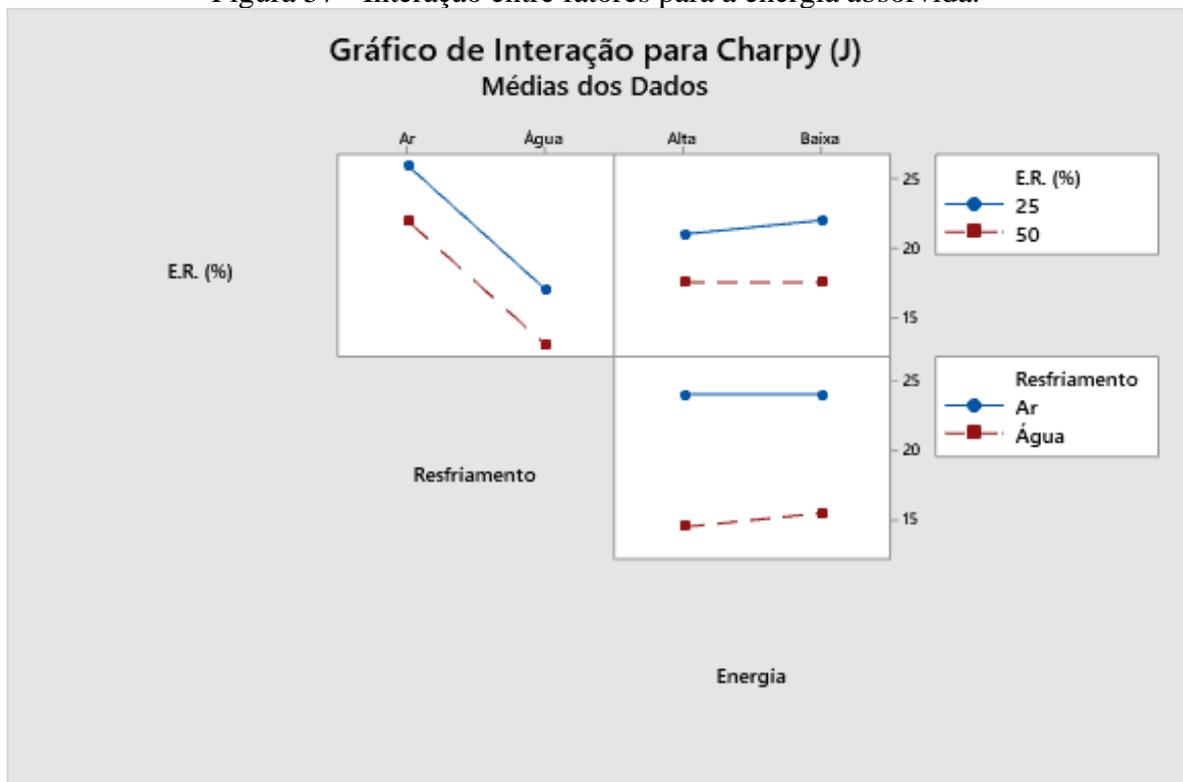


Figura 57 - Interação entre fatores para a energia absorvida.



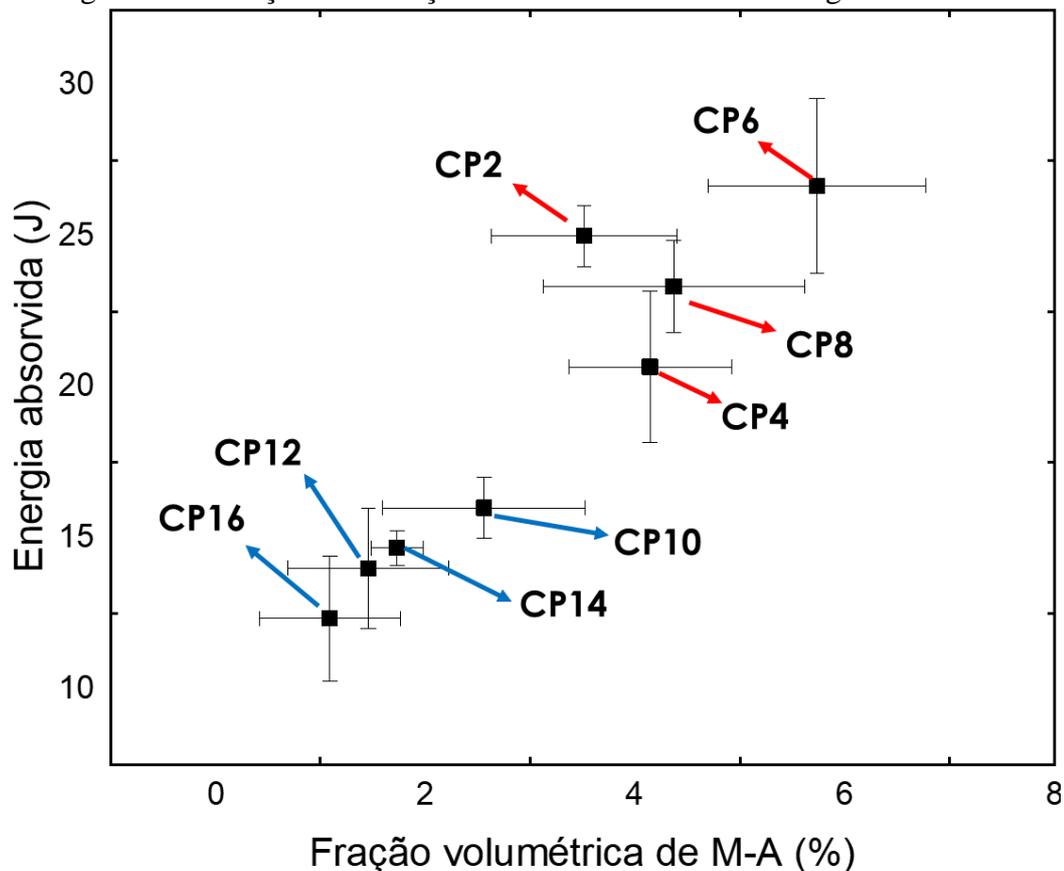
5.5.2 Relação entre energia absorvida e fração volumétrica de M-A

Com o intuito de estudar a relação da energia que o material absorve durante o impacto Charpy e a fração volumétrica do microconstituente M-A, foi realizado o gráfico da Figura 58. Observa-se que a perda de tenacidade ao entalhe corresponde ao aumento da fração volumétrica do M-A. Este fenômeno pode ocorrer devido ao M-A diminuir os valores de tenacidade, causando a dificuldade de propagação de trincas durante o ensaio.

A única variável que mostrou ter relevância foi o tipo de resfriamento, pois este diminui a fração volumétrica de M-A, causando menores valores de energia absorvida.

Ressalta-se que o ensaio de impacto realizado foi feito com o 50 % do entalhe no metal de solda e 50 % na ZAC. A presença do microconstituente M-A em todas as regiões pode ter influenciado no resultado da relação entre o microconstituente M-A e a energia absorvida.

Figura 58 - Relação entre fração volumétrica de M-A e energia absorvida.



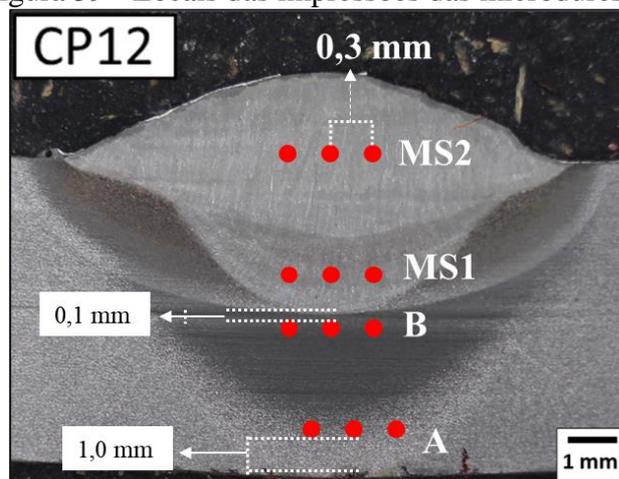
5.6 MICRODUREZAS

Para ressaltar o entendimento dos dados, na Tabela 10 possui as legendas e significados, ilustrados na Figura 59.

Tabela 10 - Nomenclatura das legendas.

Legenda	Significado
A	Microdurezas a 1,0 mm da face oposta
B	Microdurezas na ZAC a 0,1 mm da zona de ligação
MS1	Microdurezas na 1ª camada do metal de solda
MS2	Microdurezas na 2ª camada do metal de solda

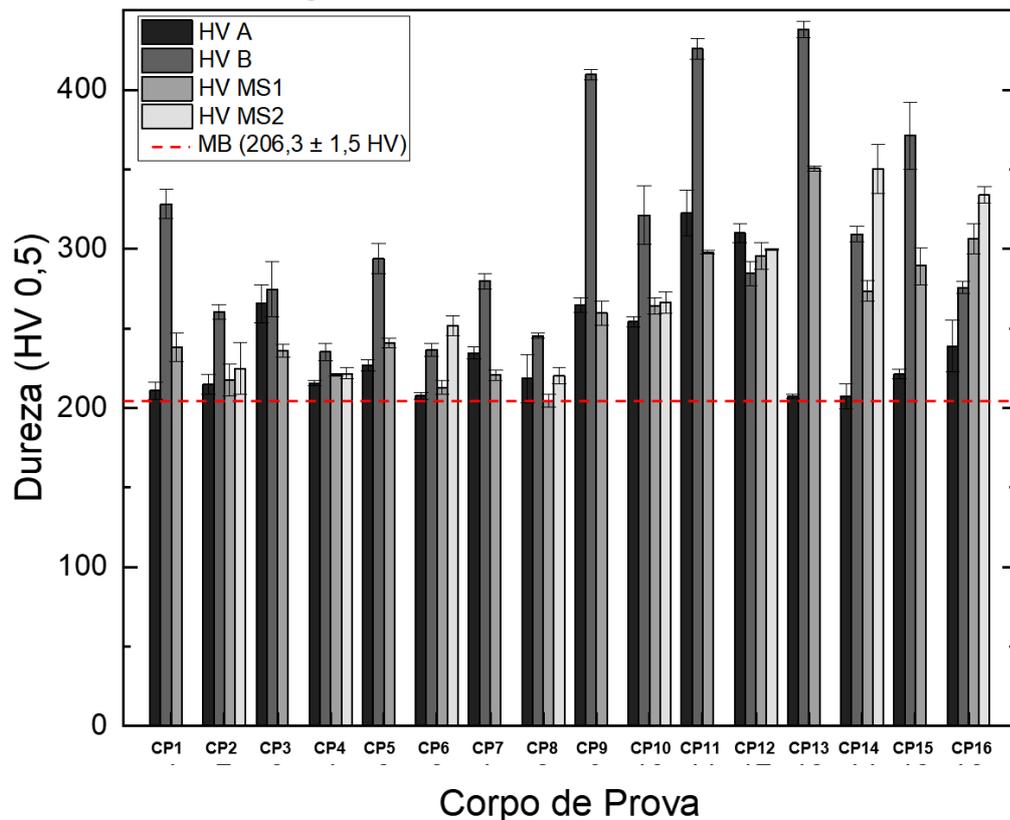
Figura 59 - Locais das impressões das microdurezas.



Nota-se na Figura 60 os resultados dos valores de dureza Vickers (HV 0,5), onde grande parte das amostras tiveram a dureza modificada após o processo de soldagem. Embora macroestruturalmente e microestruturalmente no ponto A não tenha alterações significativas do metal de base, principalmente aos CPs resfriados com água, o calor da soldagem influenciou nas suas propriedades, alterando e elevando a dureza neste ponto.

Os CPs que tiveram resfriamento acelerados (CP9 ao CP16) tiveram durezas maiores quando comparados com seus similares resfriados ao ar (CP1 ao CP8), aumentando em média 13 % no ponto A, 31,3 % no ponto B, 30,5 % no MS1 e 36 % no MS2.

Figura 60 – Valor de dureza dos CPs.



5.6.1 Análise de microdureza: ponto A (1,0 mm da face oposta)

Na Figura 61, tem-se as medidas de dureza do ponto A dos CPS e do metal de base como referência. É possível observar que o CP11 (1 N.C., 50% E.R, T.R. água) e CP12 (2 N.C., 50 % E.R, T.R. água) obtiveram maior valor de dureza em relação aos demais.

Pode-se afirmar que são significativamente diferentes do metal de base, sendo possível afirmar que a soldagem interferiu nas propriedades mecânicas do material neste ponto, porém, eles não apresentam diferença significativa no intervalo de confiança de 95 % quando comparados entre si, analisado pelo método de Tukey (Figura 62).

Ao fixar todos os fatores, com exceção do tipo de resfriamento, o único par em que ambos tiveram diferença significativa do metal de base foi o par CP3-CP11 (1 N.C., 50 % E.R.).

A dureza do CP11 aumentou em 21 % comparado ao CP3 e aumentou 58 % comparado ao metal de base. Já a dureza do CP3 aumentou em 30 % em relação a dureza do metal de base. A dureza do CP12 (2 N.C., 50 % E.R., T.R. água) é superior ao metal de base em 52%.

O ciclo térmico de soldagem também teve influência significativa, onde embora estes CPs não apresentaram mudanças microestruturais pelas técnicas apresentadas, aumentaram a dureza comparado ao metal de base, nos CP9, CP10, CP16 e CP7, sendo superior, respectivamente, em 30 %, 23,4 %, 17 % e 15 %,

Quando comparados em função ao número de camadas (N.C.), é possível notar um singelo aumento nos CPs com uma camada comparado aos CPs de duas camadas. Isto pode estar relacionado ao novo ciclo térmico que os CPs tiveram, onde o efeito de reaquecimento tenha dado uma característica similar ao efeito de revenimento, que por estar afastado a fonte de calor, a relação tempo x temperatura, importante para as transformações de fases, tem seu efeito reduzido, assim como menores espessuras possam ter causado maiores temperaturas localizadas.

De forma geral, para os CPs com aumento significativo de dureza quando comparados com o metal de base, o valor de dureza aumentou em média 32,4 %.

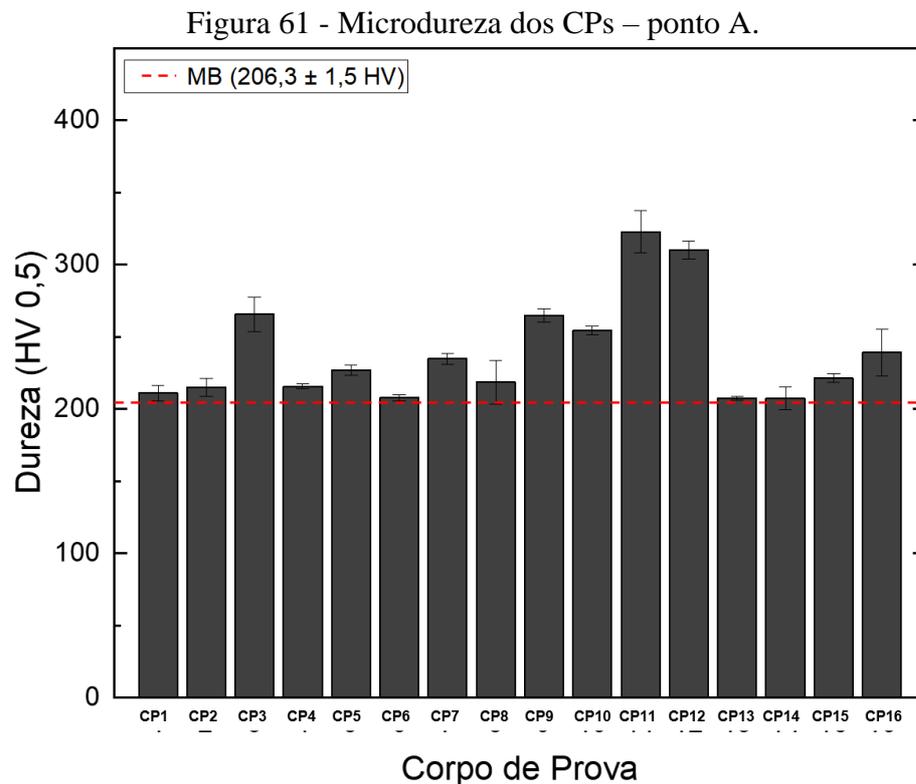


Figura 62 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95% e método Tukey. Ponto A.

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

Amostra	N	Média	Agrupamento	
CP11-A	3	322,67	A	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP12-A	3	310,00	A	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP3-A	3	265,67	B	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP9-A	3	264,67	B	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP10-A	3	254,33	B C	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP16-A	3	239,00	C D	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
CP7-A	3	234,67	C D E	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP5-A	3	227,00	D E F	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP15-A	3	221,33	D E F	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP8-A	3	218,67	D E F	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
CP4-A	3	215,667	D E F	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP2-A	3	215,00	D E F	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP1-A	3	211,00	E F	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP6-A	3	207,67	F	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP14-A	3	207,33	F	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP13-A	3	207,333	F	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
MB	3	204,33	F	

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.6.1.1 Influência de fatores – ponto A (a 1,0 mm da face oposta à soldagem)

Devido a variação da energia de soldagem, causada pela soldagem manual, optou-se por realizar uma análise de regressão para identificar se a variação desse fator (numérico) teria impacto negativo no modelo.

No ponto A, o valor de R^2 foi de 80,82 %. O R^2 ajustado foi de 42,47 %.

Ao ser feito o *Stepwise* (disponível no Apêndice A: Gráficos dos Ajustes de Modelo de Regressão), nota-se o valor de R^2 de 34,71 %, R^2 ajustado de 24,66 % e com o valor do fator de inflação de variância (VIF) sendo igual a 1, isto é, não há multicolinearidade entre os fatores. Dessa forma os fatores mais influentes no modelo de regressão são: espessura recuperada e tipo de resfriamento.

Devido a estes baixos valores, não é possível analisar a influência individual de fatores ou suas interações no ponto A utilizando todos os fatores, pelo método de análise de variância (ANOVA).

5.6.2 Análise de microdureza: ponto B (0,1 mm da zona de ligação)

Constata-se na Figura 63 que todos os CPs tiveram aumento de dureza em relação ao metal de base, ao qual os CPs resfriados com água (CP9 ao CP16) são os que possuem maiores valores de dureza.

Através do método de Tukey (Figura 64) é possível afirmar que, em relação ao tipo de resfriamento utilizado, o aumento de dureza nos CPs com resfriamento teve diferença significativa comparados os CPS resfriados ao ar. Nota-se também que o valor de dureza no ponto B é significativamente diferente, para todos os CPs, do metal de base, não compartilhando o mesmo agrupamento no método Tukey.

Variando-se apenas o número de camadas (CP1-CP2; CP3-CP4; CP5-CP6; CP7-CP8; CP9-CP10; CP11-CP12; CP13-CP14; CP15-CP16), os CPs com duas camadas tiveram durezas, no ponto B, significativamente menores que os CPS com uma camada, efeito esse causado pelo reaquecimento das amostras mas com uma quantidade maior de massa (devido a já possuir a primeira camada), causando um efeito de revenimento nos mesmos.

A diferença nos valores de microdureza no ponto B também está refletida nas microestruturas dos corpos de prova, conforme visto nas imagens de microscopia óptica e MEV

Os CPs resfriados ao ar tiveram uma média de aumento de 32 % em relação ao metal de base, enquanto os CPs resfriados com água, aumentaram, em média, 73,5 %.

Os CPs com maior percentual de aumento foram o CP13, CP11 e CP9 (não há diferença significativa entre ambos), com aumento de dureza, respectivamente, em 114,4 %, 108,5 % e 105,5 %.

Os grãos dos CPs resfriados ao ar são maiores e mais definidos que os grãos dos CPs com resfriamento contínuo. Também é possível observar que, conforme visto nos ciclos térmicos, que mudaram em uma ordem de grandeza, impactaram na microestrutura formada, com isso, a dureza no ponto B conseqüentemente foi diferente.

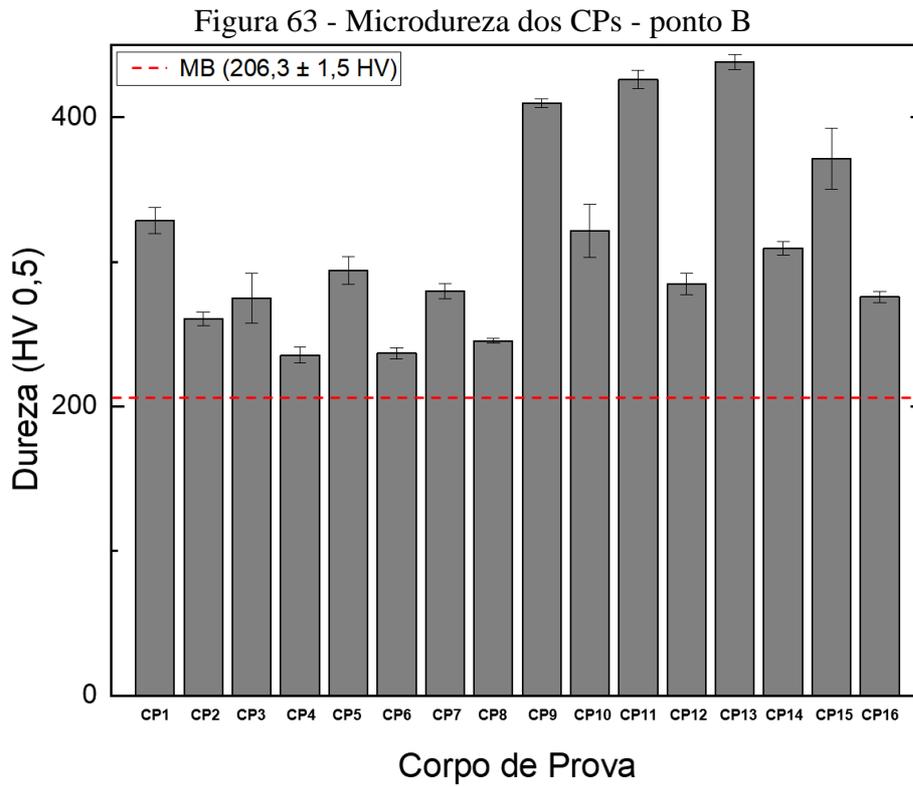


Figura 64 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto B

Comparações Emparelhadas de Tukey

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

Amostra	N	Média	Agrupamento	Condições
CP13-B	3	438,00	A	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP11-B	3	426,00	A	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP9-B	3	409,67	A	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP15-B	3	371,3	B	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP1-B	3	328,33	C	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP10-B	3	321,3	C D	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP14-B	3	309,33	C D E	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP5-B	3	294,00	D E F	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP12-B	3	284,67	E F G	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP7-B	3	279,67	F G	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP16-B	3	275,67	F G	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
CP3-B	3	274,67	F G	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP2-B	3	260,33	G H	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP8-B	3	245,333	H	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
CP6-B	3	236,67	H	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP4-B	3	235,33	H	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
MB	3	204,33	I	

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.6.2.1 Influência de fatores – ponto B (0,1 da zona de ligação)

A análise de regressão gerou um modelo com o R^2 de 98,40 % e o R^2 ajustado de 95,21 %. Após o uso do *Stepwise*, os valores também foram satisfatórios, sendo o R^2 de 96,58 % e o R^2 ajustado de 95,34 %, sendo assim possível analisar a influência dos fatores na dureza do ponto B (APÊNDICE B: Gráficos dos Ajustes de Modelo de Regressão na Dureza do Ponto B).

Com o valor de R^2 predito de 92,76 %, possui uma boa capacidade de predição das respostas para novas observações. O fator de inflação de variância (VIF) variou entre 1,04 e 3,03, mostrando que os fatores possuem multicolinearidade, estando assim correlacionadas.

Dessa forma, os fatores mais influentes no modelo de regressão para o ponto B após o uso do *Stepwise* são, respectivamente: tipo de resfriamento, número de camadas, energia de soldagem e a interação N.C. com T.R.

Assim, optou-se por realizar uma análise DOE utilizando a energia de soldagem um fator (textual) para identificar se esse fator teria influência no modelo gerado.

Na Figura 65 tem-se os efeitos principais para dureza no ponto B. Corroborando com a comparação entre médias e a análise de regressão por *Stepwise*, o tipo de resfriamento utilizado e o número de camadas são os principais influenciadores nos valores de dureza, pois, similar ao ponto A, as durezas dos CPs de duas camadas são menores que os de uma camada.

Embora a espessura recuperada não tenha sido um fator influente pelo método *Stepwise*, através do método ANOVA notou-se ser um fator de efeito principal. Isto pode ter sido ao fato de problemas com a regressão *Stepwise*, pois como o procedimento é automático e ajusta muitos modelos, ele pode selecionar aqueles que ajustam os dados bem apenas por acaso.

Os CPs resfriados ao ar com 25 % de espessura recuperada tiveram dureza maior em média de 8 % em comparação aos CPs resfriados ao ar com 50 % de espessura recuperada. Os CPs com T.R. água com 25 % E.R. tiveram a dureza maior em média de 9 % em comparação aos CPs com T.R. água com 50 % E.R. Devido aos CPs com 50 % E.R. possuírem menores espessuras nominais, conseqüentemente menos massa, fez com que diminuísse a velocidade de resfriamento, impactando nos valores de dureza.

Em ambas as análises, a energia de soldagem tem menor influência comparado aos anteriores.

Nota-se, na Figura 66, o gráfico de interação para as durezas no ponto B. Observa-se que não existe interações entre os fatores para os resultados de dureza, ao qual conjuntamente não interagem nos valores.

Figura 65 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto B

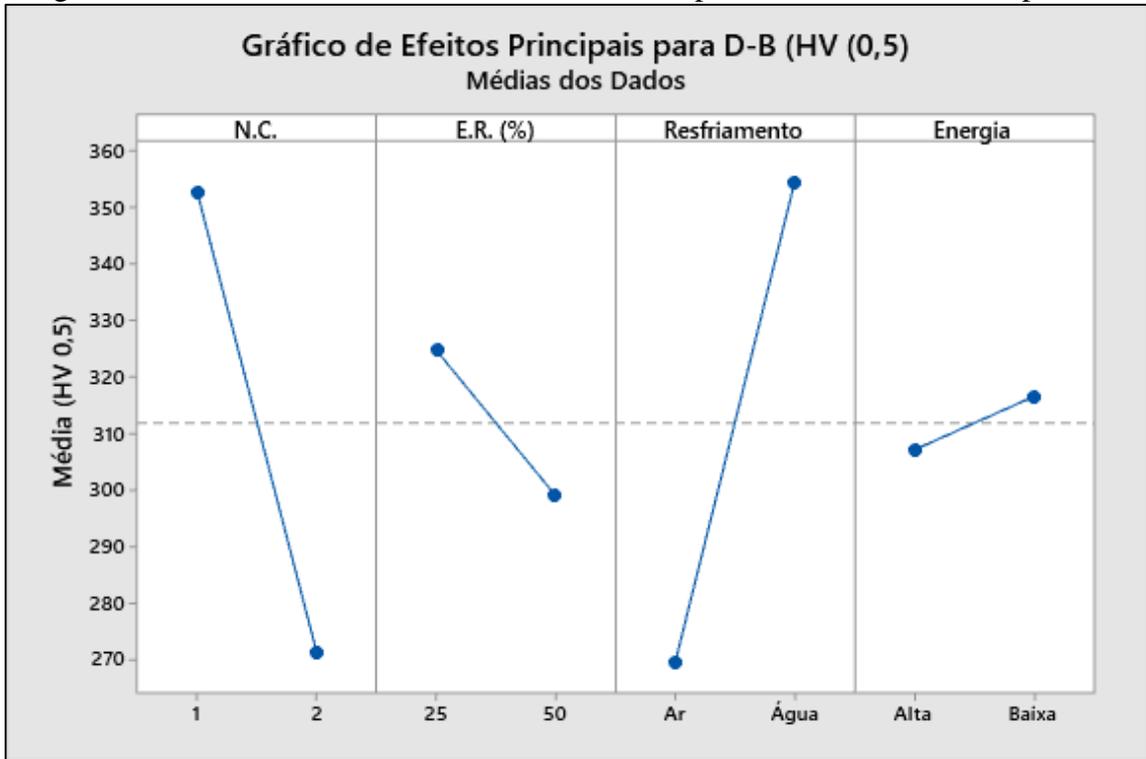
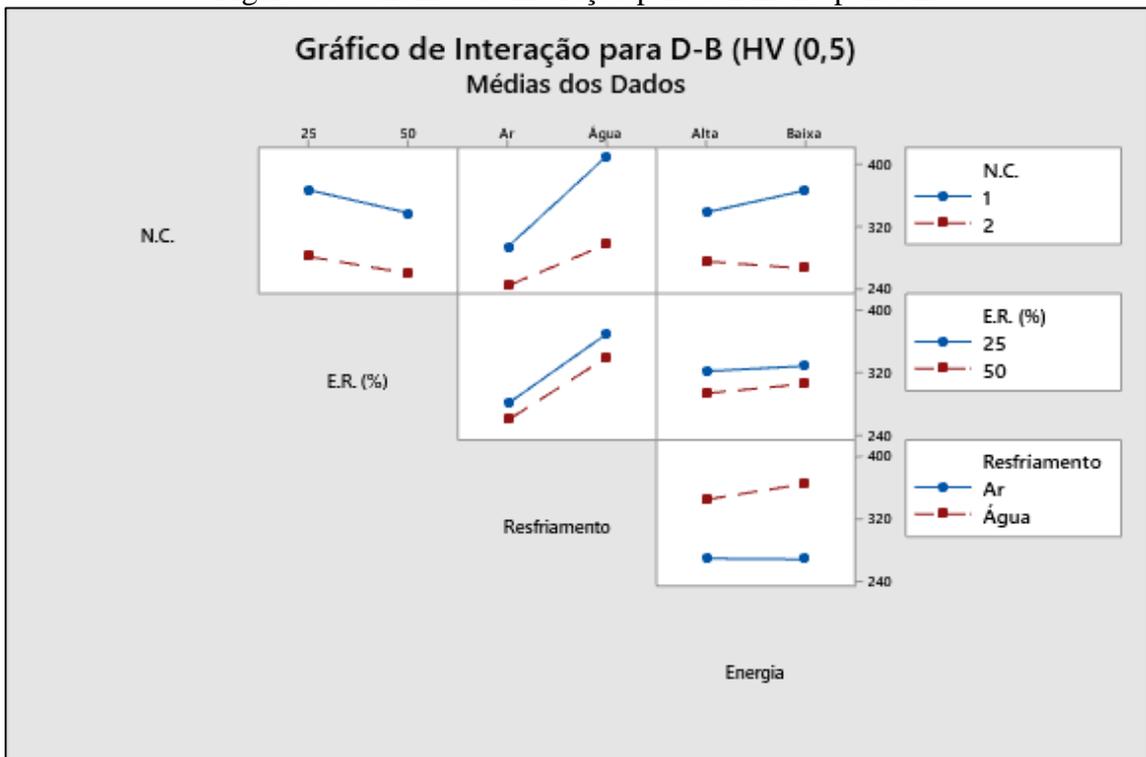


Figura 66 - Gráfico de interação para dureza no ponto B



5.6.3 Análise de microdureza: ponto MS1 (1ª camada de cordão de solda)

Na Figura 67, tem-se as microdurezas dos CPs no ponto MS1. Os valores de dureza dos CPs resfriados com água (CP9-CP16) são significativamente maiores que os CPs resfriados ao ar (CP1-CP8) (Figura 68) e ao metal de base, mostrando assim a influência da taxa de resfriamento também na primeira camada.

A espessura recuperada não tem diferença significativa pois o ponto a ser analisado já é do metal de solda.

A dureza maior dos CPs resfriados com água comparado com os CPs resfriados ao ar pode estar relacionado com a microestrutura do metal de solda, ao qual uma microestrutura ferrítica de tamanho reduzido impacta significativamente nos seus valores de dureza.

Os CPs resfriados com água tiveram, em média, uma dureza maior em 43 % comparados ao metal de metal de base, sendo o CP13 (1 N.C., 25% E.R., T.R. água) o que teve o maior percentual de aumento (71,6 %).

Em relação aos CPs resfriados ao ar, que aumentaram significativamente em relação ao metal de base, foram o CP5 (1 N.C., 25% E.R., E.S. alta), CP1 (1 N.C., 25% E.R., E.N. alta) e CP3 (1 N.C., 25% E.R., E.S. baixa), sendo, respectivamente, 18 %, 16,6 % e 15,5 %. Os outros CPs resfriados ao ar não tiveram diferença significativa do metal de base.

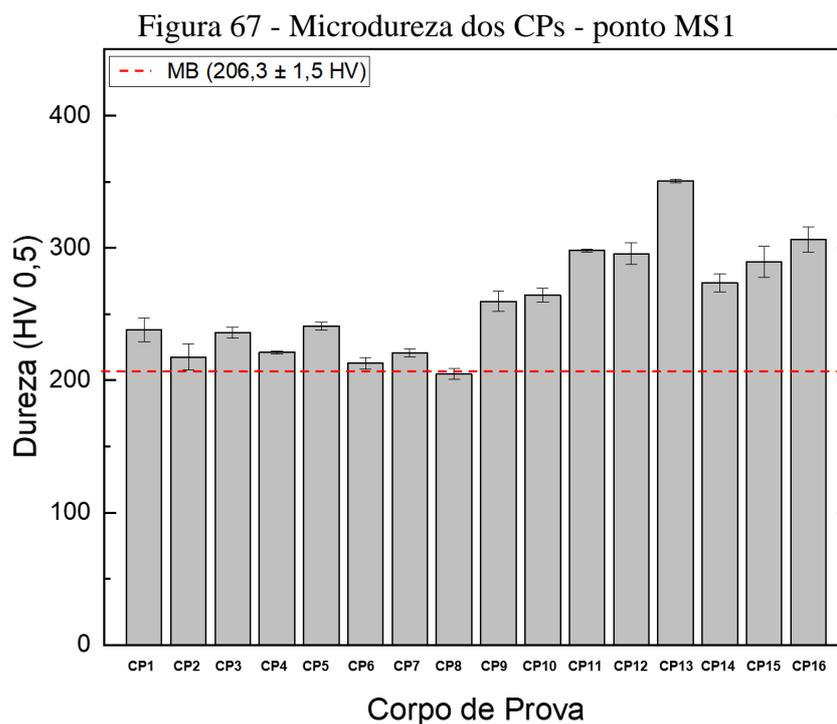


Figura 68 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto MS1

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

Amostra	N	Média	Agrupamento		
CP13-MS1	3	350,667	A	→	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP12-MS1	3	317,00	B	→	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP16-MS1	3	306,33	B C	→	T.R. água; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
CP11-MS1	3	298,000	C	→	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP15-MS1	3	289,33	C D	→	T.R. água; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP14-MS1	3	273,67	D E	→	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP10-MS1	3	264,33	E	→	T.R. água; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP9-MS1	3	259,67	E	→	T.R. água; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP5-MS1	3	241,00	F	→	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. alta
CP1-MS1	3	238,33	F G	→	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP3-MS1	3	236,00	F G H	→	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP4-MS1	3	221,000	G H I	→	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. baixa
CP7-MS1	3	220,67	G H I	→	T.R. ar; N.C. 1; E.R. 50 %; E.S. alta
CP2-MS1	3	217,67	H I	→	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. alta
CP6-MS1	3	213,00	I	→	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 25 %; E.S. baixa
CP8-MS1	3	204,67	I	→	T.R. ar; N.C. 2; E.R. 50 %; E.S. alta
MB	3	204,33	I		

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.6.3.1 Influência de fatores – ponto MS1

Foi realizado o ajuste do modelo de regressão, sendo o R^2 de 90,36 % e o R^2 ajustado de 71,07 %. Como esta análise descreve a relação entre os fatores e a variável resposta, não foi possível obter fatores significativos, tendo em vista que o ponto MS2 é apenas o metal de solda, não ocorrendo influência da espessura recuperada.

Após o *Stepwise*, os valores também foram satisfatórios, sendo o R^2 de 77,12 % e o R^2 ajustado de 73,60 %, sendo assim possível analisar a influência dos fatores na dureza do ponto MS1. Os principais fatores significativos foram, respectivamente: T.R. e N.C.

Foi realizado uma análise DOE utilizando a energia de soldagem um fator (textual) para identificar se esse fator teria influência no modelo gerado.

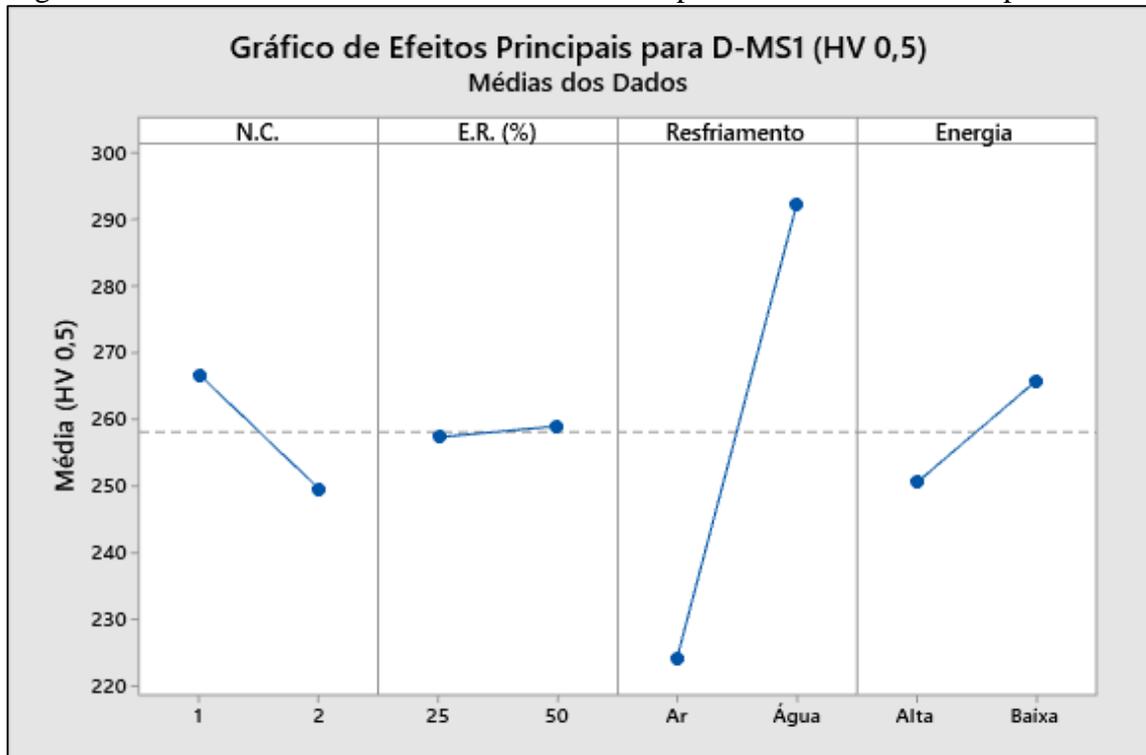
Conforme a Figura 69, o tipo de resfriamento é o fator com maior influência nos valores de dureza. Observa-se também que a primeira camada dos CPs que possuem duas camadas é

menor, ao qual este efeito foi causado pela segunda camada, pois ao adicionar outro ciclo térmico nos CPs, causou um efeito de revenimento, aliviando as tensões residuais presentes na primeira camada.

Conforme visto nas análises metalográficas, a microestrutura nos CPs com resfriamento possui um maior refino de grão, efeito causado pela retirada abrupta de calor, sendo assim uma relação direta da microestrutura com a microdureza.

A energia de soldagem tem uma pouca influência, não agindo de forma significativa, conforme a Figura 68.

Figura 69 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto MS1

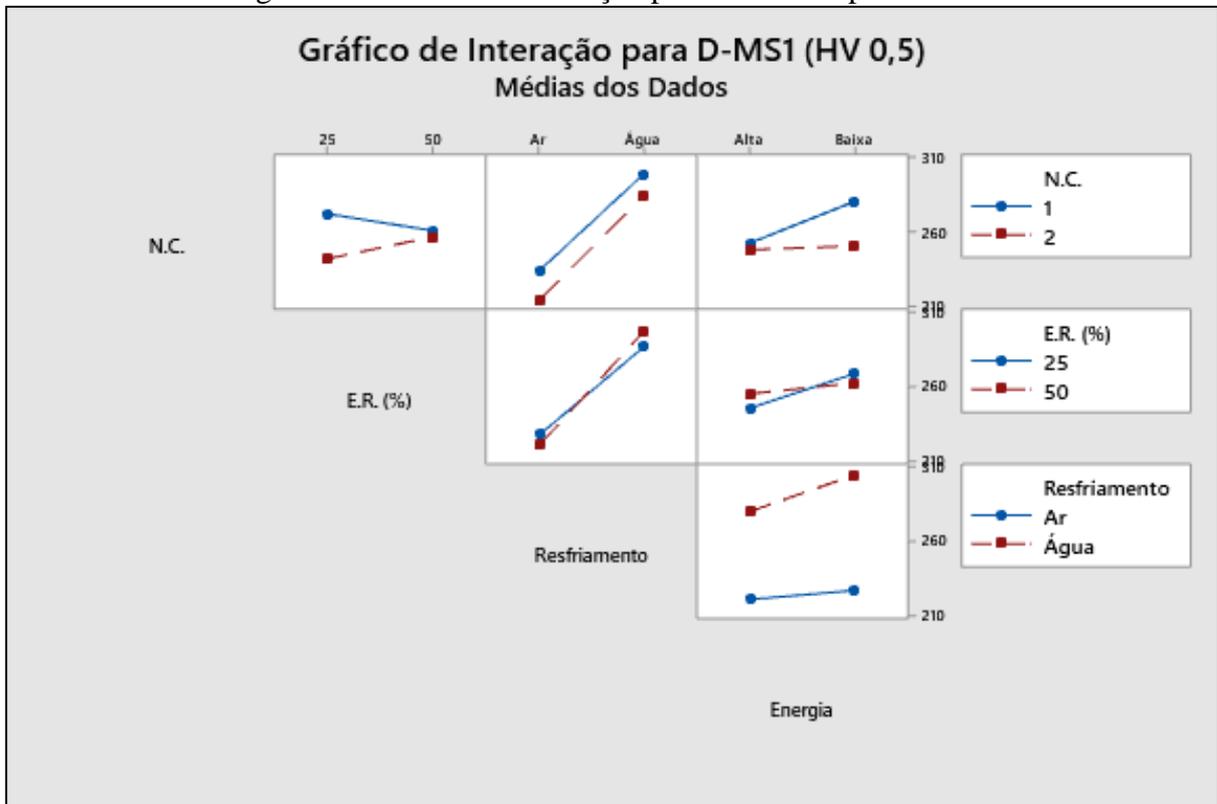


Na Figura 70 tem-se a capacidade de analisar a interação entre fatores no valor de dureza dos CPs em MS1. O número de camadas tem interação com a espessura recuperada e com a energia de soldagem.

A espessura recuperada também tem interação tanto com o tipo de resfriamento quanto com a energia de soldagem. Por fim, o tipo de resfriamento não tem interação com a energia de soldagem.

A interação da espessura recuperada com o tipo de resfriamento podem estar conectados com a maior quantidade de massa nominal, pois quanto maior a quantidade de massa, maiores as taxas de resfriamento [77].

Figura 70 - Gráfico de interação para dureza no ponto MS1



5.6.4 Análise de microdureza: ponto MS2 (2ª camada de cordão de solda)

Na Figura 71 se tem os valores de microdureza na segunda camada do metal de solda depositado, com a análise de Tukey na Figura 72.

Pode-se observar que os CPs resfriados com água (CP10, CP12, CP14, CP16) possuem durezas significativamente maiores que seus correspondentes resfriados ao ar (CP2, CP4, CP6, CP8) e ao metal de base.

Nota-se também que não há diferença significativa entre os CPs resfriados ao ar.

O aumento médio de dureza dos CPs resfriados com água comparado ao metal de base foi de 53 %. Dentre estes CPs (CP10, C12, CP14 e CP16), os que tiveram maiores aumentos

foram o CP14 e CP16 (não são diferentes de forma significativa), aumentando, respectivamente, 71 % e 63,5 %.

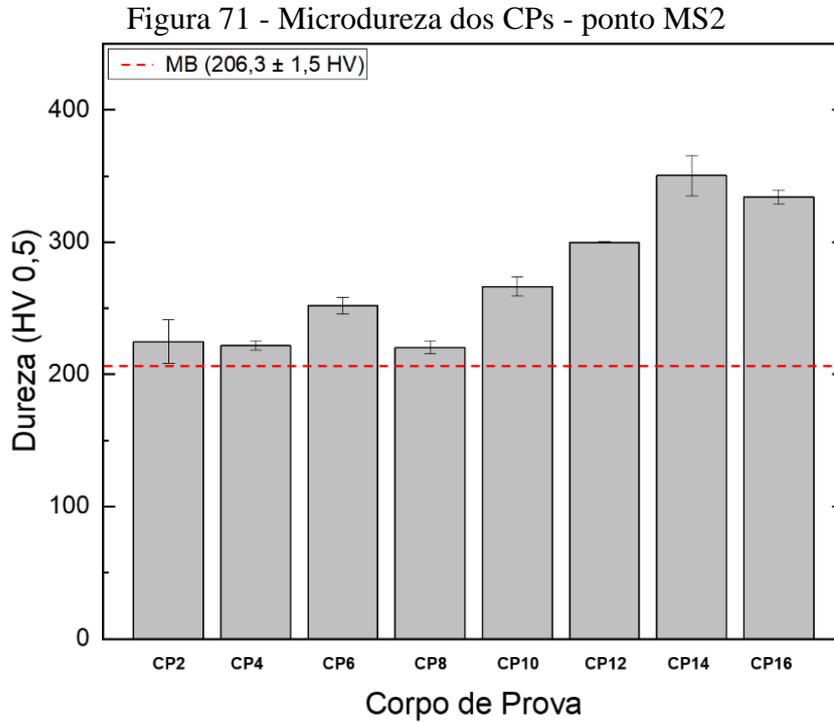


Figura 72 - Comparação estatística entre as médias dos valores de microdureza Vickers. Intervalo de confiança de 95 % e método Tukey. Ponto MS2

Informações de Agrupamento Usando Método de Tukey e 95% de Confiança

Amostra	N	Média	Agrupamento	T.R.	N.C.	E.R.	E.S.
CP14-MS2	3	349,33	A	água	2	25 %	baixa
CP16-MS2	3	334,00	A	água	2	50 %	alta
CP12-MS2	3	299,667	B	água	2	50 %	baixa
CP10-MS2	3	266,33	C	água	2	25 %	alta
CP6-MS2	3	240,667	D	ar	2	25 %	baixa
CP2-MS2	3	224,67	D E	ar	2	25 %	alta
CP4-MS2	3	221,67	D E	ar	2	50 %	baixa
CP8-MS2	3	220,33	D E	ar	2	50 %	alta
MB	3	204,33	E				

Médias que não compartilham uma letra são significativamente diferentes.

5.6.4.1 Influência de fatores – ponto MS2

Após o ajuste do modelo de regressão, obteve-se o R^2 de 96,07 % e o R^2 ajustado de 72,48 %. Pelo mesmo motivo do ponto MS1, não foi possível obter fatores significativos.

Após a regressão *Stepwise*, os valores também foram satisfatórios, sendo o R^2 de 73,87 % e o R^2 ajustado de 69,51 %, sendo assim possível analisar a influência dos fatores na dureza do ponto MS2. O fator mais significativo foi o tipo de resfriamento.

Na segunda camada do metal de solda depositado, tem-se que o resfriamento é a única influência nos valores de dureza no ponto MS2. A espessura recuperada tem pouca influência, tendo em vista que o ponto analisado é o metal de solda, não o aço S355 J2N.

A energia de soldagem, assim como na primeira camada, tem-se que energias mais baixas influenciaram em maiores valores de dureza, porém em menores escalas.

Pode-se observar, na Figura 74, a interação entre fatores. Nota-se que o número de camadas (N.C.) não possui interação, pois só foi analisado os CPs com duas camadas. Observa-se a interação da espessura recuperada com o tipo de resfriamento e com a energia de soldagem.

Essa interação pode estar relacionada com a velocidade de resfriamento, que diminui com o aumento da energia, pois quanto maior a quantidade de energia, mais tempo levará para o metal dissipá-la, tendo em vista que uma parte maior do metal estará com maior energia.

Figura 73 - Influência dos fatores estudados no comportamento da dureza no ponto MS2

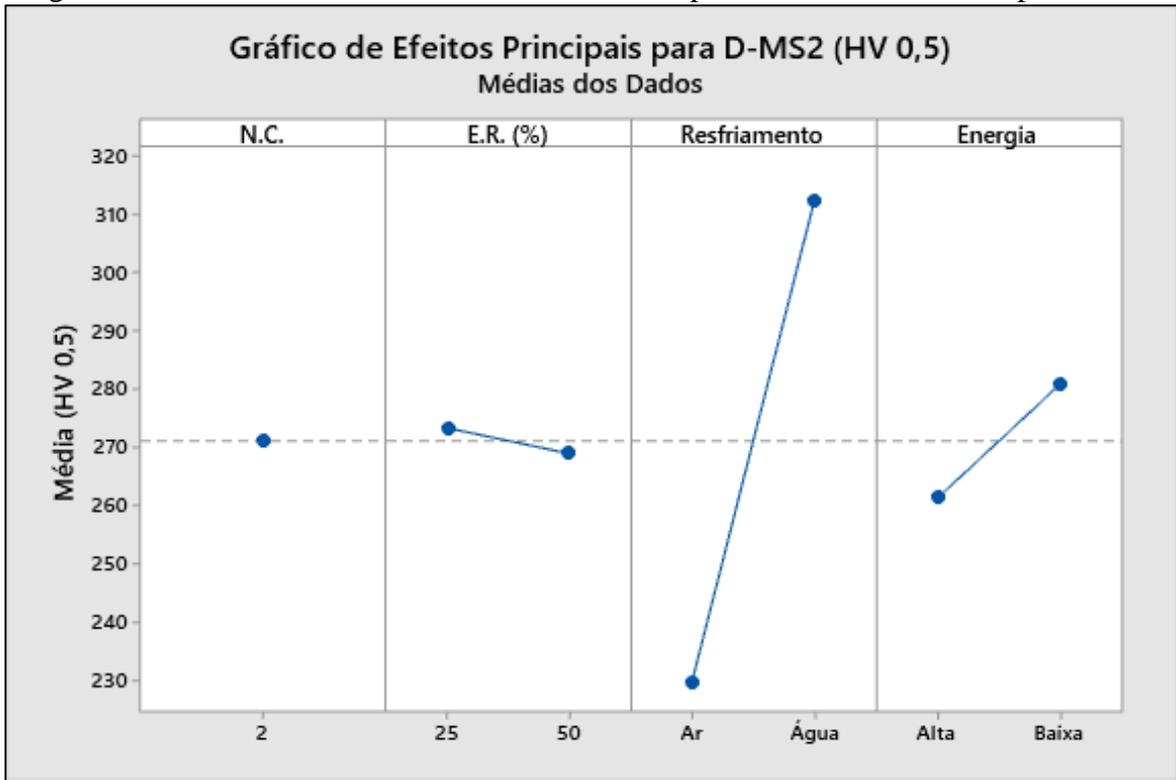
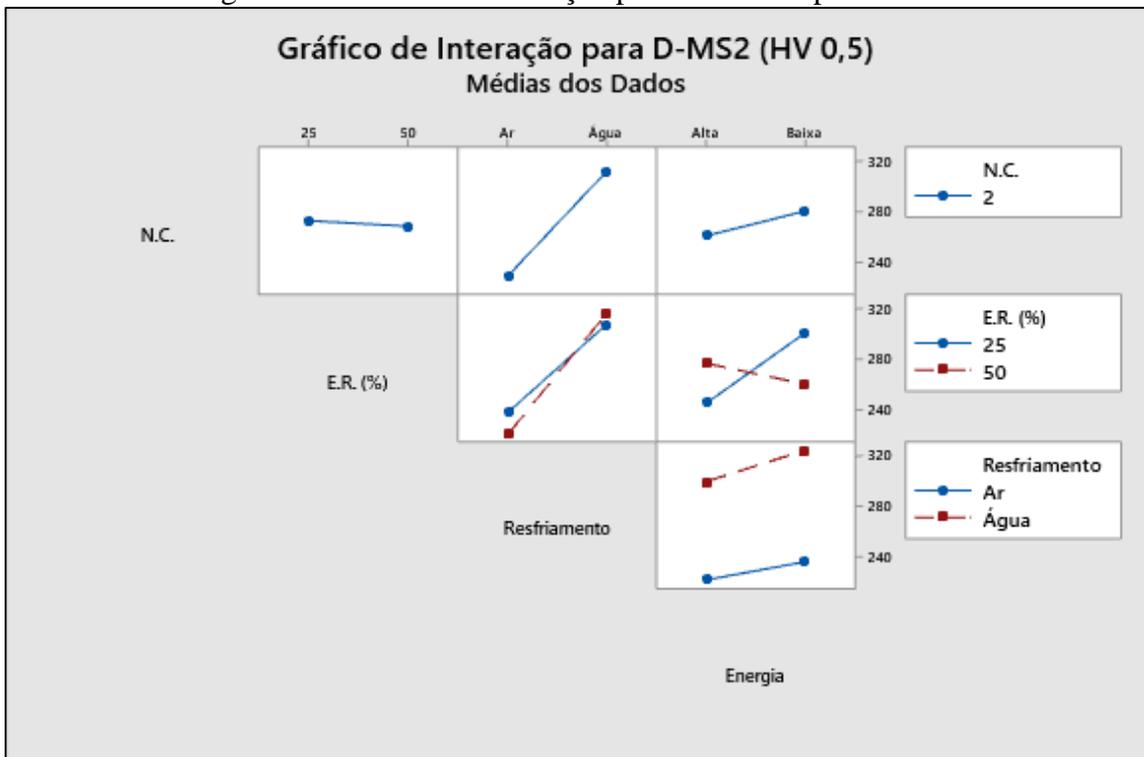


Figura 74 - Gráfico de interação para dureza no ponto MS2



6 CONCLUSÕES

Com base nos materiais e métodos utilizados neste trabalho, pode-se concluir que:

- O sistema de resfriamento acelerado influenciou o Δt_{8-5} , sendo o CP resfriado com água até 90 % menor em comparação ao CP resfriado ao ar.
- CPs com resfriamento acelerado tiveram uma redução na área da ZAC entre 22 e 77 %.
- A microestrutura dos CPs com resfriamento acelerado é mais refinada, impactando nos valores de microdureza.
- O tipo de resfriamento utilizado foi o fator mais influente na quantidade do microconstituente Martensita-Austenita, onde a fração volumétrica das primeiras camadas do metal de solda são, para os CPs resfriados ao ar 26,7 % menores que a fração da segunda camada; nos CPs resfriados com água, a fração da primeira camada é em média 27,2 % menor que a segunda camada de metal de solda.
- A fração volumétrica do microconstituente M-A na ZACGF é em média 49,6 % menor nos CPs resfriados com água, e na ZACGG, é menor em média 49,7 %.
- No ensaio de impacto Charpy V, os CPs resfriados ao ar, tiveram em média de energia absorvida de 23,9 J, enquanto os CPs resfriados com água tiveram, em média 14,75 J. Em média, a energia absorvida dos CPs resfriados ao ar é 38,3 % maior que os CPs resfriados com água, enquanto a espessura recuperada não apresentou diferenças significativas.
- Em todos os pontos de dureza analisados, o fator de maior influência é o tipo de resfriamento utilizado, impactando também na fração volumétrica do microconstituente Martensita-Austenita.
- Os CPs que tiveram resfriamento acelerados (CP9 ao CP16) tiveram durezas maiores comparados com seus similares resfriados ao ar (CP1 ao CP8), aumentando em média 13 % no ponto A, 31,3 % no ponto B, 30,5 % no MS1 e 36 % no MS2.
- Nos valores de microdureza, com *Stepwise*, os fatores mais influentes foram, respectivamente:
 - ponto A (1,0 mm da face oposta): E.R. e T.R;
 - ponto B (a 0,1 mm da zona de ligação): T.R., N.C. e E.S.
 - MS1 (primeira camada do metal de solda): T.R. e N.C.
 - MS2 (segunda camada do metal de solda): T.R.

- A energia de soldagem, em hipótese baseada na literatura, teria um elevado grau de influência nas propriedades impostas no trabalho, porém, a energia de soldagem não obteve um efeito tão significativo quanto o tipo de resfriamento utilizado.
- A retirada abrupta de calor impactou de forma significativa em todos os resultados (ciclos térmicos, área das ZACs, caracterização microestrutural, impacto Charpy V e microdureza), sendo o fator mais influente deste trabalho.

7 TRABALHOS FUTUROS

- Realização de ensaio de tração para complementar os ensaios mecânicos.
- Realização de outras caracterizações para o microconstituente M-A com objetivo de aperfeiçoar os resultados.
- Substituição do eletrodo revestido para um processo de soldagem com arame tubular a fim de reduzir as variabilidades da soldagem manual, tendo em vista que manter a estabilidade do arco elétrico na soldagem MIG/MAG é mais estável que o eletrodo revestido.
- Maior diferença entre as correntes, com objetivo de ver se terá influência significativa.
- Maiores números de camadas de cordão de solda para averiguar a implementação de novos ciclos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas.
- Controle da vazão do sistema de resfriamento, para assim alterar a taxa de resfriamento. Também utilizar temperaturas menores.

REFERÊNCIAS

- [1] IPEA, *Ressurgimento da Indústria Naval no Brasil (2000-2013)*, no. 60. Brasília-DF: Instituto de Pesquisa Econômica Aplicada, 2014.
- [2] J. A. B. Pasin, “Indústria Naval do Brasil: Panorama, Desafios e Perspectivas,” *Rev. do BNDES*, vol. 9, no. 18, pp. 121–148, 2002.
- [3] P. Inovativa and A. G. Filho, “História Econômica da Construção Naval no Brasil: Formação de Aglomerado e Performance Inovativa,” *Economia*, vol. 12, no. 2, pp. 309–336, 2011.
- [4] T. M. D. Borba, W. D. Flores, L. de O. Turani, and R. C. Junior, “Avaliação da soldabilidade do aço naval EH36 TMCP Soldado por Arco Submerso com Elevado Aporte de Calor,” vol. 20, no. 1, pp. 92–104, 2015.
- [5] P. Costa, L. Andrade, and A. Chilque, “Estudo metalográfico de juntas soldadas de aços comuns, temperados e revenidos, e aços de alta resistência e baixa liga (arbl),” 2012, pp. 23–25.
- [6] T. M. C. Lopes, “Influência dos parâmetros de soldagem sobre a microestrutura de juntas soldadas de aços arbl,” in *Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 2000, pp. 31901–31912.
- [7] P. Modenesi, “Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas.” 2011.
- [8] C. Li, Y. Wang, T. Han, B. Han, and L. Li, “Microstructure and toughness of coarse grain heat-affected zone of domestic X70 pipeline steel during in-service welding,” *J. Mater. Sci.*, vol. 46, no. 3, pp. 727–733, 2011, doi: 10.1007/s10853-010-4803-y.
- [9] J. C. Soeiro Junior, D. B. Rocha, and S. D. Brandi, “Uma Breve Revisão Histórica do Desenvolvimento da Soldagem dos Aços API para Tubulações,” *Soldag. e Insp.*, vol. 18, no. 2, pp. 176–195, 2013, doi: 10.1590/S0104-92242013000200011.
- [10] P. Faria, J. P. Soares, F. F. da S. Araujo, and R. Paranhos, “Soldagem em operação: Parte 1 - Efeito do arrefecimento causado pelo fluido em tubulação de espessura 11 mm,” *Soldag. e Insp.*, vol. 17, no. 4, pp. 280–287, 2012, doi: 10.1590/S0104-92242012000400002.
- [11] P. N. Sabapathy, M. A. Wahaba, and M. J. Painter, “Numerical models of in-service welding of gas pipelines,” *J. Mater. Process. Technol.*, vol. 118, no. 1–3, pp. 14–21, 2001, doi: 10.1016/S0924-0136(01)01032-9.

- [12] Petrobras N-2163, “Soldagem ou trepanação em equipamentos ou dutos em operação.” pp. 1–16, 1993.
- [13] R. Singh, “Classification of Steels,” *Appl. Weld. Eng.*, pp. 57–64, 2015, doi: 10.1016/b978-0-12-804176-5.00006-2.
- [14] R. C. Cochrane, “Phase transformations in microalloyed high strength low alloy (HSLA) steels,” *Phase Transform. Steels*, pp. 153–212, 2012, doi: 10.1533/9780857096111.2.153.
- [15] G. F. S. Chavez, “Simulação física e caracterização de zonas afetadas pelo calor de aços API 5L grau X80,.” 2011.
- [16] A. Ribeiro, “Avaliação da Soldagem do Aço Naval AH36 Microligado Soldado pelo Processo Arco Submerso com um e dois arames,” Universidade de São Paulo, 2015.
- [17] H. Ferraz, “O Aço na Construção Civil,” *Rev. Eletrônica Ciências*, 2003.
- [18] W. Callister and D. Rethwisch, *Ciência e Engenharia de Materiais - Uma Introdução*, 9th ed., vol. 1. Rio de Janeiro: LTC, 2016.
- [19] P. J. Modenesi, “Soldabilidade dos Aços transformáveis.” Belo Horizonte - MG, p. 67, 2002.
- [20] C. I. Garcia, *High strength low alloyed (HSLA) steels*. Elsevier Ltd, 2016.
- [21] ASTM, “Standard Specification for Structural Steel for Ships,” *Astm 131/ 131M*, pp. 3–8, 2019, doi: 10.1520/A0131_A0131M-19.
- [22] Marinha do Brasil, “Meios navais,” *Dados*, 2020. <https://www.marinha.mil.br/meios-navais> (accessed Jul. 29, 2020).
- [23] W. Wu, W. Hao, Z. Liu, X. Li, and C. Du, “Comparative study of the stress corrosion behavior of a multiuse bainite steel in the simulated tropical marine atmosphere and seawater environments,” *Constr. Build. Mater.*, vol. 239, p. 117903, 2020, doi: 10.1016/j.conbuildmat.2019.117903.
- [24] J. Quispe, “Investigação da relação entre a suscetibilidade ao trincamento induzido pelo hidrogênio (HIC) e parâmetros de resistencia a corrosao de tubos de acos ARBL graus API 5L X65 e X80,” Universidade de São Paulo, 2017.
- [25] R. Fedele, “Soldagem na Indústria Naval Moderna: Materiais e Processos,” *Soldag. Inspeção*, vol. 9, 2000.
- [26] AWS, *Soldering Handbook - Fundamentals of Soldering Technology*. 2003.
- [27] AWS, *Welding Handbook, Materials and Applications - Part 1*, vol. 4. 2011.
- [28] AWS, *Welding Handbook, Welding Processes - Part 2*, vol. 3. 2007.

- [29] J. C. Soeiro Jr, “Estudo da soldabilidade do tubo API 5L X80 utilizando os processos de soldagem eletrodo revestido e MAG com transferência controlada na raiz e enchimento com arame tubular,” Universidade de São Paulo, 2013.
- [30] D. Modenesi, P., Marques, P., Santos, “Introdução à metalurgia da soldagem,” p. 209pp, 2012, [Online]. Available: <http://demet.eng.ufmg.br/wp-content/uploads/2012/10/metalurgia.pdf>.
- [31] V. L. V. Martins, F. P. Vasconcelos, and J. Gallego, “Mecanismos de endurecimento em aço microligado Nb-Ti-V,” *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, vol. 11, no. 3, pp. 222–228, 2014, doi: 10.4322/tmm.2014.033.
- [32] G. E. Dieter, *Metalurgia Mecânica*, 2nd ed. Guanabara Dois, 2012.
- [33] J. Rodrigues, “Estudo da soldabilidade entre o aço austenítico alto manganês de efeito TRIP e o aço microligado ARBL pelo processo de soldagem TIG,” Universidade de São Paulo, 2013.
- [34] a Gorni, J. H. D. Silveira, and J. S. S. Reis, “Um panorama do desenvolvimento recente de chapas grossas e suas aplicações,” *Corte e Conform. Met.*, pp. 78–93, 2006.
- [35] M. C. Zhao, K. Yang, and Y. Shan, “The effects of thermo-mechanical control process on microstructures and mechanical properties of a commercial pipeline steel,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 335, no. 1–2, pp. 14–20, 2002, doi: 10.1016/S0921-5093(01)01904-9.
- [36] ASM International, *Alloying: Understanding the Basics*, vol. 45, no. 4. 2001.
- [37] AWS, *Welding Handbook, Welding Processes - Part 1*, vol. 2. 2004.
- [38] F. D. H. de M. Emílio Wainer, Sérgio Duarte Brandi, *Soldagem: Processos e Metalurgia*. São Paulo-SP: Edgard Blucher LTDA, 1992.
- [39] S. Kou, *Welding Metallurgy*. 2003.
- [40] ASM Handbook, *Handbook - Welding, Brazing and Soldering*, vol. 6, no. 5. 1993.
- [41] AWS, *Welding Handbook, Materials and Applications - Part 2*, vol. 5. 2015.
- [42] L. D. J. Jorge *et al.*, “Mechanical properties and microstructure of SMAW welded and thermally treated HSLA-80 steel,” *J. Mater. Res. Technol.*, vol. 7, no. 4, pp. 598–605, 2018, doi: 10.1016/j.jmrt.2018.08.007.
- [43] R. Pamnani, T. Jayakumar, M. Vasudevan, and T. Sakthivel, “Investigations on the impact toughness of HSLA steel arc welded joints,” *J. Manuf. Process.*, vol. 21, pp. 75–86, 2016, doi: 10.1016/j.jmapro.2015.11.007.
- [44] A. Alves, “Simulação numérica e experimental de soldagem em operação de um aço API 5L X80 com processo GMAW,” 2018.

- [45] AWS, *Welding Handbook, Welding Science and Technology*, vol. 1. 2004.
- [46] AWS, *AWS D1.1 - Código de Soldagem Estrutural - Aço*. 2010.
- [47] K. Nomura, K. Fukushima, T. Matsumura, and S. Asai, “Burn-through prediction and weld depth estimation by deep learning model monitoring the molten pool in gas metal arc welding with gap fluctuation,” *J. Manuf. Process.*, vol. 61, no. October 2020, pp. 590–600, 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.10.019.
- [48] P. N. Sabapathy, M. A. Wahab, and M. J. Painter, “Prediction of burn-through during in-service welding of gas pipelines,” *Int. J. Press. Vessel. Pip.*, vol. 77, no. 11, pp. 669–677, 2000, doi: 10.1016/S0308-0161(00)00056-9.
- [49] T. Han, Y. Wang, and W. Liu, “Study on Burn-through Prediction of In-service Welding,” *Trans. JWRI, Spec. Issue WSE2011*, vol. 2011, pp. 9–12, 2011.
- [50] G. J. S. de Souza, “Efeito do resfriamento no teor de oxigênio na soldagem com eletrodo revestido E7018 utilizando experimentos fatorais.” 2018.
- [51] X. Gao, Z. Li, L. Wang, X. Zhou, D. You, and P. P. Gao, “Detection of weld imperfection in high-power disk laser welding based on association analysis of multi-sensing features,” *Opt. Laser Technol.*, vol. 115, no. September 2018, pp. 306–315, 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2019.01.053.
- [52] Y. Zhang, D. You, X. Gao, C. Wang, Y. Li, and P. P. Gao, “Real-time monitoring of high-power disk laser welding statuses based on deep learning framework,” *J. Intell. Manuf.*, vol. 31, no. 4, pp. 799–814, 2020, doi: 10.1007/s10845-019-01477-w.
- [53] D. Hincapie-Ladino and N. A. Falleiros, “Trincamento Induzido Por Hidrogênio Em Aços Microligados,” *Tecnol. em Metal. Mater. e Mineração*, vol. 12, no. 1, pp. 82–93, 2015, doi: 10.4322/2176-1523.0767.
- [54] A. V. Balueva, I. N. Dashevskiy, and J. Magana, “A new model for hydrogen-induced crack (HIC) growth in metal alloy pipelines under extreme pressure,” *Procedia Struct. Integr.*, vol. 28, no. 2019, pp. 873–885, 2020, doi: 10.1016/j.prostr.2020.11.056.
- [55] R. M. de A. Cruz Neto, “Taxa de resfriamento na soldagem: um novo entendimento,” Universidade de São Paulo, 2018.
- [56] J. C. Lippold, *Welding, Metallurgy and Weldability*, vol. 3, no. September. 2015.
- [57] R. G. Moojen, I. G. Machado, J. A. E. Mazzaferro, and A. R. Gonzalez, “Efeitos da taxa de resfriamento na soldagem do aço API 5L-X80,” *Soldag. e Insp.*, vol. 20, no. 1, pp. 68–80, 2015, doi: 10.1590/0104-9224/SI2001.08.
- [58] G. Aggen et al, *ASM Handbook Vol 1 - Properties and Selection: Irons Steels and High*

- Performance Alloys*, vol. 1, no. 5. 2019.
- [59] ASTM, “Standard Specification for General Requirements for Rolled Steel Plates , Shapes , Sheet Piling , Standard Specification for General Requirements for Rolled Structural Steel Bars , Plates , Shapes , and Sheet Piling,” pp. 194–248, 2007.
- [60] E. Caldeira, “Processamento de um Aço ARBL no Laminador de Tiras a Quente da CST visando atender a Norma API 5L, Grau X70,” Universidade Federal de Minas Gerais, 2006.
- [61] H. K. D. H. Bhadeshia, *Bainite in Steels*, 2nd ed. Londres: IOM Communications Ltd, 2001.
- [62] T. M. D. Borba and P. J. Modenesi, “Influência do Ciclo Térmico de Soldagem no Crescimento de Grão, nas Transformações Microestruturais e na Formação de MA na GGZAC de aço TMCP,” *Soldag. Inspeção*, vol. 24, no. Xliv, 2019, doi: 10.1590/0104-9224/si24.06.
- [63] R. A. Farrar and P. L. Harrison, “Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: An overview,” *J. Mater. Sci.*, vol. 22, no. 11, pp. 3812–3820, 1987, doi: 10.1007/BF01133327.
- [64] G. Rigueira, H. C. Furtado, M. B. Lisboa, and L. H. Almeida, “Evolução microestrutural e alteração de dureza na bainita e na perlita em aços 2,25Cr1Mo após tratamento de envelhecimento,” *Rev. Mater.*, vol. 16, no. 4, pp. 857–867, 2011, doi: 10.1590/S1517-70762011000400007.
- [65] R. Pereira, “Influência da corrente de soldagem nas propriedades de juntas de aço de alta resistência e baixa liga soldadas com eletrodo revestido,” Universidade Federal de Pernambuco, 2009.
- [66] S. F. Estefen and T. Gurova, “Microestrutura do aço ASTM DH36 obtida após soldagem com processo MIG semiautomático,” in *Rio Welding*, 2014, no. August 2019.
- [67] D. C. Ramachandran *et al.*, “Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel,” *Mater. Lett.*, vol. 278, p. 128422, 2020, doi: 10.1016/j.matlet.2020.128422.
- [68] H. Ikawa, H. Oshige, and T. Tanoé, “Effect of Martensite-Austenite Constituent on HAZ Toughness of a High Strength Steel,” *Japan Weld. Soc.*, no. 3, pp. 3–12, 1980.
- [69] N. Huda, A. R. H. Midawi, J. Gianetto, R. Lazor, and A. P. Gerlich, “Influence of martensite-austenite (MA) on impact toughness of X80 line pipe steels,” *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 662, pp. 481–491, 2016, doi: 10.1016/j.msea.2016.03.095.

- [70] T. M. D. Borba, R. S. Oliveira, H. R. Gama, M. F. de O. Caizer, and L. de O. Turani, “Avaliação da soldabilidade do aço sincron em 10025-4 S355M aplicado na fabricação de torres eólicas com processo de soldagem de alta deposição,” *Soldag. e Insp.*, vol. 22, no. 4, pp. 413–428, 2017, doi: 10.1590/0104-9224/SI2204.12.
- [71] A. Ramalho and F. V. Antunes, “Caraterização Mecânica do Aço S355 a Temperatura Elevada,” in *1st Iberic Conference on Theoretical and Experimental Mechanics and Materials*, 2018, no. March, pp. 205–212.
- [72] C. Vasconcelos, R. Neto, A. Alves, S. Brandi, and J. Casanova, “Influência do tipo de resfriamento, da espessura recuperada e da quantidade de cordões de solda sobre a microestrutura e microdureza de juntas soldadas,” *Sci. Amaz.*, vol. 10, no. 2, pp. 1–16, 2021.
- [73] P. V. Marques and P. J. Modenesi, “Algumas equações úteis em soldagem,” *Soldag. Inspeção*, vol. 19, no. 1, pp. 91–101, 2014, doi: 10.1590/s0104-92242014000100011.
- [74] N. Kejelin, “Influência dos parâmetros de soldagem na formação de zonas parcialmente diluídas em soldas de metais dissimilares,” Universidade Federal de Santa Catarina, 2006.
- [75] I. G. Machado, *Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos*, 1st ed. Porto Alegre - RS: Imprensa Livre Editora, 2000.
- [76] P. Guimarães, “Estudo do campo de temperatura obtido numericamente para posterior determinação das tensões residuais numa junta soldada de aço ASTM AH36,” Universidade Federal de Pernambuco, 2010.
- [77] F. Perez, “A influência da temperatura de pré-aquecimento e tecimento na microestrutura e propriedades mecânicas na soldagem MIG/MAG robotizada de aços SAE 8620 com ABNT LN28,” Universidade Estadual Paulista, 2007.

APÊNDICE A: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO A

Figura 75 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto A.

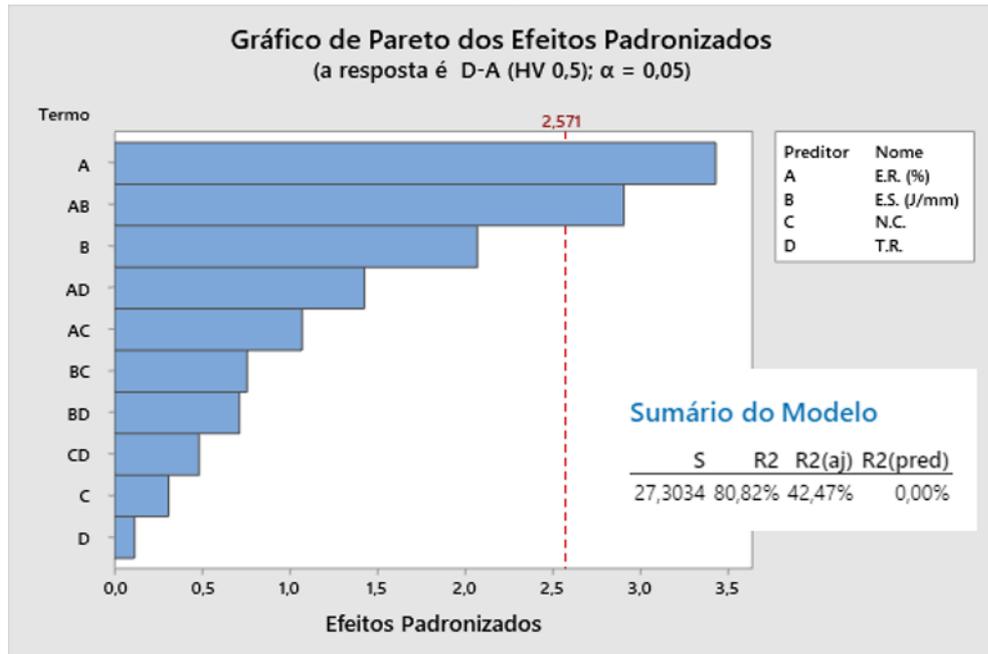
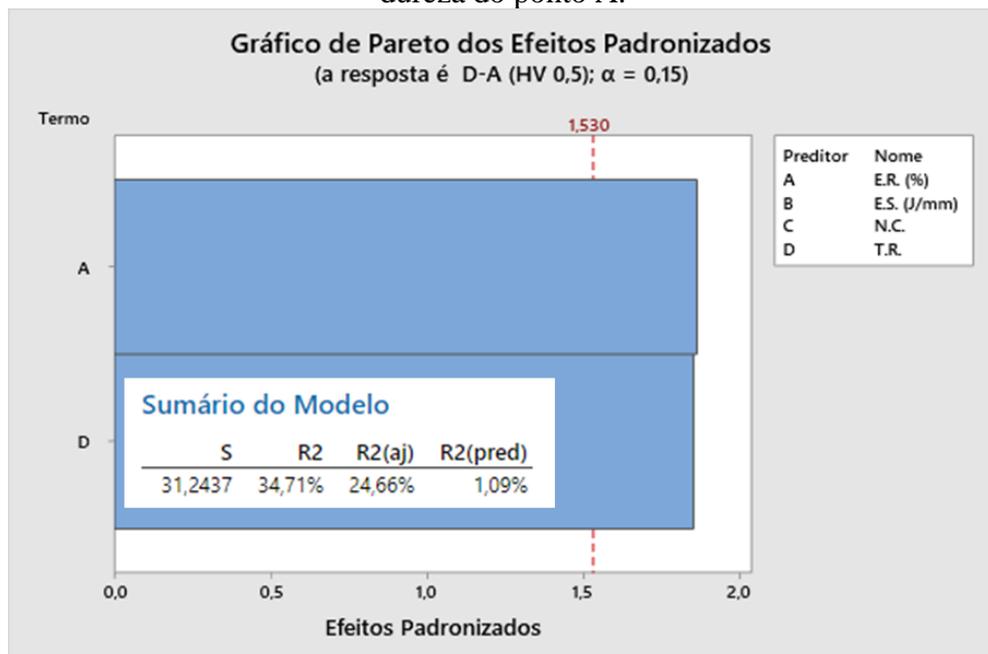


Figura 76 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto A.



APÊNDICE B: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO B

Figura 77 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto B.

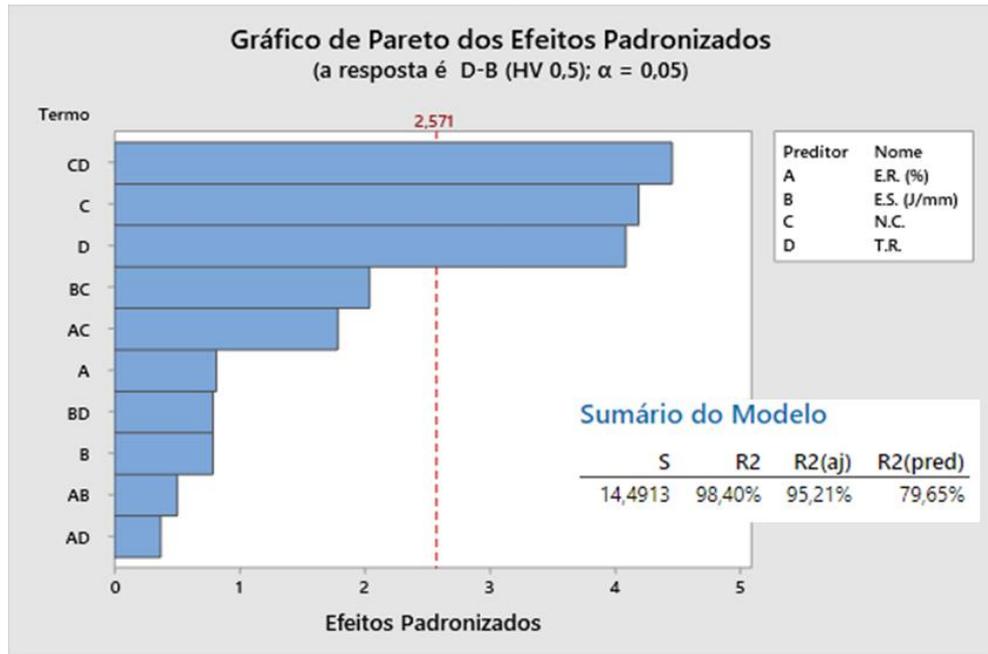
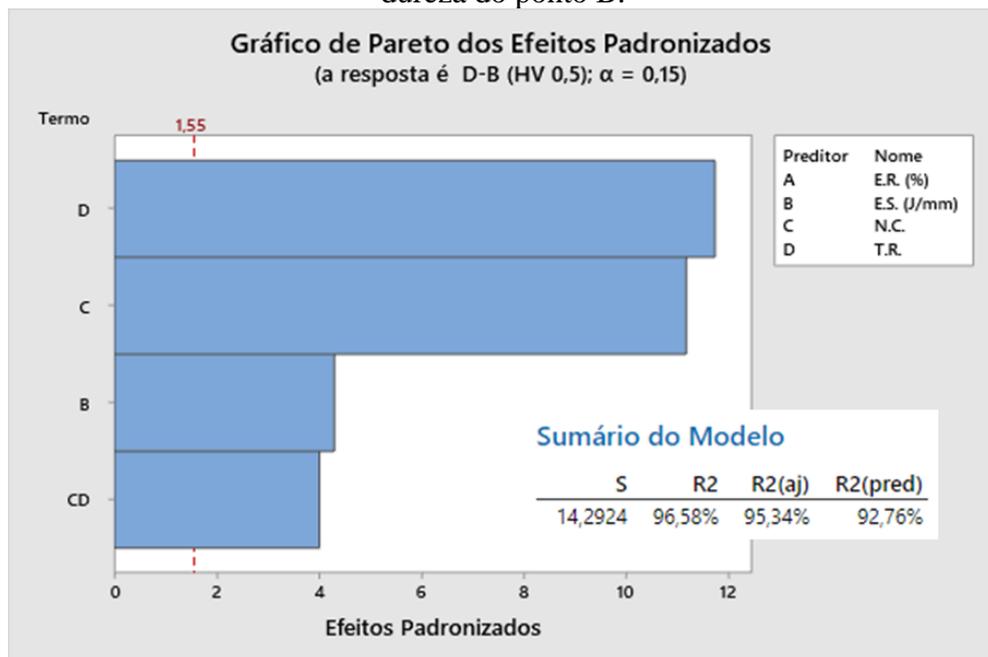


Figura 78 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto B.



APÊNDICE C: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO MS1

Figura 79 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto MS1.

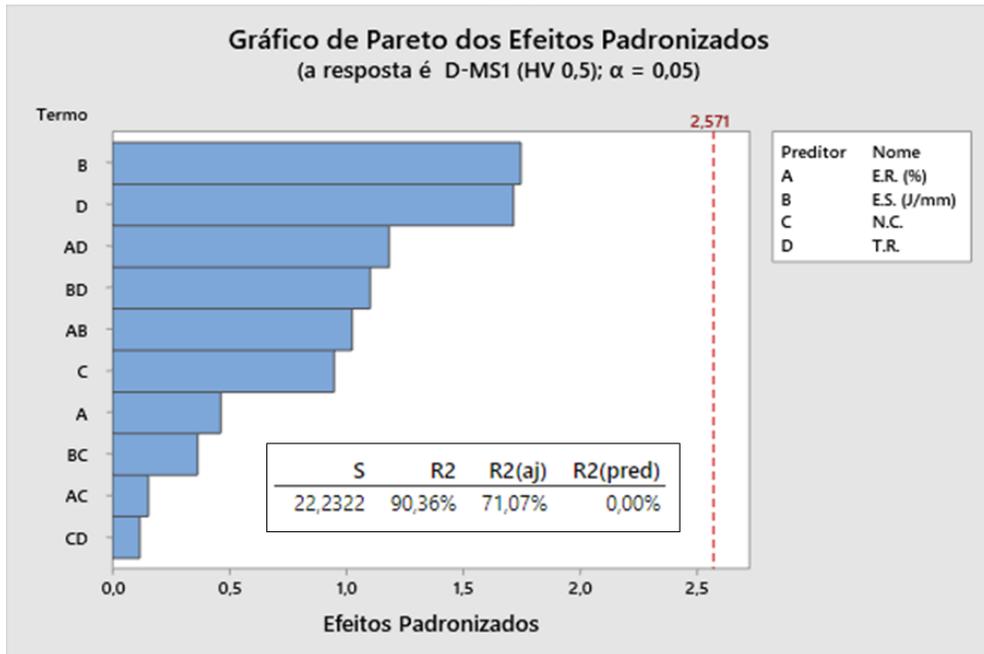
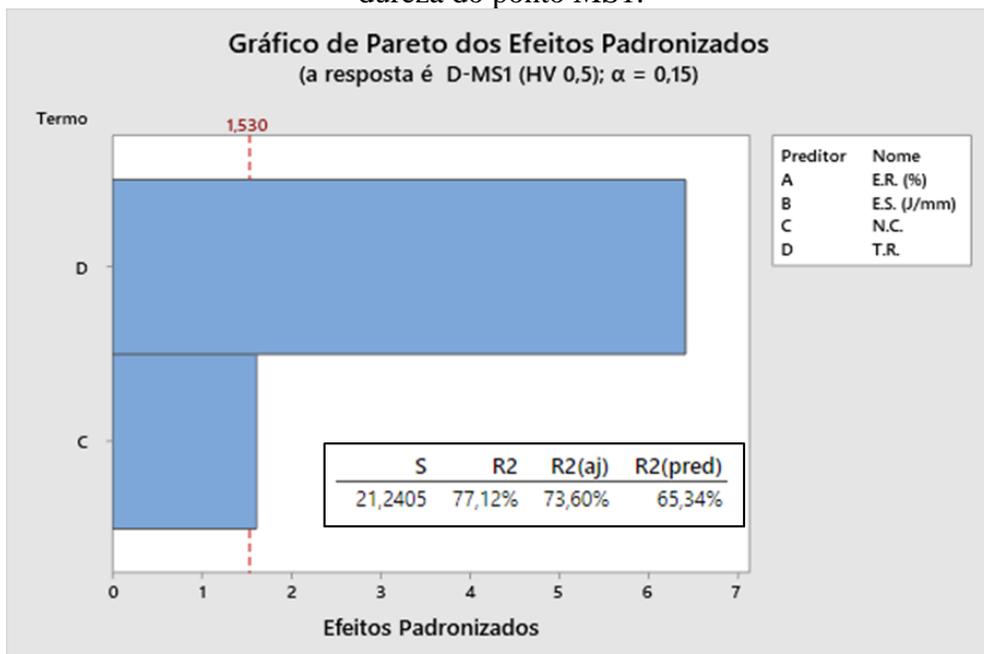


Figura 80 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto MS1.



APÊNDICE D: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA DUREZA DO PONTO MS2

Figura 81 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na dureza do ponto MS2.

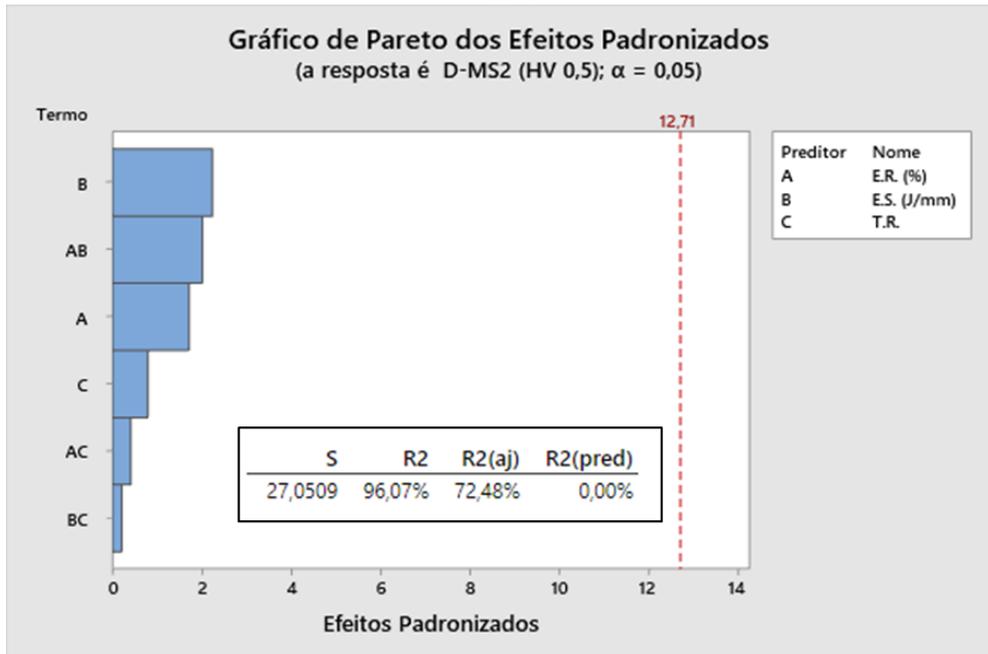
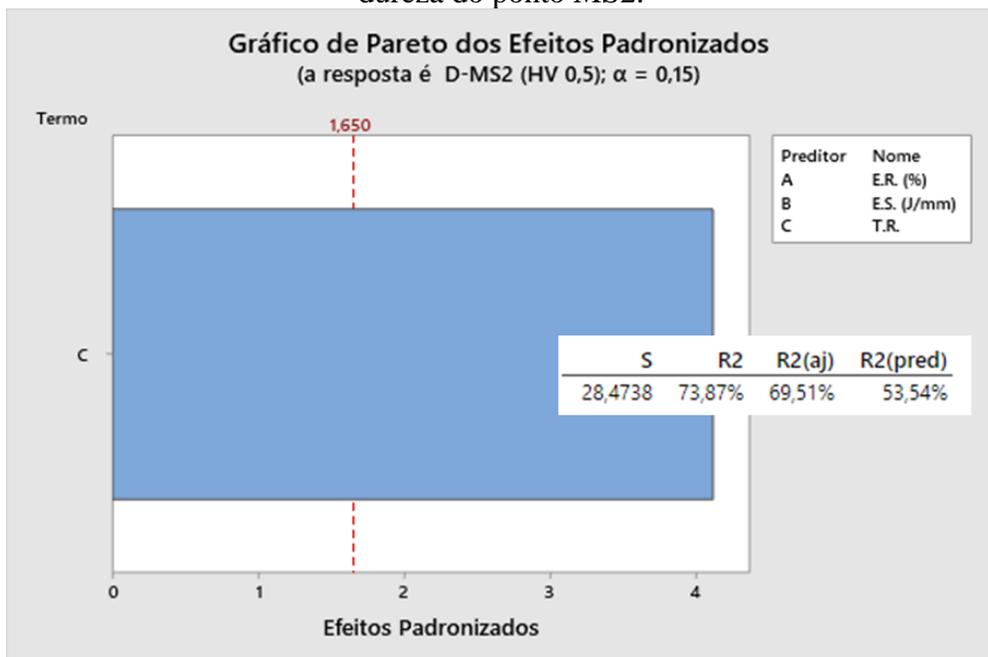


Figura 82 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na dureza do ponto MS2.



APÊNDICE E: GRÁFICOS DOS AJUSTES DE MODELO DE REGRESSÃO NA ÁREA DA ZONA AFETADA PELO CALOR

Figura 83 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto, na área da ZAC.

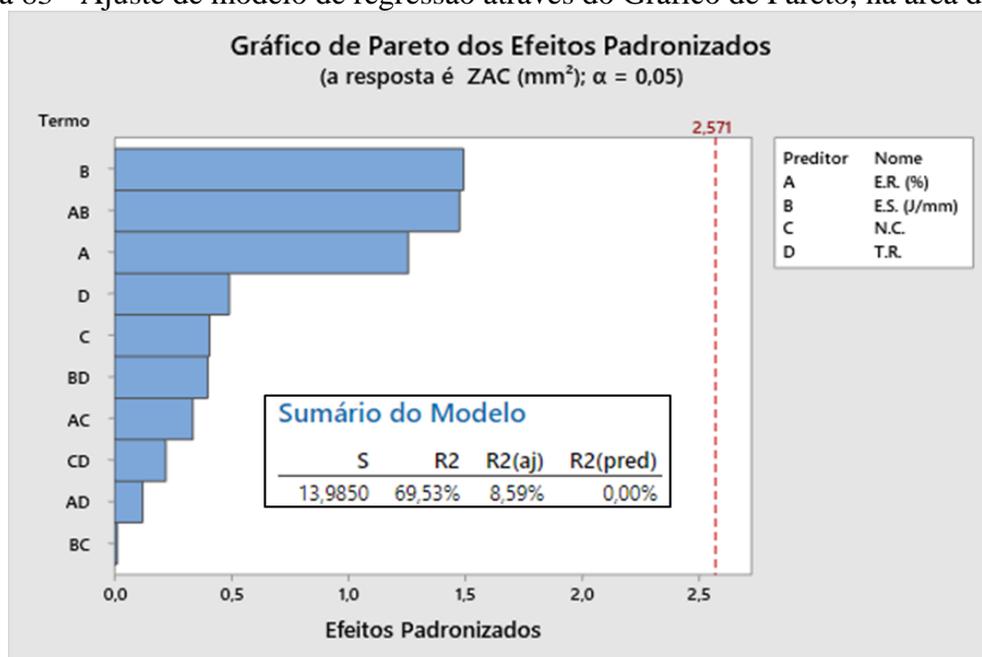
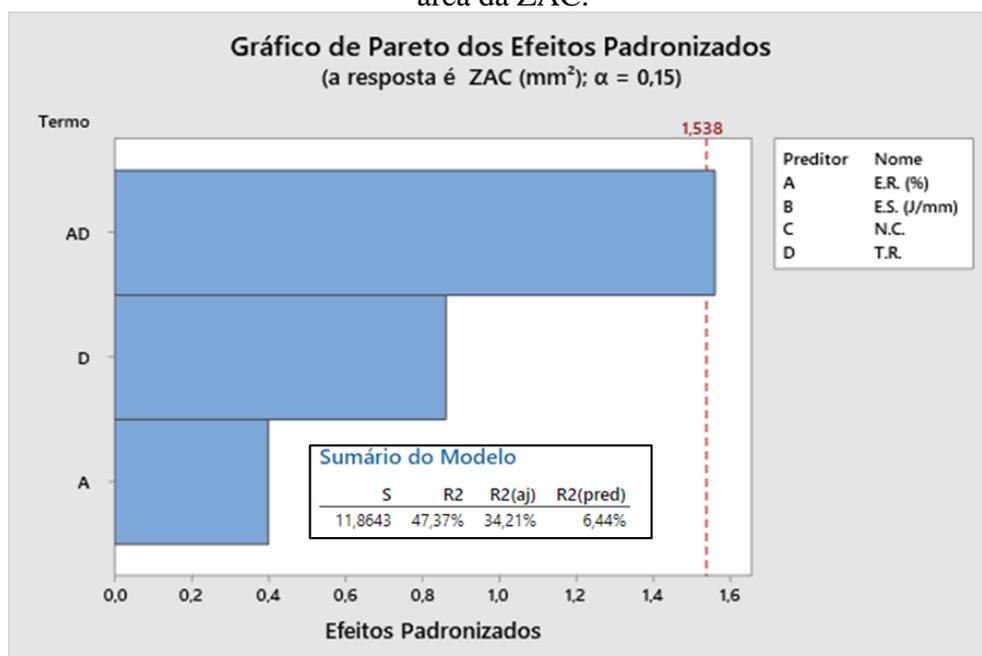


Figura 84 - Ajuste de modelo de regressão através do Gráfico de Pareto após o Stepwise, na área da ZAC.



APÊNDICE F: MICROESTRUTURAS NO PONTO A DOS CPS DE DUAS CAMADAS

Figura 85 - Microestrutura do ponto A: a) CP2; b) CP10. Aumento 200x; ataque Nital 2 %.

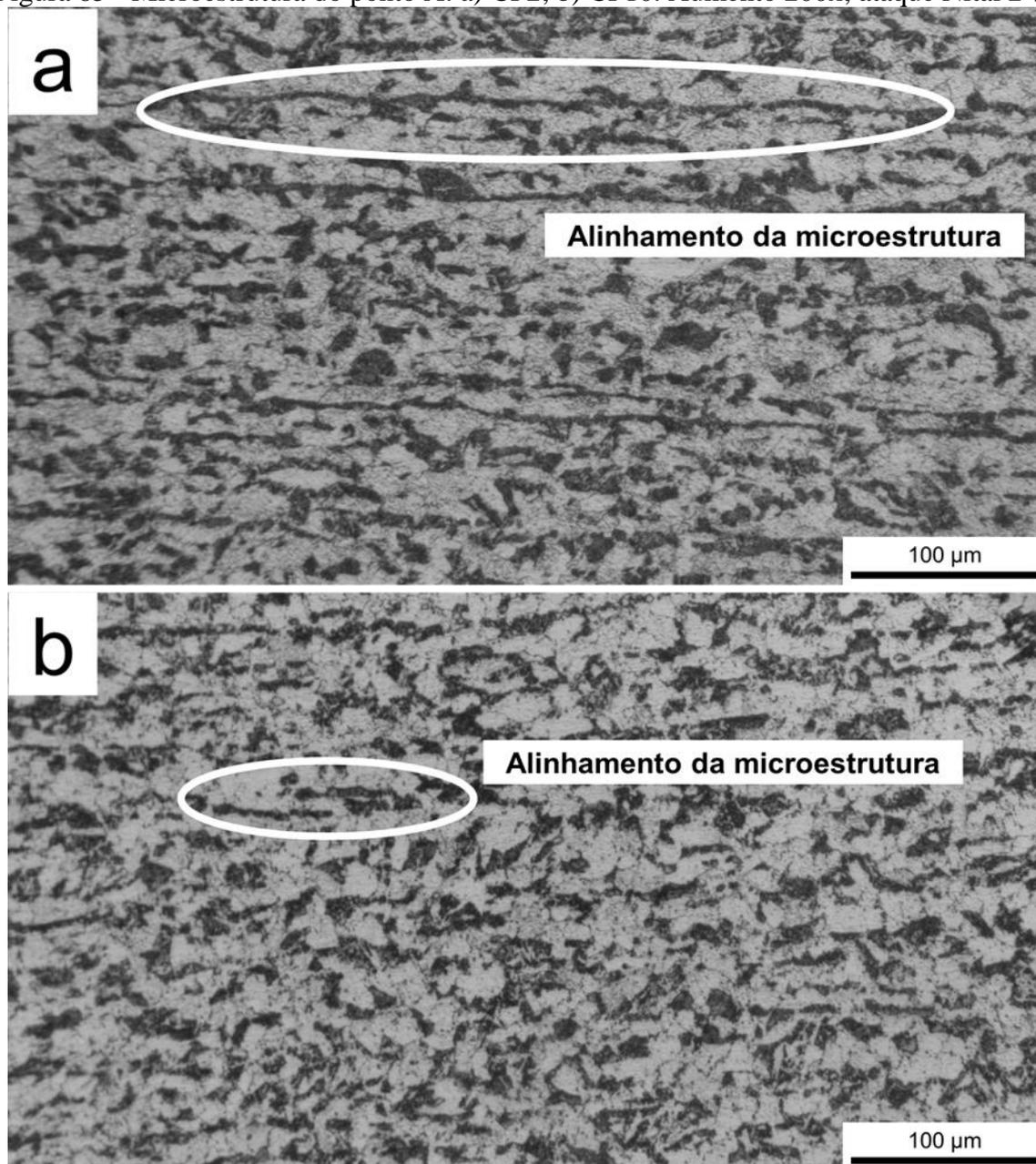
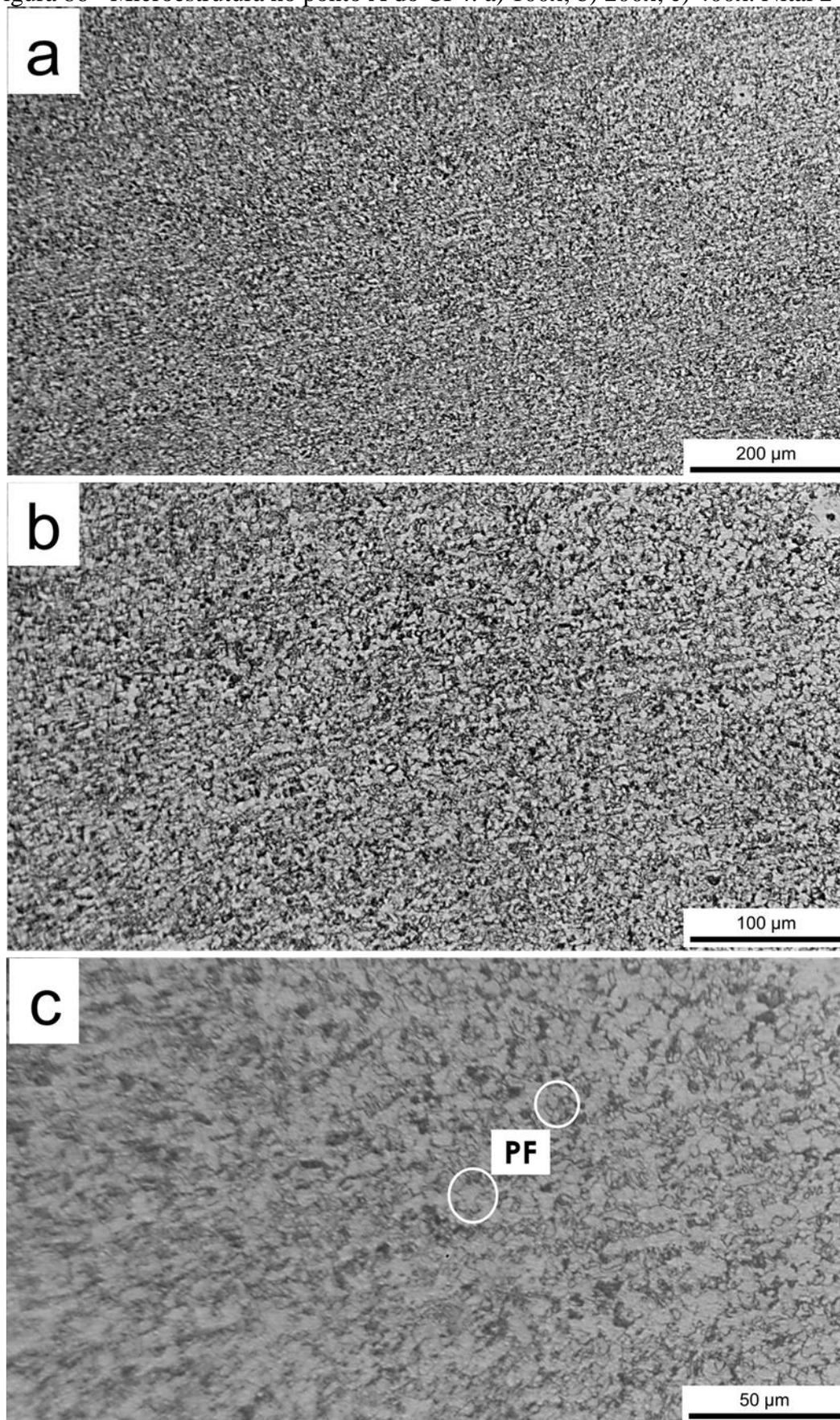


Figura 86 - Microestrutura no ponto A do CP4: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.



APÊNDICE G: PROCESSO DE QUANTIFICAÇÃO DO MICROCONSTITUINTE MARTENSITA-AUSTENITA ATRAVÉS DO PROGRAMA IMAGEJ

Figura 87 - Processo de quantificação do microconstituente utilizando o ImageJ.

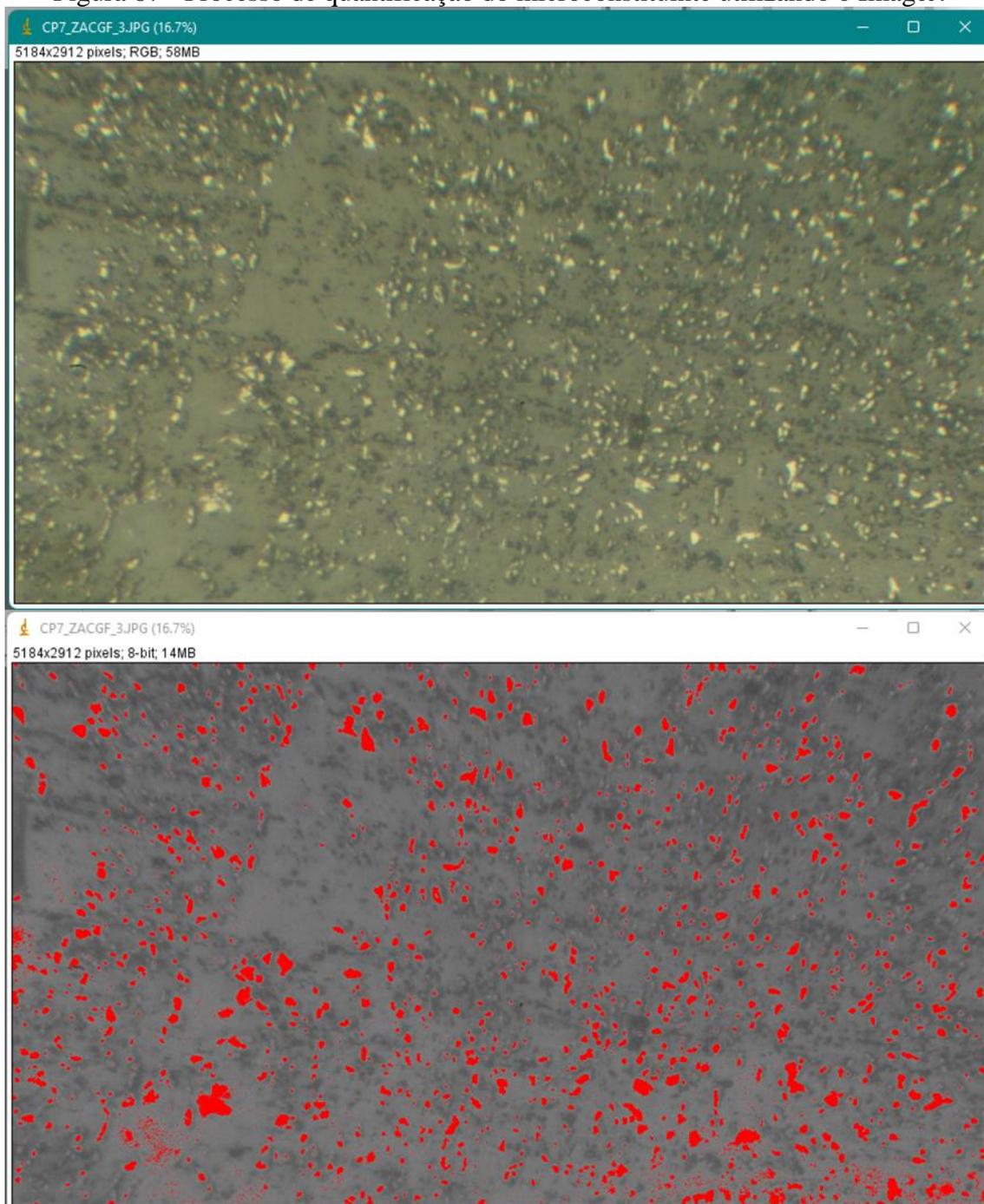
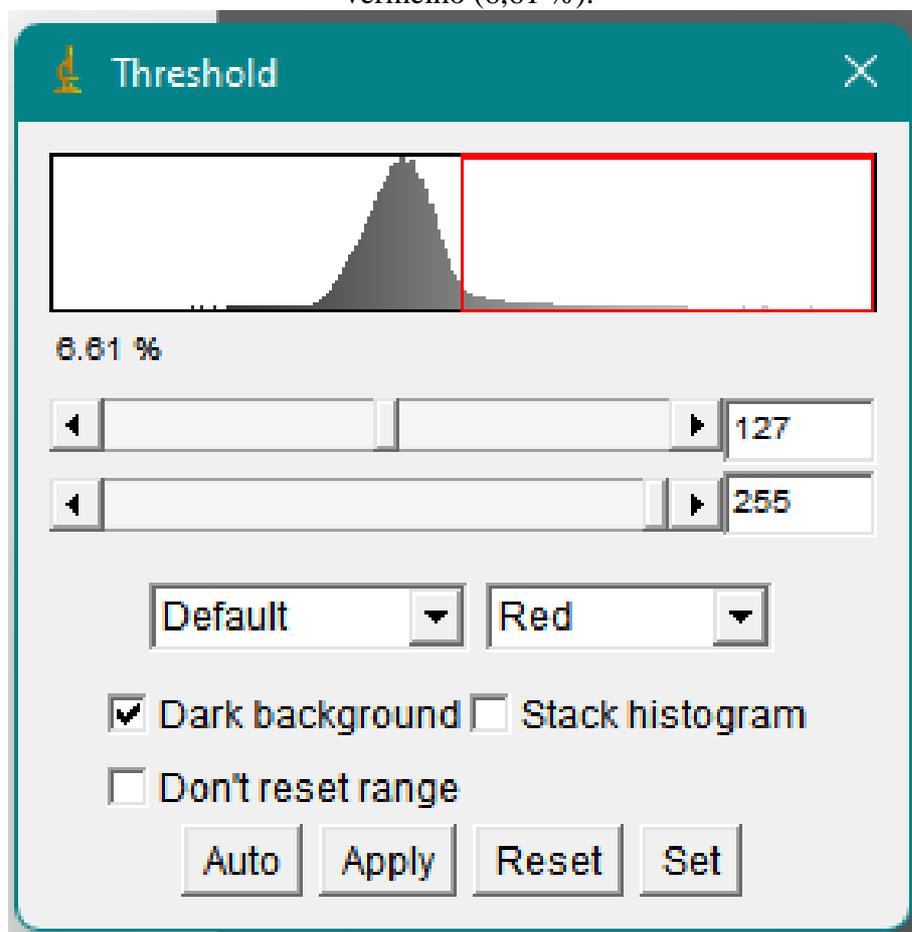


Figura 88 - Obtenção da porcentagem após o processo *Threshold*, somando a porcentagem em vermelho (6,61 %).



APÊNDICE H: MICROESTRUTURA NO PONTO B DOS CPS DE DUAS CAMADAS

Figura 89 - Microestrutura no ponto B CP2: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.

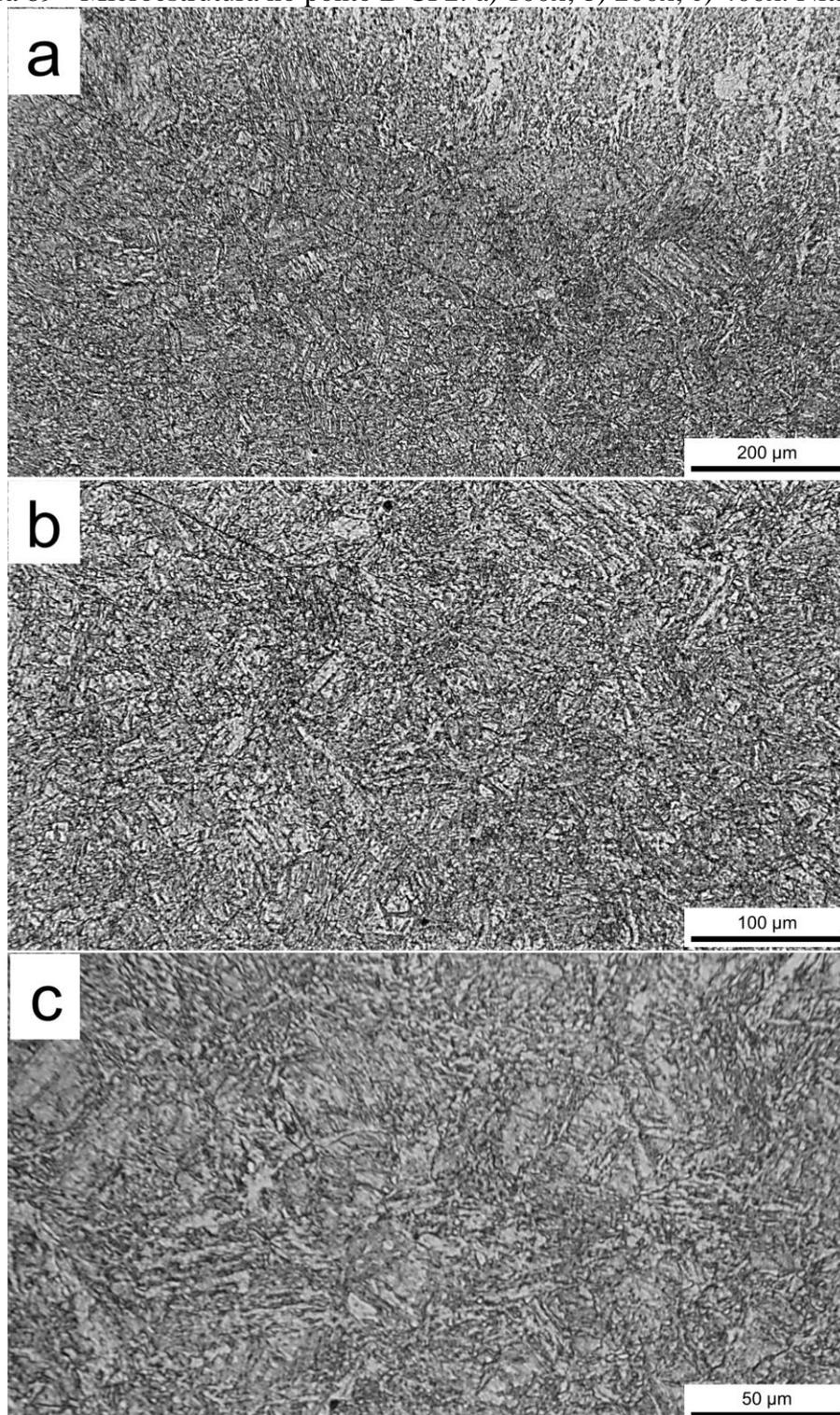
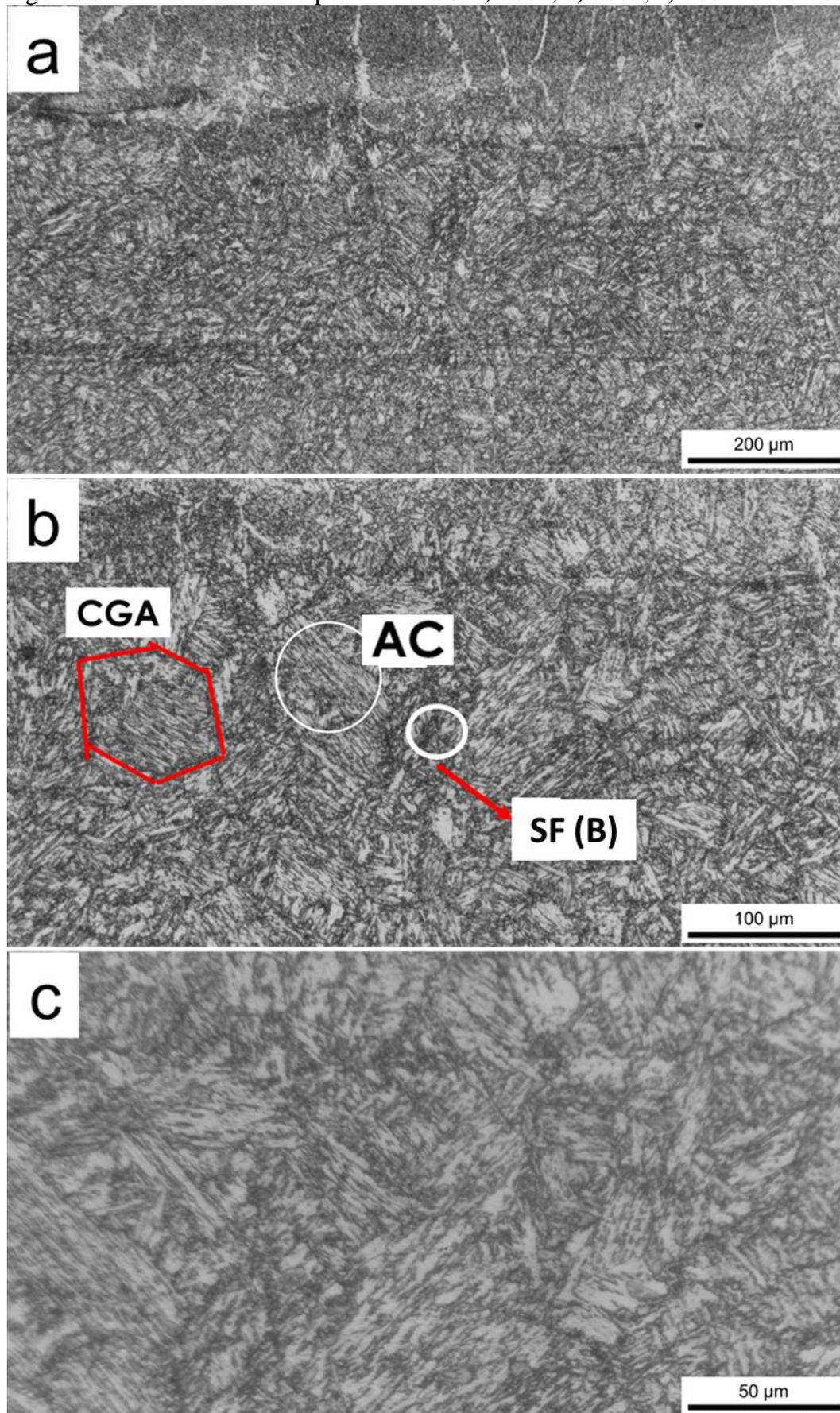


Figura 90 - Microestrutura no ponto B CP16: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.



APÊNDICE I: MICROESTRUTURAS DOS METAIS DE SOLDA

Figura 91 - Microestrutura no ponto MS1 CP3: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.

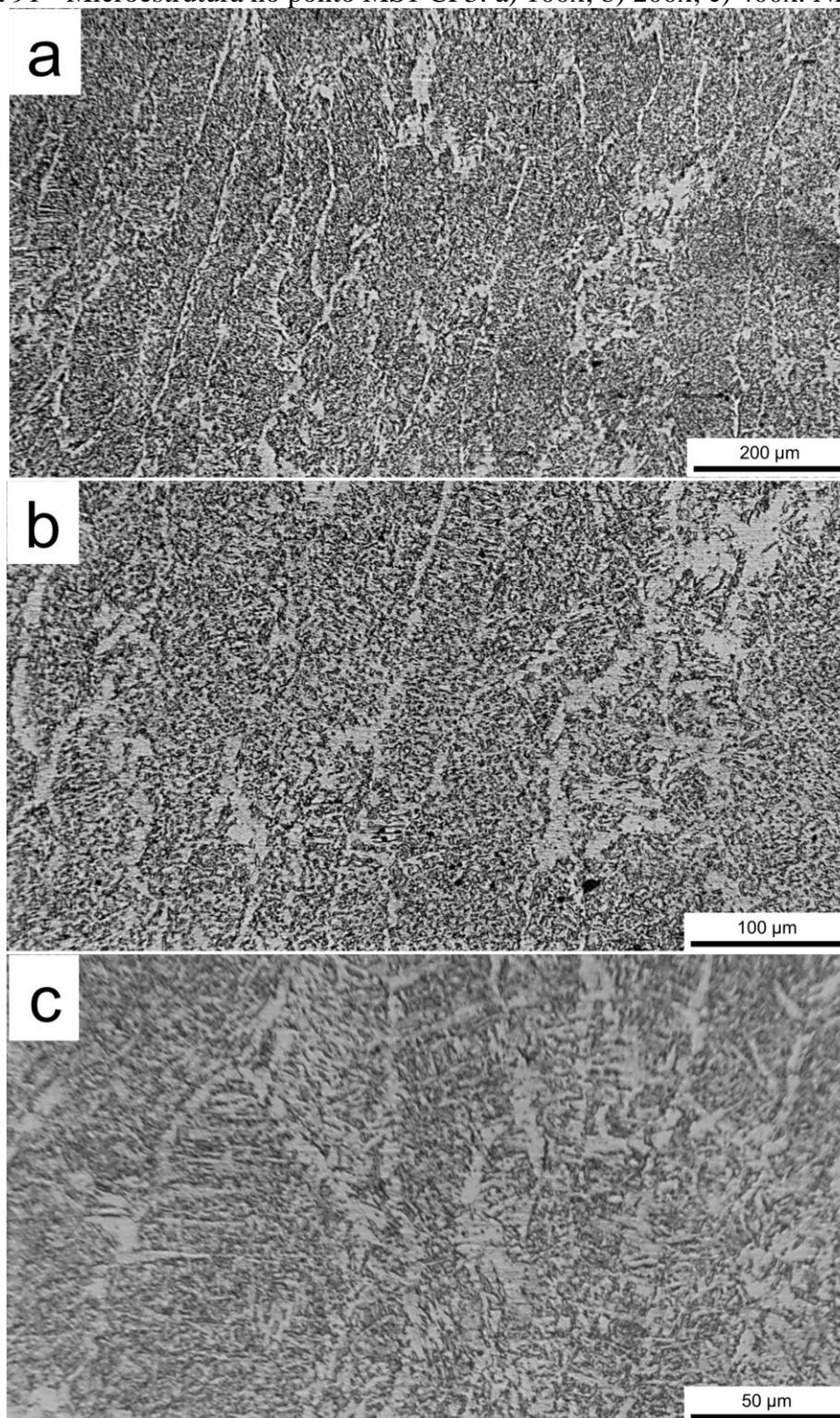


Figura 92 - Microestrutura no ponto MS1 CP11: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.

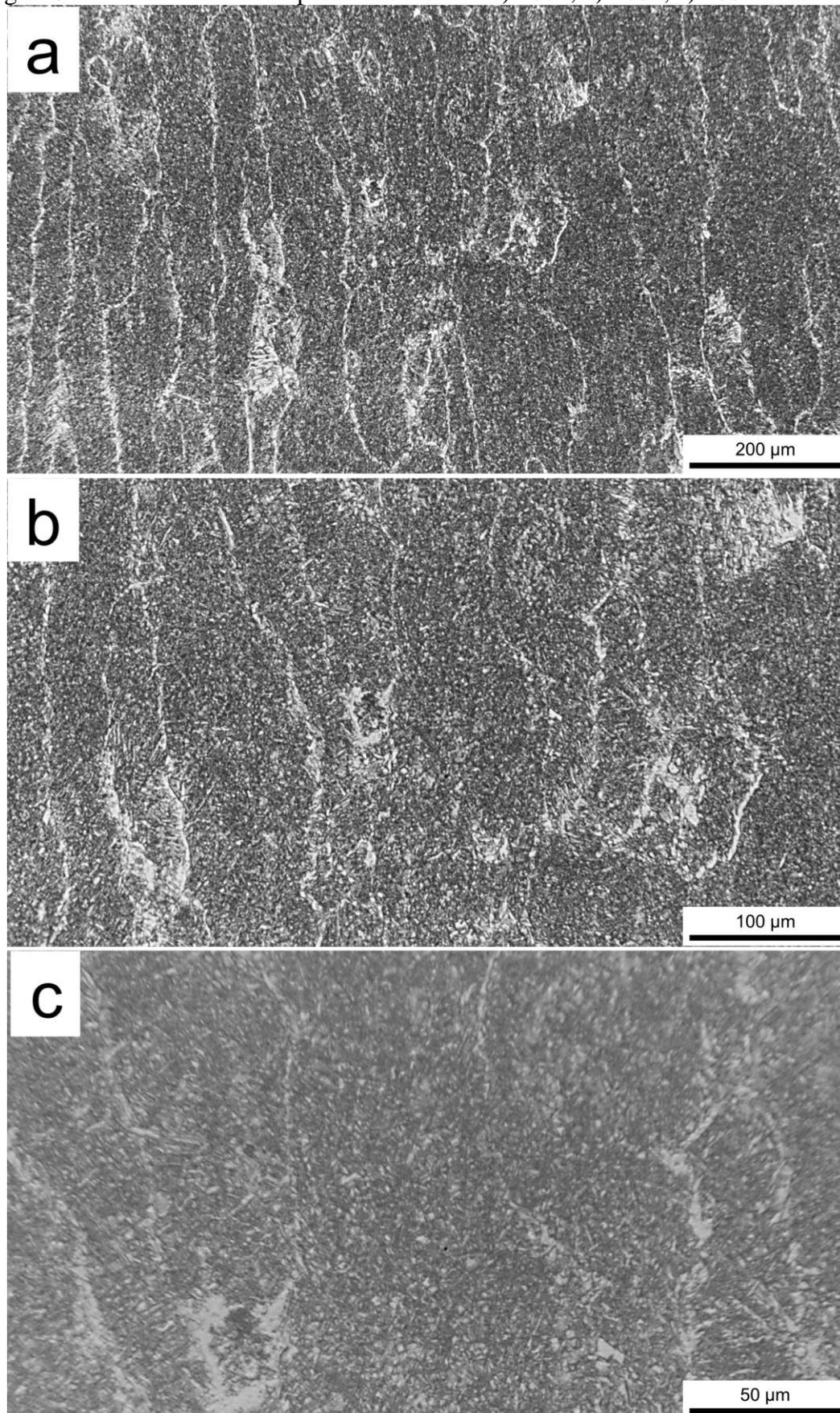


Figura 93 - Ponto MS1-CP4. a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.

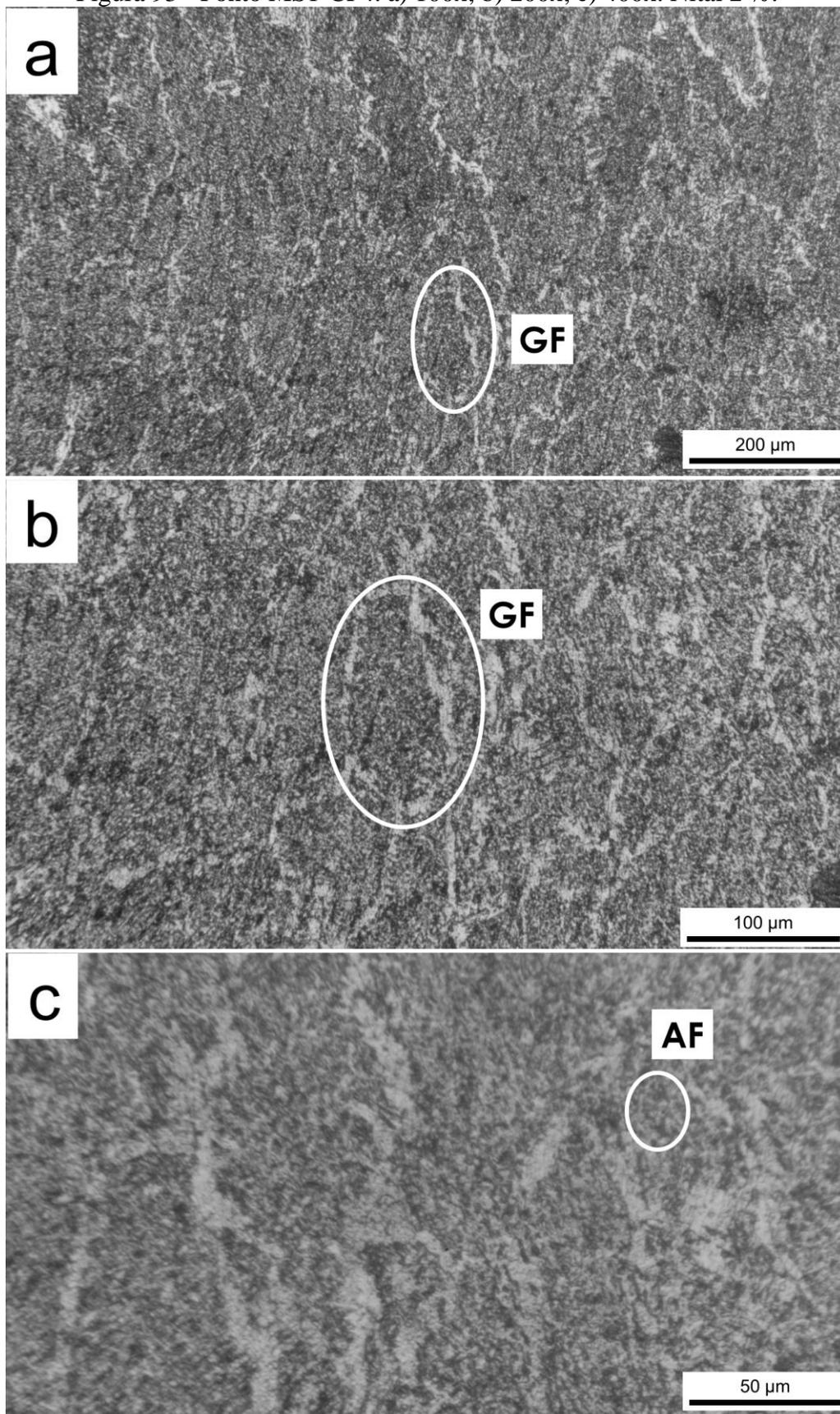


Figura 94 - Ponto MS1-CP16. a) 100x; b) 200x; c) 400x. Nital 2 %.

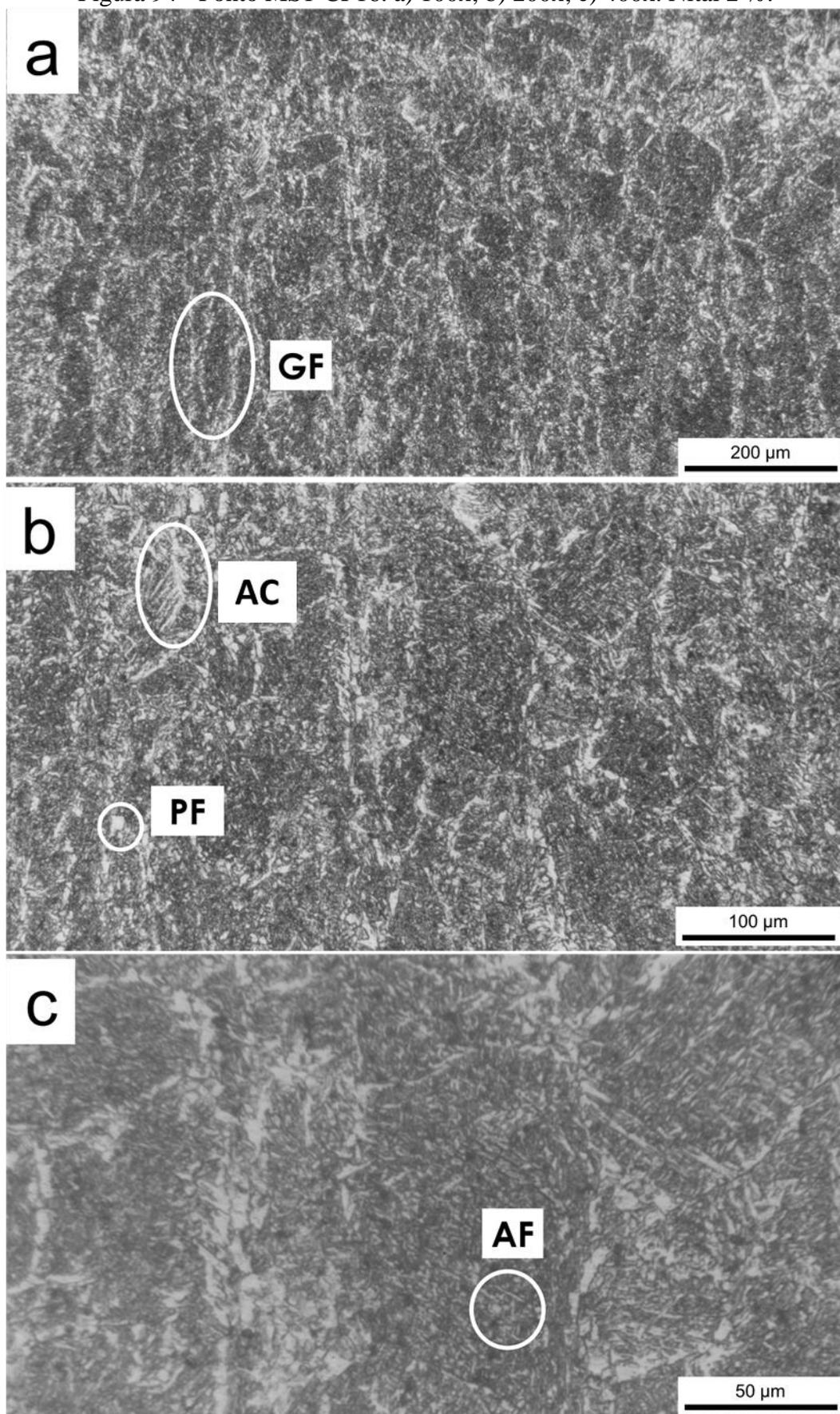


Figura 95 - Microestrutura no ponto MS2 do CP4: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.

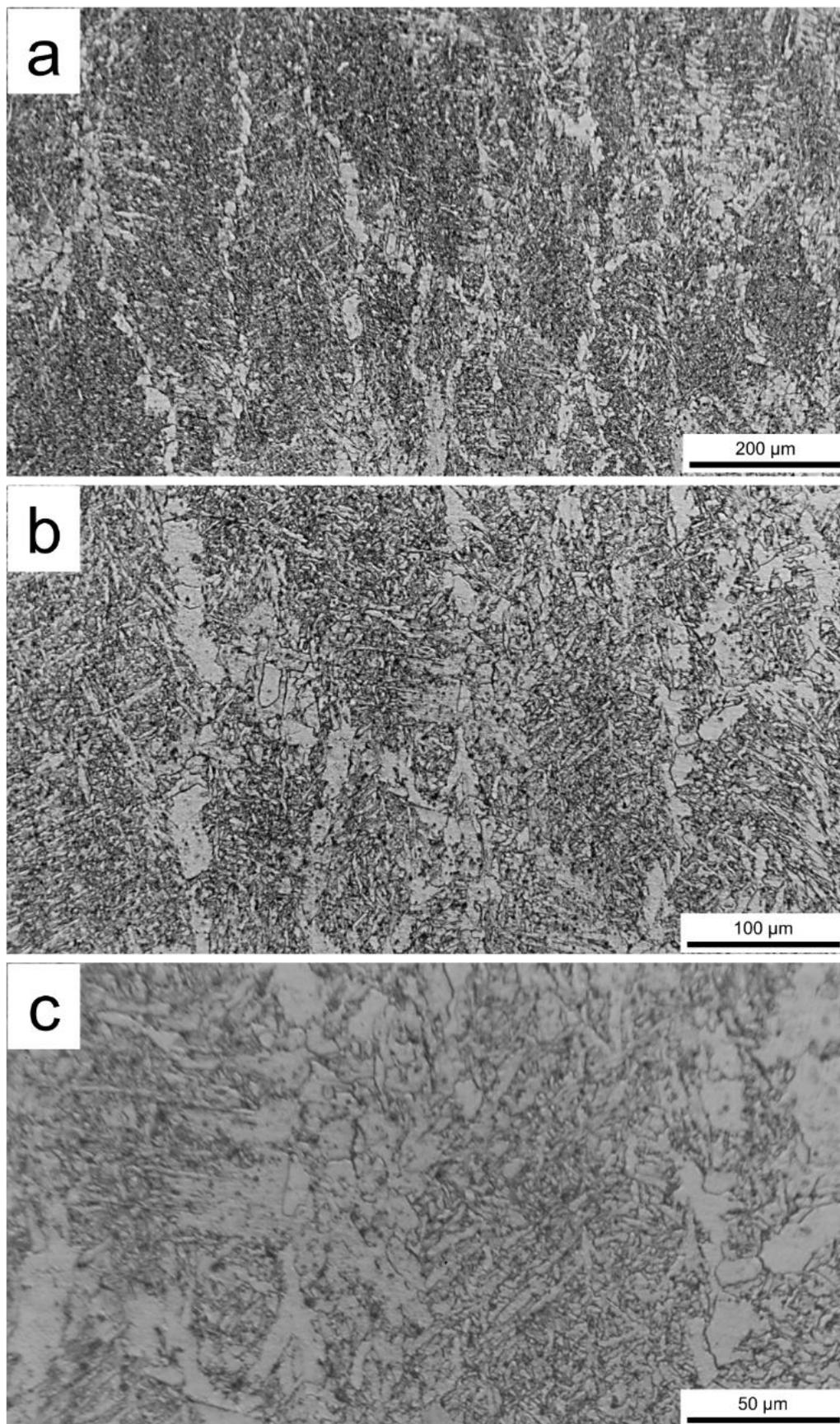


Figura 96 - Microestrutura no ponto MS2 do CP12: a) 100x; b) 200x; c) 400x. Ataque Nital 2%.

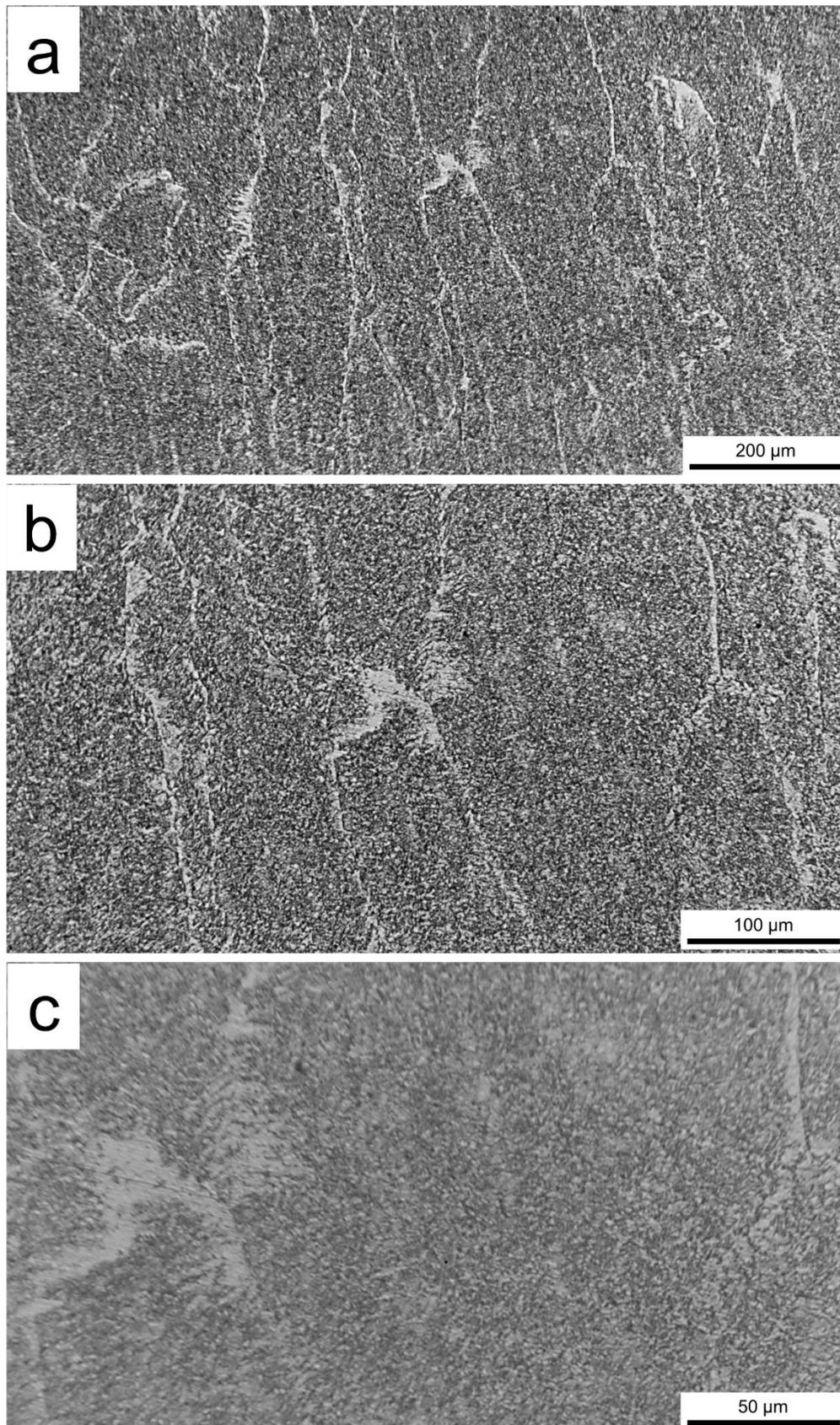


Figura 97 - Microestrutura pelo MEV no MS2: a) CP4; b) CP12. Aumento 500x. Nital 2 %.

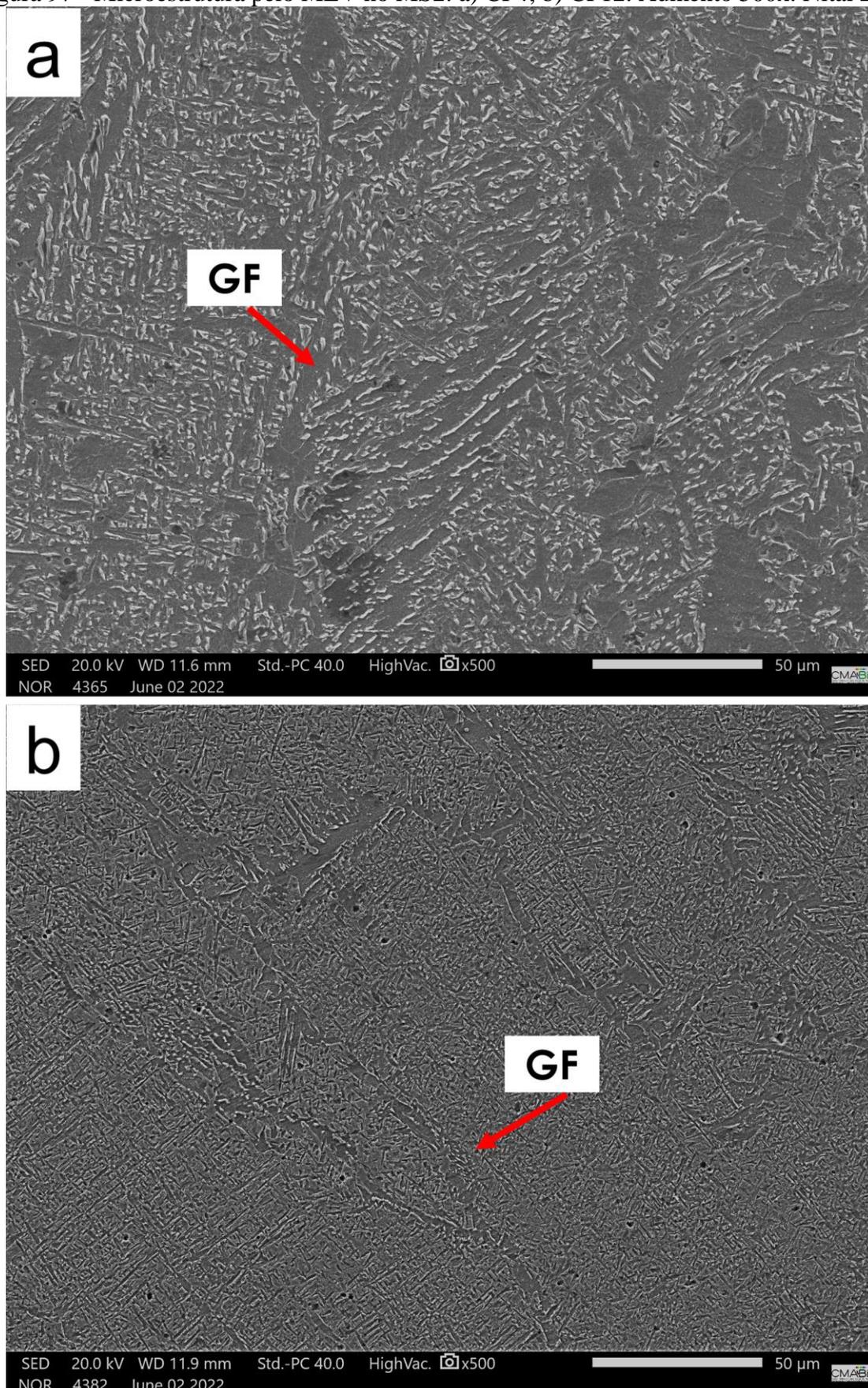
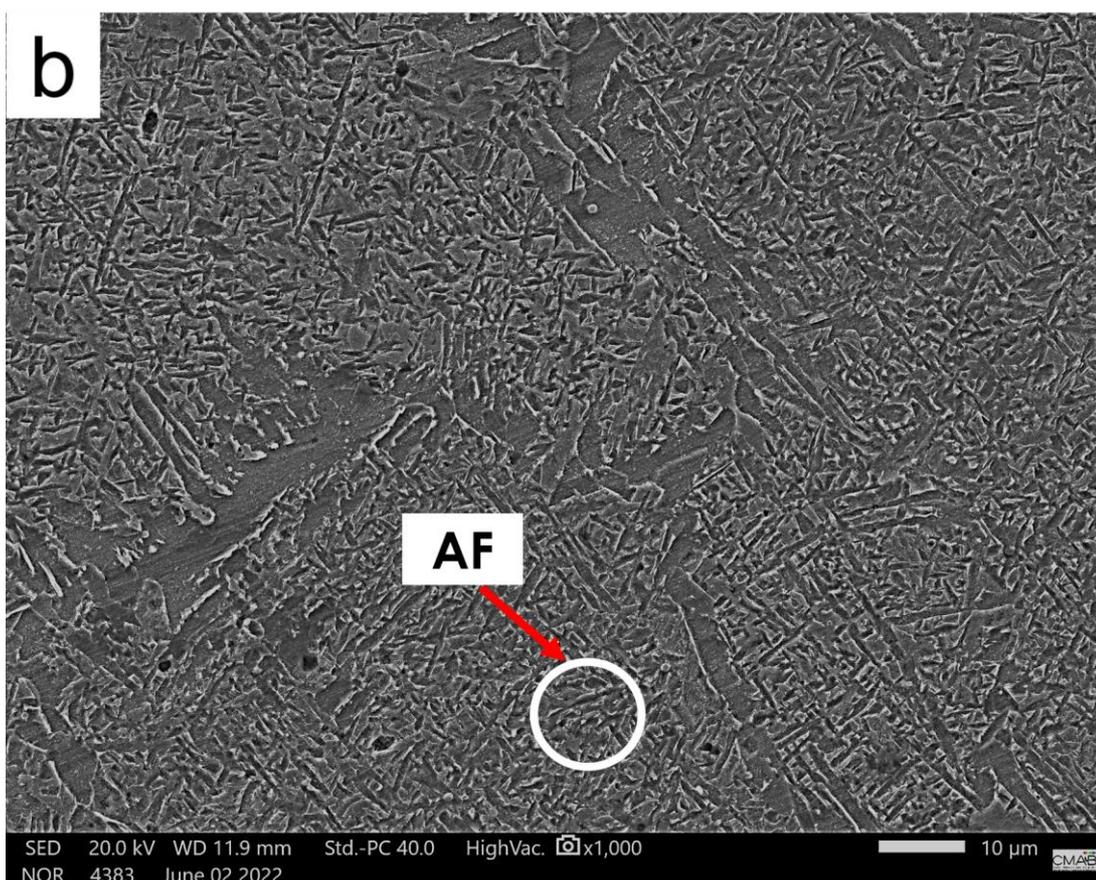
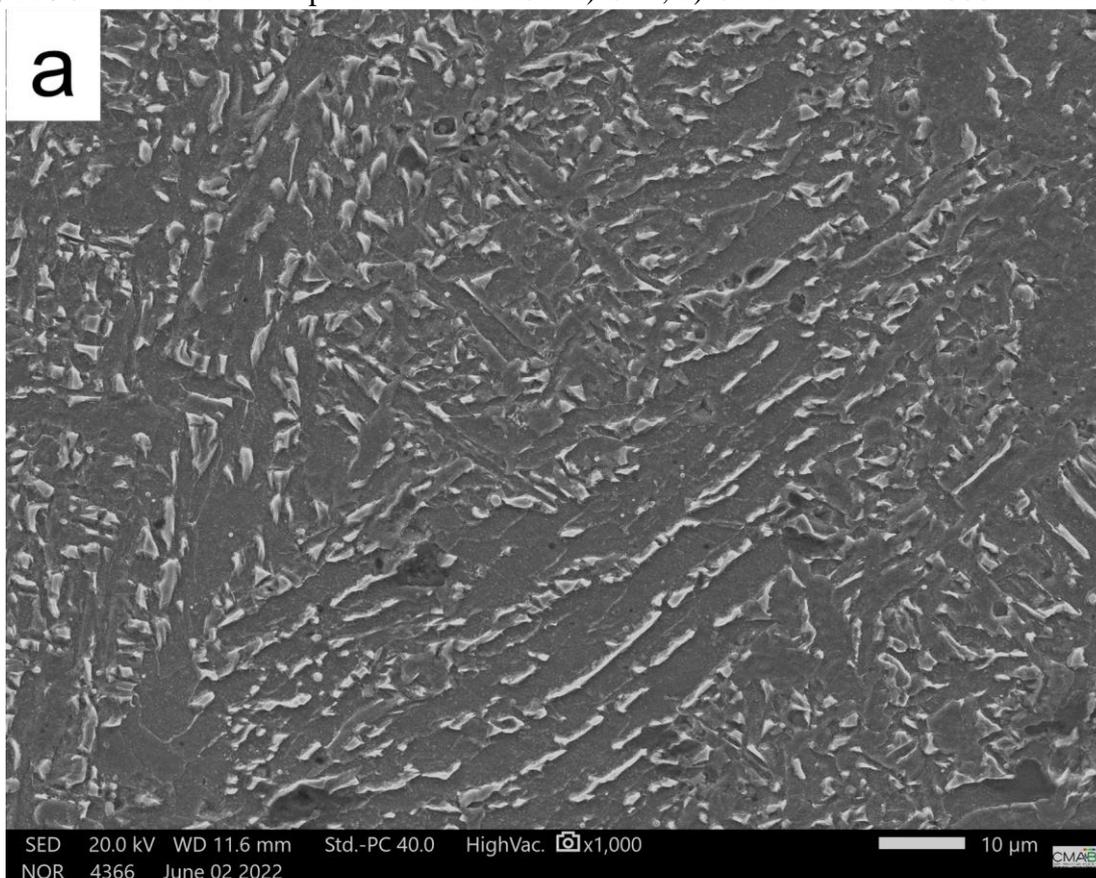


Figura 98 - Microestrutura pelo MEV no MS2: a) CP4; b) CP12. Aumento 1000x. Nital 2 %.



APÊNDICE J: DENDROGRAMAS

Figura 99 - Dendrograma com análise de todos os resultados obtidos.

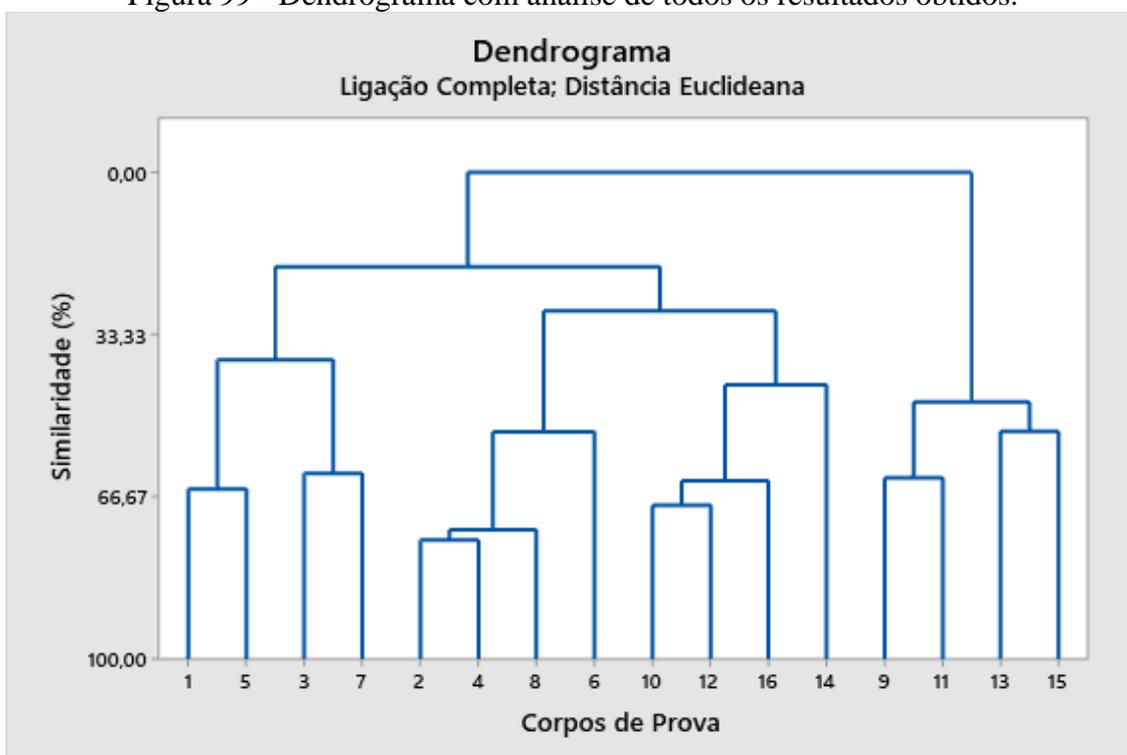


Figura 100 - Dendrograma utilizando apenas as análises de microdureza.

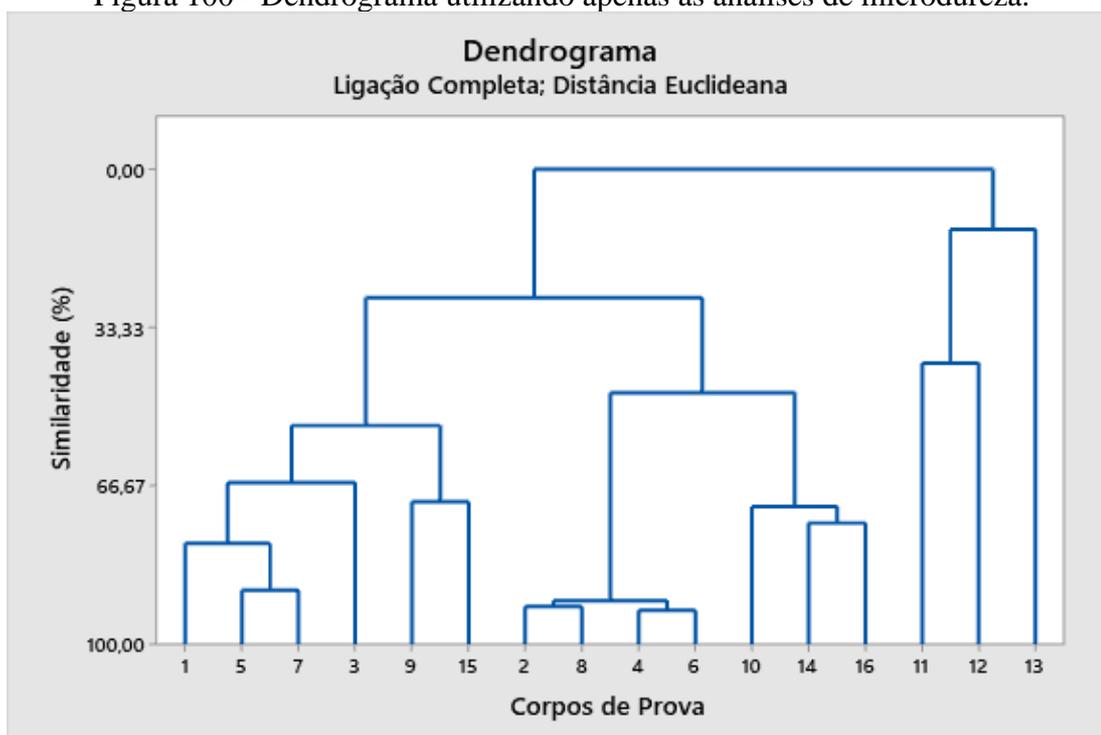


Figura 101 - Dendrograma utilizando apenas os valores de quantificação do microconstituente Martensita-Austenita.

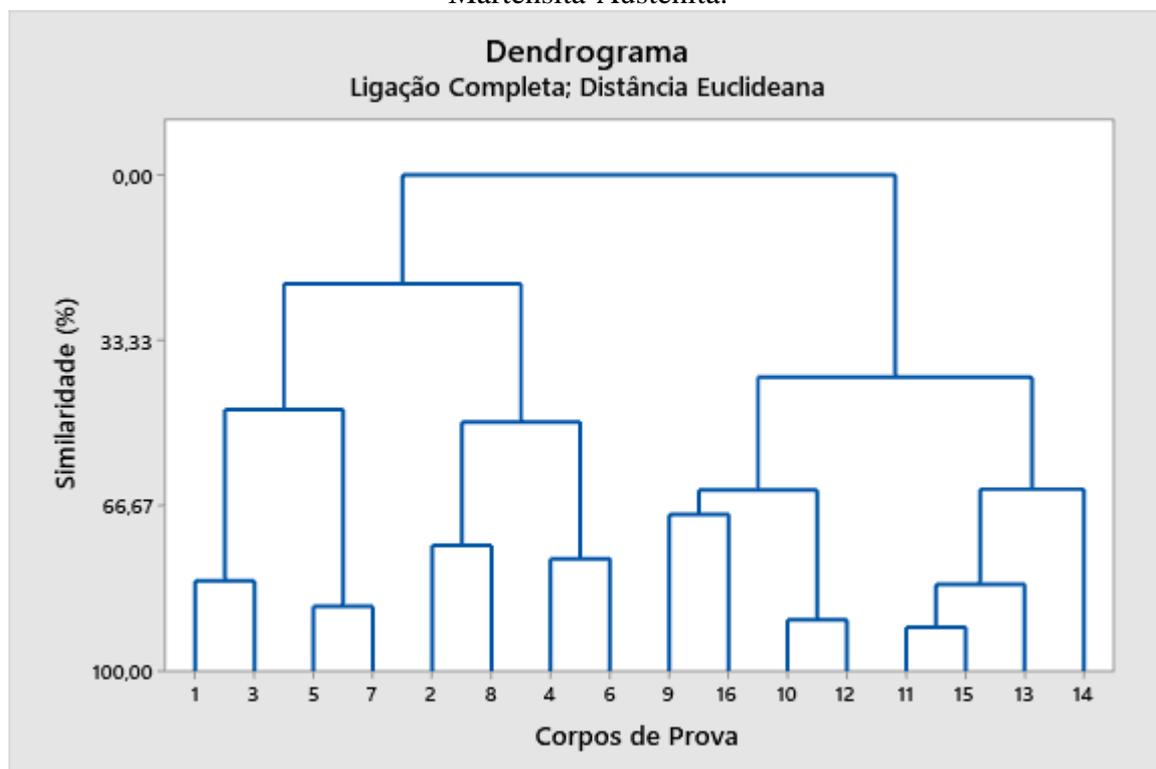
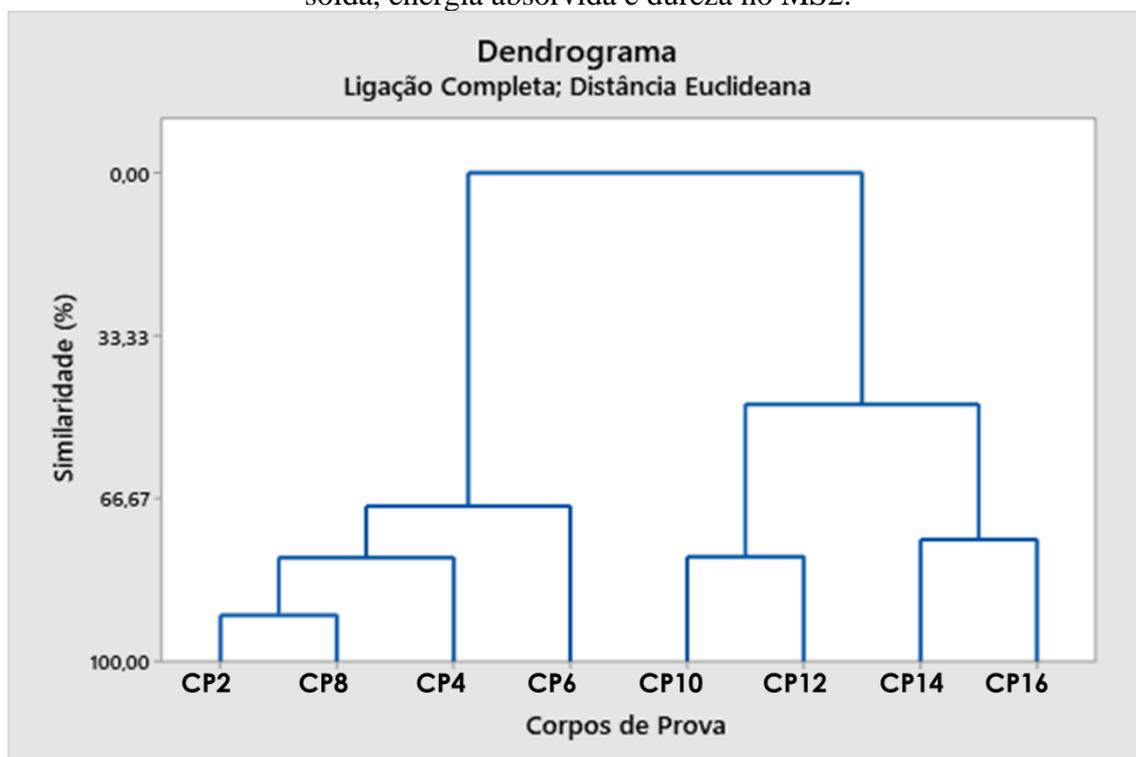


Figura 102 - Dendrograma utilizando a quantificação do M-A na segunda camada de metal de solda, energia absorvida e dureza no MS2.



ANEXO A: CERTIFICADO DE QUALIDADE DO ELETRODO



denver
SOLDAS

Empresa Certificada em ISO 9001:2015




DESDE 1968

SOLUÇÕES PARA SOLDAGEM

www.denversa.com.br

CERTIFICADO DE QUALIDADE

Denver 7018E

Dimensão.: 2,50 x 350 mm

Norma.: AWS A5.1/2012 - E 7018-1

Série.: 66388D

Produção.: 01/03/2019

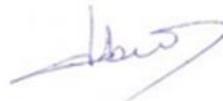
ENSAIOS SOBRE METAL DEPOSITADO				
Composições		Descritivos Técnicos		
C	0,053%	Limite de escoamento	430	MPa
Si	0,45%	Limite de resistência	552	MPa
Mn	1,48%	Alongamento	33,6	%
P	0,029%	Impacto / Charpy V (-20 oC)	68	J
S	0,011%	Impacto / Charpy V (-45 oC)	140	J
Cr	0,037%			
Ni	0,021%			
Mo	<0,002%			
V	0,01%			
Mn+Ni+Cr+Mo+V	1,54%			

Observações
AWS A5.01/2008 - Class C1 / Schedule F
ASME II-C/2010 - SFA 5.01 - Class C1 / Schedule F
Produto homologado ABS 3YH10
Produto homologado FBTS - Petrobrás N1859 - Rev.F - AnexoB
Pode haver diferenças entre a data de produção e a data da etiqueta da embalagem.

Normas de Segurança
Consulte MSDS em www.denversa.com.br (Infotécnica)
American National Standard Z49.1 - Safety in Welding, Cutting and Allied Processes (AWS)
OSHA - Safety and Health Standards (U.S. Government Printing Office)

Emissão.: 21/05/2021

Revisão.: 12 - 03/09/2019



Daniilo Alfredo Ros
Diretor Industrial

Montes Claros/MG (Fábrica)
Av. Governador Magalhães Pinto, 3433
Planalto - CEP 39.404-166

Contagem/MG (Escritório)
Rua Cardeal Arco Verde, 1240 - Água Branca
CEP 32.371-000 | +55 (31) **3441-4688**

Sumaré/SP (Centro de Distribuição)
Rua José Elpidio de Oliveira, 711A
Cidade Nova - CEP 13.178-166

ANEXO B: CERTIFICADOS DE QUALIDADE DAS CHAPAS



- Aços p/ Construção Mecânica
 - Aços p/ Ferramentas
 - Tubos Mecânicos
 - Chapas de Aços
- * Fundada em 1963 *

CERTIFICADO DE QUALIDADE / QUALITY CERTIFICATE N.º : 3669097															
Cliente/Customer: Jaime Casanova Soeiro Junior											J0053				
Pedido Cliente/Customer Order n.º: email						N/Pedido Interno/Our Reference n.º: 337817									
Nota Fiscal/Invoice n.º: 30094701						09/09/2020									
Material/Specification: AÇO S355 J2N															
Dimensões/Dimensions: 1/4"(6.35) x 150 x 210 mm						Quantidade/Quantity: 40 pc(s)									
Estado, Acabamento/Finish, Coat: LAMINADO(A)/PRETO															
Tratamento Térmico/Heat Treatment: Normalização															
Rastreabilidade Tenax/Traceability: 45979															
COMPOSIÇÃO QUÍMICA/CHEMICAL COMPOSITION (%)															
Corrida n.º/Heat n.º	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	W	V					
400641	0,15	1,44	0,34	0,022	0,001	0,02	0,01				0,002				
Nb	Co	Al	Cu	Ti	Sn	B	CeqB	Pb	Ca	N					
0,032		0,037	0,01	0,027	0,001		0,40	0,002	0,001	0,0041					
PROPRIEDADES MECÂNICAS/MECHANICAL PROPERTIES															
Ensaio de Tração/Tensile Test															
Limite de Resistência/Tensile Strength (T.S.)				Limite de Escoamento/Yield Strength (Y.S.)				Alongamento/Elongation		Redução de Área/Reduction of Area					
630 MPa				483 MPa				Lo= 28,00%		%					
Dureza/Hardness		Ensaio de Impacto/Impact Test						Dobramento/Bending Test		Temperabilidade/Hardenability					
		Temp.		1.º		2.º		3.º		Média/Average		Tipo/Type			
		-20°C		32J		26J		40J		33J		V			
ENSAIOS METALOGRAFICOS/METALLOGRAPHIC TEST															
Macrografia/Macrography				Fratura Azul/Blue Fracture Test				Tamanho do Grão/Grain Size				Descarbonetação/Descarburization			
												mm			
Microinclusões/Microinclusions - ASTM-E - 45								Oxidos/Oxides		Silicatos/Silicates		Estrutura/Structure			
A		B		C		D									
Fino/Thin		Grosso/Thick		Fino/Thin		Grosso/Thick		Fino/Thin		Grosso/Thick		Fino/Thin			
ENSAIO DE TEMPERABILIDADE JOMINY/HARDENABILITY JOMINY TEST															
Distância/Distance															
Dureza/Hardness (HRc)															
ULTRA-SOM/ULTRASONIC TEST:															
ENSAIO DE PARTÍCULAS MAGNÉTICAS/ MAGNETIC PARTICLE TEST:															
Observações/Remarks: Chapa cortada na dimensão de 210 mm na direção longitudinal															

Certificado emitido com autorização e garantia da Usina Siderúrgica/ This Certificate is issued and authorized with guarantee by the Steel Mill.

TENAX AÇO E FERRO LTDA
 Travessa Leonor Mascarenhas, 101 - Ramos
 Rio de Janeiro - RJ - CEP 21040-135
 Telefone: (21) 3865-4400 FAX: (21) 3865-4422
 www.tenax.com.br | qualidade@tenax.com.br

Data: 09/09/2020

Eng. Nessim Siles
 CREA-RJ - 82-1-02381-1-D
 Controle de Qualidade / Quality Control

<p>USIMINAS USINAS SIDERURGICAS DE MINAS GERAIS S.A. USIA INTENDENTE CAMARA - PATINGA/ING/BRASIL SEDE: BELO HORIZONTE - MG - BRASIL R. PROF. JOSE VIEIRA DE MENDONÇA, 3011 BARRIO EMENHO NOGUEIRA - CP 806 - CEP. 3110-280 Cidade: Belo Horizonte - Minas Gerais - Brasil INSCRICAO ESTADUAL: 011.002022.0120</p>	<p>CERTIFICADO DE INSPECÇÃO INSPECTION CERTIFICATE CHAPA GROSSA DO LCG STEEL PLATE</p>	<p>Cliente: Customer, Tolerâncias - Tolerances Espessura-Thickness Largura-Width Comprimento-Length</p>	<p>Data de Emissão Date of Issue 31/01/2019 Nota Fiscal Commercial Invoice N 000695493 1 Ordem de Venda Sale Order Nº Item 00-446084 3 Nº Certificado Certificate Nº 4735540</p>
<p>Placa Volume S/D 222 84493728 1</p>	<p>Peças por Volume Pieces per Packages 1</p>	<p>Massa Líquida Net Mass 1550</p>	<p>Corrida Amostra Heat Sample 247762 53166671 /</p>
<p>Massa Líquida Massa Bruta Net Mass Gross Mass 1550 1550</p>	<p>Peças-Pieces = 1</p>	<p>Dimensões Nominais - Nominal Dimensions 6,30 x 2500 x 12000 mm</p>	<p>Ensaio de Charpy - Charpy Test Amostra Pos Dir Temp EA1 EA2 EA3 Sample TS YS/TS EI 53166671 B4 C 4,6 / 556 / 34</p>
<p>Ensaio de Tração - Tensile Test Amostra Pos Dir LR LE/LR(%) AL(%) Sample TS YS/TS EI 53166671 B4 C 4,6 / 556 / 34</p>	<p>Unidades-Units = N/mm² Entalhe em V com 2mm de Profundidade-V notch with 2mm depth Dimensão-Size = 10x5,0mm</p>	<p>Composição Química (%) - Chemical Composition (%) Corrida Analise Heat Analysis 247762 P</p>	<p>Fórmula do Carbono Equivalente - Carbon Equivalent Formula B = C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+(Ni+Cu)/15</p>
<p>Tratamento Térmico - Heat Treatment Tratamento Treatment NORMALIZAÇÃO - NORMALIZING</p>	<p>Unidade de Temperatura-Temperature Unit = °C Tempo Aquecimento-Heating Time = minutos-minutes Tempo de Enchafuramento-Soaking Time = minutos-minutes Tempo total de forno-Furnace time = minutos-minutes</p>	<p>Abreviaturas - Abbreviations TA = Tempo Aquecimento - Heating Time - minutos-minutes TT = Tempo Total de Forno - Ft = Furnace Time - minutos-minutes LR = Limite de Resistência - TS = Tensile Strength C = Transversal-Transverse L = Longitudinal B4 = Base a um quarto da largura-Bottom at a quarter width Barg = largura de abertura - Diâmetro-Diameter EAM = Energia Absorvida - Absorbed Energy Al = Alumínio Total-Total Aluminum</p>	<p>Inspeção de Materiais CONFERE COM A NORMA/ESPECIFICAÇÃO</p>
<p>Ensaio de Rastreabilidade-43332 LOTE DE RASTREABILIDADE: 43332</p>	<p>Documento conferido com o lote: 18.667 Contida: 247762 Volume: 844593728 e aprovado por: Antônio em: 13/02/19</p>	<p>Observações - Remarks C012001 FDS - Ficha de Dados de Segurança do Produto, disponível na Extranet da Usiminas MSDS - Material Safety Data Sheet available at Usiminas Extranet.</p>	<p>Heiber Luiz Oliveira Ribeiro GERENTE GERAL DE CONTROLES DE QUALIDADE INTEGRATED QUALITY CONTROL GENERAL MANAGER</p>