

**UNIVERSIDADE DO ESTADO DO AMAZONAS  
ESCOLA SUPERIOR DE TECNOLOGIA  
CURSO DE ENGENHARIA MECÂNICA**

**FELIPE LIMA DA SILVA**

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO A DIFERENTES  
TEMPERATURAS E TEMPOS DE TRATAMENTO EM UMA JUNTA SOLDADA  
DA LIGA DE ALUMÍNIO 5052.**

**MANAUS**

**2017**

**FELIPE LIMA DA SILVA**

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO A DIFERENTES  
TEMPERATURAS E TEMPOS DE TRATAMENTO EM UMA JUNTA SOLDADA  
DA LIGA DE ALUMÍNIO 5052.**

Trabalho de conclusão de curso apresentado  
como requisito parcial à obtenção do título de  
bacharel em Engenharia Mecânica da  
Universidade do Estado do Amazonas UEA.

Orientador: Prof. Msc. Bruno Mello de Freitas.

**MANAUS**

**2017**

Efeitos do tratamento térmico de recozimento a diferentes temperaturas e tempos de tratamento em uma junta soldada da liga de alumínio 5052 – Materiais, da Universidade do Estado do Amazonas – UEA, Escola Superior de Tecnologia – EST. --- 2017, II, 136f, enc; 30 cm.

Trabalho de Conclusão de Curso – Universidade do Estado do Amazonas, 2017.

Inclui anexo e bibliografia:

1. Soldagem
2. Tratamento Térmico de Recozimento.
3. Alumínio e suas ligas
4. Tratamento térmico e ensaios mecânicos.

FELIPE LIMA DA SILVA

**EFEITOS DO TRATAMENTO TÉRMICO DE RECOZIMENTO À DIFERENTES  
TEMPERATURAS E TEMPOS DE TRATAMENTO EM UMA JUNTA SOLDADA  
DA LIGA DE ALUMÍNIO 5052.**

Trabalho de conclusão de curso considerado adequado para obtenção do título de bacharel em Engenharia Mecânica pela Universidade do Estado do Amazonas – UEA, e aprovado em sua forma final pela banca examinadora.

Manaus, 12 de dezembro de 2017.

Banca examinadora:

  
Orientador: Prof. Msc. Bruno Mello de Freitas.

  
JOSÉ COSTA DE MACÊDO NETO,

Prof. Dr. José Costa de Macêdo Neto.

  
Prof. Msc. Raimundo Nonato Alves da Silva.

*Dedico este trabalho de curso primeiramente a Deus por sua proteção e seu amor incondicional, à toda minha família pelo cuidado, criação e apoio, os quais nunca me faltaram, aos meus professores os quais construíram as bases do meu conhecimento, à minha eterna namorada que sempre esteve ao meu lado me servindo de um amor puro e verdadeiro, e a todos que estiveram no meu caminho e fazem parte dessa maravilhosa conquista a qual estou grangeando.*

## AGRADECIMENTOS

Na execução do presente trabalho, é de imensa relevância para mim poder agradecer aqueles que têm participado da minha história e me ajudaram a chegar até aqui. Não apenas na conclusão deste projeto, mas na minha formação profissional como aluno e aprendiz. Na minha opinião, ser aprendiz é um dos talentos mais importantes que recebemos na jornada em que vivemos. Cabe a nós sermos ativos em explorá-lo e valorizar os instrumentos os quais nos ensinam algo novo, sejam eles as pessoas, eventos, experiências e dificuldades, os quais nos dão uma riqueza que sempre levaremos conosco para toda vida.

Agradeço primeiramente a Deus pela sua imensa graça, suas renováveis misericórdias e seu eterno amor, os quais, me permitiram perseverar nessa conquista. Sua companhia é indescritível, seus juízos são perfeitos, sua palavra é viva e eficaz, e seus caminhos são eternos. Bendito seja o Deus de Abraão, de Isaque e de Israel, o meu Deus.

Agradeço ao meu orientador Msc. Bruno Mello de Freitas pelo apoio na estruturação e cumprimento das atividades deste projeto, sua participação foi essencial e sua postura tem me servido de grande exemplo. Assim como todo o corpo do Laboratório de Materiais e Processamento – LabMatPro, onde o projeto foi executado, com os quais, pude aprender, contribuir e construir amizades de grande valia.

Também agradeço a toda minha família, em especial aos meus pais: José Edemilson Cardozo e Gracileide Lima da Silva por serem meu porto seguro e um verdadeiro exemplo de caráter e amor a serem seguidos. Aos meus irmãos Daniel, Marcos e Paulo pelo apoio fraternal e meu amadurecimento os quais me servem como referência. A minha namorada Míriam Gabrielle Monteiro a quem confiei meu coração e sou feliz por esta escolha.

Agradeço também a todos os meus professores, colegas e amigos, os quais me ajudaram e participaram da minha carreira no curso de engenharia mecânica. Sem a presença dos mesmos poderia ter que adiar a conclusão do curso, ou ter perdido experiências muito significantes.

Por fim, agradeço a todo corpo da Universidade Estadual do Amazonas que me propiciou esta conquista e espero fazer valer todo o investimento lançado em mim através da bolsa concedida. Sempre serei orgulhoso pela Universidade a qual me abriu um novo horizonte para seguir em frente, onde pude crescer em conhecimento, maturidade e sabedoria.

*“Quando eu era menino, falava como menino sentia como menino, discorria como menino, mas logo que cheguei a ser homem, acabei com as coisas de menino”.*

*(Apóstolo Paulo em sua primeira carta aos Coríntios cap: 13 v.11.)*

## RESUMO

A presente obra se destinará a um estudo sobre a influência do tratamento térmico de recozimento aplicado a uma junta soldada de Alumínio Naval (AA5052) com o objetivo de atingir melhorias no desempenho da soldagem dessa liga. Pois o processo de soldagem gera um grande acúmulo de tensões residuais distribuídas nas zonas de soldagem (ZS) e afetada pelo calor (ZAC). Estas tensões podem afetar de maneira negativa o desempenho da junta, logo será realizado o tratamento térmico de recozimento para alívio de tensões em amostras a diferentes tempos e temperaturas para que seja estudada a influência do mesmo nas juntas em diferentes condições. Buscou-se avaliar tal influência por meio dos ensaios de metalografia e microdureza. Pois a utilização do alumínio naval na indústria marítima tem tomado grandes proporções a nível regional, nacional e internacional. Portanto, é de suma importância a realização de pesquisas e estudos sobre essa liga nos seus mais variados segmentos devido à possibilidade de melhorias através de novas implementações no processo produtivo, o que assegura uma melhor qualidade no serviço de soldagem e o desenvolvimento de novas tecnologias. Os resultados foram satisfatórios em termos da influência do tratamento térmico, nos quais as amostras apresentaram diferentes microestruturas e um efeito positivo no quesito de dureza em algumas condições específicas e em zonas específicas. Também ressaltamos que a chapa utilizada como alumínio 5052, apresentou uma relevante discordância em sua composição química em relação aos valores normativos, sendo esta composição mais semelhante ao alumínio 5183. Assim é necessário levar esse fato em consideração.

**PALAVRAS-CHAVE:** Alumínio 5052; Junta soldada; Tratamento térmico de recozimento; Ensaio mecânicos.

## **ABSTRACT**

The present work is destined to study the influence of annealing thermal treatment in a naval aluminum (AA5052) welded joint aiming to reach possible improvements in the welding process of this alloy. For the welding process generates a large concentration of residuals tensions distributed at weld and heat-affected zones (HAZ). These tensions may negatively affect the joint performance. Thus, the annealing thermal treatment for stress relief will be performed in the samples at different times and temperatures in order to study its influence in the joint at different conditions. The metallography and microhardness test will be performed in the samples. Besides, the aluminum's use in the naval industry has increased in a large proportion regionally, nationally and internationally. Therefore, it is essential to conduct researches and studies about this alloy in its most varied segments due to the possibility of enhancements through new implementations in the production process, which will certainly ensure a better quality at welding service and new technologies development. The results were satisfactory in terms of the influence of the heat treatment, in which the samples had different microstructures and a positive effect in the hardness in some specific conditions and in specific areas. We also emphasize that the plate used as aluminum 5052 presented a significant disagreement in its chemical composition in relation to the normative values being more coincident with the aluminum 5183 alloy, so it is necessary to consider this issue.

**KEYWORDS:** Aluminum 5052; Welded joint; Heat treatment of annealing; Mechanical tests.

## LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1. Diagrama binário da liga Al-Mg. ....	27
Figura 2. Esquema do processo de soldagem MIG. ....	29
Figura 3. Macrografia de uma junta soldada de aço inoxidável. ....	32
Figura 4. Micrografia do enchimento (a) Metal de base (b) Linha de fusão mostrando o Metal de solda e de base. ....	33
Figura 5. Zona de soldagem com a presença de bolhas. ....	33
Figura 6. Defeito na soldagem; falta de penetração ....	34
Figuras 7 e 8. Apresentação de zonas ricas em fase $\alpha$ .(100X). Apresentação de zonas ricas em fase $\beta$ (100X). ....	34
Figuras 9 e 10. Microestrutura rica em segregações. Visualização de dendritas na zona de soldagem da amostra padrão(40X). ....	35
Figura 11. Formatos de indentação do microdurômetro. ....	36
Figura 12. Junta de alumínio naval utilizada para fabricação dos corpos de prova. ....	39
Figura 13. Esquema da região a ser soldada. ....	40
Figura 14. Esquema dos ângulos utilizados na técnica. ....	41
Figura 15. Espectrômetro de transmissão óptica modelo OEE5500 Shimadzu. ....	41
Figura 16. Esquema do corpo de prova utilizado para fazer as amostras dos ensaios de microscopia e microdureza. ....	42
Figura 17. Forno Mufla Quimis. ....	42
Figuras 18, 19, 20 e 21: Cortadora Arotec Aracor 40. Embutidora Arotec Pre 30 MI. Lixadora. Politriz Arotec Aropol 2V. ....	43
Figura 22. Microscópio ótico: Olympus de modelo CX31. ....	44
Figura 23. Macrografia da amostra padrão e regiões a serem fotografadas. ....	44
Figura 24. Microdurômetro Mitutoyo 110127A, série 1730794. ....	45
Figuras 25 e 26. Superfície a qual foi realizado o mapeamento. Mapeamento superficial da dureza. ....	45
Figuras: 27 e 28. Subdivisões das regiões para que se definam um valor de dureza médio para cada região. ....	46
Figura 29. Amostras para o ensaio de microscopia e microdureza. ....	47
Figura 30. Corpos de prova após tratamento térmico. ....	47
Figura 31. Diagrama binário da liga Al-Mg. ....	48
Figura 32. Metal-base da Amostra padrão: a) 40X, b) 100X e c) 400X. ....	51

Figura 33. Zona de soldagem da amostra padrão a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	52
Figura 34. Região do Metal de adição da amostra padrão 1° passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. .....	53
Figura 35. Região do Metal de adição da amostra padrão 2° passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. .....	54
Figura 36. Metal-base da Amostra 1: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	55
Figura 37. Zona de Soldagem da Amostra 1: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	56
Figura 38. Região do Metal de adição da Amostra 1 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	57
Figura 39. Região do Metal de adição da Amostra 1 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	58
Figura 40. Metal-base da Amostra 2: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	59
Figura 41. Zona de Soldagem da Amostra 2: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	60
Figura 42. Região do Metal de adição da Amostra 2 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	61
Figura 43. Região do Metal de adição da Amostra 2 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	62
Figura 44. Metal-base da Amostra 3: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	63
Figura 45. Zona de Soldagem da Amostra 3: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	64
Figura 46. Região do Metal de adição da Amostra 3 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	65
Figura 47. Região do Metal de adição da Amostra 3 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	66
Figura 48. Metal-base da Amostra 4: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	67
Figura 49. Zona de Soldagem da Amostra 4: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	68
Figura 50. Região do Metal de adição da Amostra 4 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	69
Figura 51. Região do Metal de adição da Amostra 4 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	70
Figura 52. Metal-base da Amostra 5: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	71
Figura 53. Zona de Soldagem da Amostra 5: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	72
Figura 54. Região do Metal de adição da Amostra 5 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	73
Figura 55. Região do Metal de adição da Amostra 5 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	74
Figura 56. Metal-base da Amostra 6: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	75
Figura 57. Zona de Soldagem da Amostra 6: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	76
Figura 58. Região do Metal de adição da Amostra 6 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	77
Figura 59. Região do Metal de adição da Amostra 6 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	78
Figura 60. Metal-base da Amostra 7: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	79
Figura 61. Zona de Soldagem da Amostra 7: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	80
Figura 62. Região do Metal de adição da Amostra 7 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	81
Figura 63. Região do Metal de adição da Amostra 7 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	82
Figura 64. Metal-base da Amostra 8: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	83

Figura 65. Zona de Soldagem da Amostra 8: a) 40X. b) 100X. c) 400X.....	84
Figura 66. Região do Metal de adição da Amostra 8 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	85
Figura 67. Região do Metal de adição da Amostra 8 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	86
Figura 68. Metal-base da Amostra 9: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	87
Figura 69. Zona de Soldagem da Amostra 9: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	88
Figura 70. Região do Metal de adição da Amostra 9 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	89
Figura 71. Região do Metal de adição da Amostra 9 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X. ....	90
Figura 72. Evolução da microestrutura do metal-base. ....	92
Figura 73. Evolução da microestrutura da zona de soldagem. ....	94
Figura 74. Evolução da microestrutura do metal de adição: 1° passe. ....	97
Figura 75. Evolução da microestrutura do metal de adição: 2° passe. ....	100
Figuras 76, 77. Gráficos plano e em curvas de nível da amostra padrão. ....	103
Figuras 78, 79. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 1. ....	105
Figuras 80, 81. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 2. ....	107
Figuras 82, 83. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 3. ....	109
Figuras 84, 85. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 4. ....	111
Figuras 86, 87. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 5. ....	113
Figuras 88, 89. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 6. ....	115
Figuras 90, 91. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 7. ....	117
Figuras 92, 93. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 8. ....	119
Figuras 94 e 95. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 9. ....	121
Figura: 96: Evolução da dureza média nas regiões das amostras. ....	123

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Principais elementos de Liga adicionados.....	25
Tabela 2: Classificação das ligas segundo suas denominações.....	26
Tabela 3: Numeração das amostras com seu respectivo tempo e temperatura.....	42
Tabela 4: Composição da amostra lida pelo espectrômetro e composição química do Alumínio 5052 segundo a norma ASTM B 209M.....	48
Tabela 5: Porcentagem da composição química dos elementos da liga de Alumínio 5183 segundo a norma AWS A5.10/1999:.....	48
Tabela 6: Medições realizadas na amostra padrão (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).....	103
Tabela 7: Medições realizadas na amostra 1 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	105
Tabela 8: Medições realizadas na amostra 2 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	107
Tabela 9: Medições realizadas na amostra 3 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	109
Tabela 10: Medições realizadas na amostra 4 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	111
Tabela 11. Medições realizadas na amostra 5 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	113
Tabela 12: Medições realizadas na amostra 6 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	115
Tabela 13: Medições realizadas na amostra 7 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	117
Tabela 14: Medições realizadas na amostra 8 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	119
Tabela 15: Medições realizadas na amostra 9 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV). .....	121

## **LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS**

HAZ - Heat affected zone.

ABAL - Associação Brasileira de Alumínio.

ZAC - Zona afetada pelo calor.

IADS - International Alloy Designation System).

AWS - Sociedade Americana de Soldagem.

## SUMÁRIO

<b>1</b>	<b>INTRODUÇÃO .....</b>	<b>18</b>
1.1	Problematização e hipóteses. ....	18
1.2	Delimitação do estudo. ....	19
1.3	Objetivos.....	20
1.1.1	Objetivos específicos: .....	20
1.1.2	Objetivo geral: .....	20
1.1.3	Justificativa: .....	20
<b>2</b>	<b>REFERENCIAIS TEÓRICOS.....</b>	<b>23</b>
2.1	Visão panorâmica da produção mundial de alumínio atualmente. ....	23
2.2	Histórico e evolução da utilização do alumínio na indústria naval.....	23
2.3	Ligas de alumínio.....	24
2.4	Principais elementos de liga adicionados.....	24
2.4.1	Composição química e classificação das ligas de alumínio. ....	25
2.4.2	Ligas da série 5xxx.....	27
2.4.2.1	Liga de Alumínio 5052. ....	28
2.5	Soldagem das ligas de alumínio.....	28
2.5.1	Processo de soldagem MIG.....	29
2.5.2	Efeitos do processo de soldagem. ....	30
2.6	Tratamento térmico de recozimento e suas classificações. ....	30
2.7	Fundamentação teórica dos ensaios realizados.....	31
2.7.1	Análise química.....	31
2.7.2	Ensaio metalográfico. ....	32
2.7.2.1	Elementos macrográficos e micrográficos visualizados no ensaio metalográfico.....	33
2.7.3	Ensaio de microdureza.....	35
2.8	Opinião de autores sobre o assunto. ....	36

<b>3</b>	<b>METODOLOGIA.....</b>	<b>38</b>
<b>3.1</b>	<b>Método.....</b>	<b>38</b>
<b>3.2</b>	<b>Procedimentos e técnicas na soldagem e nos ensaios: .....</b>	<b>39</b>
<b>3.2.1</b>	<b>Análise da composição química.....</b>	<b>41</b>
<b>3.2.2</b>	<b>Preparação dos corpos de prova e tratamento térmico. ....</b>	<b>42</b>
<b>3.2.3</b>	<b>Ensaio Metalográfico.....</b>	<b>43</b>
<b>3.2.4</b>	<b>Ensaio de Microdureza. ....</b>	<b>45</b>
<b>4</b>	<b>ANÁLISE E INTERPRETAÇÃO DOS RESULTADOS .....</b>	<b>47</b>
<b>4.1</b>	<b>Análise química da chapa. ....</b>	<b>48</b>
<b>4.2</b>	<b>Ensaio Metalográfico.....</b>	<b>50</b>
<b>4.2.1</b>	<b>Amostra Padrão.....</b>	<b>51</b>
<b>4.2.2</b>	<b>Amostra 1: 300° C, 1h: .....</b>	<b>55</b>
<b>4.2.3</b>	<b>Amostra 2: 400° C, 1h: .....</b>	<b>59</b>
<b>4.2.4</b>	<b>Amostra 3: 500° C, 1h: .....</b>	<b>63</b>
<b>4.2.5</b>	<b>Amostra 4: 300° C, 2h: .....</b>	<b>67</b>
<b>4.2.6</b>	<b>Amostra 5: 400° C, 2h: .....</b>	<b>71</b>
<b>4.2.7</b>	<b>Amostra 6: 500° C, 2h: .....</b>	<b>75</b>
<b>4.2.8</b>	<b>Amostra 7: 300° C, 3h: .....</b>	<b>79</b>
<b>4.2.9</b>	<b>Amostra 8: 400° C, 3h: .....</b>	<b>83</b>
<b>4.2.10</b>	<b>Amostra 9: 500° C, 3h: .....</b>	<b>87</b>
<b>4.2.11</b>	<b>Comparação entre a amostra padrão e as amostras tratadas termicamente: .....</b>	<b>91</b>
<b>4.2.12</b>	<b>Evolução da microestrutura do metal-base: .....</b>	<b>92</b>
<b>4.2.13</b>	<b>Evolução da microestrutura da zona de soldagem:.....</b>	<b>94</b>
<b>4.2.14</b>	<b>Evolução da microestrutura do metal de adição: 1° passe: .....</b>	<b>97</b>
<b>4.2.15</b>	<b>Evolução da microestrutura do metal de adição: 2° passe: .....</b>	<b>100</b>
<b>4.3</b>	<b>Ensaio de Microdureza. ....</b>	<b>102</b>
<b>4.3.1</b>	<b>Amostra Padrão (sem tratamento térmico). ....</b>	<b>103</b>

4.3.2	Amostra 1, 300°C durante 1h:.....	105
4.3.3	Amostra 2, 400°C durante 1h:.....	107
4.3.4	Amostra 3, 500° durante 1h:.....	109
4.3.5	Amostra 4, 300°C durante 2 h:.....	111
4.3.6	Amostra 5, 400° durante 2h.....	113
4.3.7	Amostra 6, 500° durante 2h:.....	115
4.3.8	Amostra 7, 300 °C durante 3h:.....	117
4.3.9	Amostra 8, 400°C durante 3h:.....	119
4.3.10	Amostra 9, 500° durante 3h:.....	121
4.3.11	Comparação final das durezas médias. ....	123
4.4	Sugestões.....	126
5	CONCLUSÃO.....	127
6	REFERÊNCIAS .....	129

# 1 INTRODUÇÃO

Atualmente, temos uma grande variedade de tecnologias altamente avançadas em vista do desenvolvimento da ciência e engenharia dos materiais, pois resultados nunca imaginados em tempos remotos, hoje em dia nos cercam trazendo a nós soluções que facilitaram e impactaram o nosso estilo de vida. Dessa mesma forma procederam os processos de fabricação como a soldagem, o processamento de ligas e a descoberta de novos materiais. Dos quais, avanços expressivos em novas aplicações foram alcançados, principalmente pela compreensão sistemática das propriedades dos materiais mediante a sua composição e seu processamento.

O alumínio é um bom exemplo de material que oferece um ótimo regime de trabalho para uma larga gama de aplicações, por suas propriedades como leveza e ductilidade, sendo utilizado fortemente no ramo marítimo e automobilístico. Em nossa região, é comprovada tal importância no segmento naval.

Este trabalho tem como propósito principal a investigação da influência do tratamento térmico de recozimento em uma junta soldada de alumínio naval, tentando prever o seu comportamento ao adicionarmos o tratamento térmico após a soldagem.

## 1.1 Problematização e hipóteses.

*Que características uma junta soldada apresenta em sua utilização em embarcações hoje em dia?*

Hipótese: Os processos de soldagem geralmente ocorrem em variações bruscas de temperatura, desse modo é comum a existência em regiões soldadas com um grande volume de tensões residuais. Estas tensões podem comprometer a junção, afetando a estabilidade dimensional e podendo fragilizar regiões soldadas e suas proximidades. Portanto, é muito importante a investigação das características das juntas e suas propriedades mecânicas, na tentativa de prever os efeitos deste processo.

*Qual a influência do tratamento térmico de recozimento em uma junta soldada de Alumínio Naval?*

Hipótese: O tratamento térmico de recozimento é utilizado na eliminação de tensões residuais e no refinamento de grãos seja qual for o material exposto para ser tratado. Um dos efeitos esperados do tratamento de recozimento na liga de Alumínio Naval é o aumento de sua ductilidade nas regiões que apresentam um grande acúmulo de tensões, o que torna a junta

menos frágil e com uma resistência mecânica melhorada em termos de dureza, diminuindo a possibilidade de possíveis rupturas nessas regiões através de trincas.

*Seria viável a implementação de tratamentos térmicos em um processo produtivo de fabricação naval?*

Hipótese: Poderia ser viável pela ausência de tensões residuais, resultando em uma junta soldada de maior qualidade, mas é necessário primeiramente ser comprovada sua eficácia para o desenvolvimento posterior de tecnologias específicas para se incorporarem a cada processo.

## 1.2 Delimitação do estudo.

Atualmente, a engenharia de materiais vem a ser um dos ramos mais importantes da engenharia no desenvolvimento de projetos mecânicos, civis, químicos, elétricos e etc. Pois através dela, a problemática da seleção do melhor material para uma dada finalidade é viabilizada (CÁLLISTER, 2008). Na seguinte obra, trataremos o estudo direcionando-o ao setor da fabricação naval, na área de metais. Dentre os metais utilizados na indústria naval, é destacado o uso do Alumínio.

Segundo a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL), o alumínio fundido dissolve outros metais, os chamados elementos de ligas para que suas propriedades (mecânicas, elétricas, químicas e etc.) venham ser melhoradas. Esta obra utilizará como objeto de estudo a liga de Alumínio Naval conhecida como Alumínio 5052 ou AA5052, a qual possui como elemento de liga principal: o magnésio.

Neste trabalho, a liga de alumínio 5052 será o metal-base da junta soldada analisada, enquanto que o metal de adição é um eletrodo de soldagem da liga Alumínio 5183, como prescrito na norma AWS 5.10.

Para esta obra adotaremos o processo MIG na fabricação das juntas soldadas. Segundo Ueyama (2005), o processo de soldagem MIG é um dos mais importantes processos de união de metais devido sua alta capacidade de produção, característica constantemente cobiçada pelas indústrias em seus processos de fabricação.

Quando o arco-elétrico é estabelecido entre o metal-base e o arame eletrodo, o curto-circuito irá fundir o arame eletrodo, originando a poça de fusão. Este calor na poça de solda ocasiona alterações na microestrutura dos metais a serem unidos (zona afetada pelo calor - ZAC) e na microestrutura do metal de adição (zona de fusão-ZF). Tais alterações causam disfunções nas propriedades mecânicas dos metais soldados, as quais, nem sempre são desejáveis ou aceitáveis. Um exemplo é a tensão residual mecânica (KURZ,1986).

Por conta disso existe a necessidade da realização de um tratamento térmico de recozimento para reestruturação das propriedades da junta e alívio de tensões (PINTO, MACHADO, CARDOZO, 2008). Este tratamento será feito a diferentes tempos e temperaturas, para que sejam verificados a influência desses dois parâmetros em cada condição.

Assim, o projeto em questão visa fazer esta análise através do ensaios de microscopia para visualizarmos os efeitos do tratamento térmico na microestrutura do material, microdureza para analisarmos o desempenho das juntas tratadas em relação a junta não tratada utilizando a dureza como critério de desempenho e além desses, a análise da composição química da junta soldada afim de sabermos a composição química da junta. Estes, com a finalidade de compreendermos as características e propriedades das juntas tratadas termicamente em comparação com a junta sem tratamento térmico.

### 1.3 Objetivos.

#### 1.1.1 Objetivos específicos:

- Analisar a composição química da chapa.
- Soldar a chapa através do processo de soldagem MIG.
- Aplicar o tratamento térmico a diferentes tempos e temperaturas nos corpos de prova.
- Fazer o ensaio de metalografia dos corpos de prova na região soldada.
- Fazer o ensaio de microdureza na região soldada.

#### 1.1.2 Objetivo geral:

O projeto em questão visa fazer um estudo sobre a influência do tratamento térmico de recozimento em uma junta soldada da liga de Alumínio naval (AA 5052), afim de verificar esses efeitos do tratamento térmico tanto microestruturalmente, como no desempenho de juntas soldadas por meio do processo MIG.

#### 1.1.3 Justificativa:

A importância desse projeto se dar por meio da possibilidade de melhorias nas juntas soldadas através da incorporação do tratamento térmico pós soldagem, visto que a indústria naval amazonense atende a uma alta demanda de serviços e necessita de novas implementações e inovações em seus processos.

Segundo Bittencourt (1957), a indústria naval do Amazonas alcançou um grande crescimento no passado se tornando a segunda maior do país, na década de 1920. Porém, a falta de inovação tecnológica e investimentos em infraestrutura resultaram em uma estagnação no polo. Essa problemática ainda se reflete nos dias de hoje, pois mais de cinquenta anos se passaram, e o polo naval amazonense ainda se encontra na condição de subdesenvolvido em termos de tecnologia.

Outro ponto a considerar, é que a indústria naval no Amazonas ainda permanece gerando uma quantidade expressiva de empregos e serviços. Cerca de 9000 pessoas trabalham no ramo, chegando a ser a terceira maior do país. Tendo cerca de 300 estaleiros de pequeno e médio porte e uma frota regional de 50 mil embarcações. Apenas em Manaus, temos cerca de 60 empreendimentos em operação, direcionados à construção de balsas, empurradores, embarcações de alumínio e fibra, considerando que a escala de faturamento dos principais estaleiros gira em torno de R\$ 244 mil a R\$ 2,4 milhões (LISÂNGELA, 2011). Assim, podemos inferir que temos valores expressivos de ganhos relacionados ao polo naval. Se por exemplo, multiplicássemos somente a quantidade de estaleiros em Manaus por uma média de ganho anual de R\$ 1 milhão, seriam R\$ 60 milhões. Mesmo em um cenário negativo devido à crise econômica a qual o país atravessa, o estado ainda conta com uma boa escala de faturamento no ramo. Segundo a Superintendência da Zona Franca de Manaus - SUFRAMA: “As exportações regionais apresentaram crescimento de 4,61% em relação ao mesmo intervalo de 2015, totalizando R\$ 748,5 milhões, nos cinco primeiros meses deste ano”, (RIOS, 2016). Logo, esses dados se relacionam à possibilidade de novos ganhos para o setor naval do estado. Podemos então perceber o grau de importância do desenvolvimento da indústria naval no Amazonas, tanto pela necessidade de inovação, quanto pelo tamanho a qual este polo se estende, atendendo à uma demanda significativa e gerando empregos e renda para o povo amazonense.

Esta obra, o estudo se direciona a possíveis implementações no setor da soldagem de chapas de alumínio naval. Ele é uma das principais matérias-primas que atendem à indústria naval amazonense. Essas implementações podem assegurar uma maior qualidade na junção da solda, aumentando a durabilidade da junção.

Temos também a finalidade de adotar o alumínio naval por não haver muitos dados científicos disponíveis mesmo sendo utilizado em várias aplicações. Alcides (p.309–336, 2011) afirma que; “o uso do alumínio vem sendo cada vez mais diversificado, porém os construtores não possuem um bom acervo de dados disponíveis para fins de melhorias”. E de fato, isto é comprovado em aspectos regionais como ressaltou a pesquisadora Nadja Lins (S.D) que a

utilização da liga de alumínio na construção naval no Amazonas foi concebida recentemente e seu desenvolvimento foi exclusivamente de maneira empírica, havendo a necessidade de dados mais precisos e sólidos cientificamente.

Enfatizamos que o processo de soldagem aplicável nas juntas de alumínio naval é o processo TIG e MIG (ABAL, SD), mas não há informações das quais as juntas sofrem um processo de beneficiamento posterior a soldagem. Ou seja, não há informações especificando que esse tipo de junta é tratada termicamente, inclusive com o tratamento térmico de alívio de tensões. Podemos citar, a Base Naval de Val-de-Cães (BNVC, Belém-Pa), que vem utilizando o alumínio naval para a fabricação de embarcações militares de médio e pequeno porte para fins militares e civis do exército (RICARDO, 2016), mas como já ressaltado, não há indícios da aplicação do tratamento térmico nas juntas soldadas, o que poderia trazer melhorias a mesma.

Seguindo este contexto, o trabalho em questão tem por meios gerais o objetivo de contribuir para possíveis implementações no processo de soldagem, verificando qualitativamente o desempenho de cordões de solda tratados termicamente em comparação ao não tratado, além de contribuir à comunidade científica com mais dados sobre esta liga.

## 2 REFERENCIAIS TEÓRICOS

### 2.1 Visão panorâmica da produção mundial de alumínio atualmente.

É importante enfatizar o quanto a produção do alumínio se acentuou nos últimos 150 anos após o início de sua produção a nível comercial. Pois suas propriedades atendem de maneira muito satisfatória áreas de diversos nichos, além de vantagens econômicas e ecológicas em seu uso. Hoje ele é o metal não ferroso mais utilizado em escala industrial do mundo. E segundo a Associação Brasileira de Alumínio, ele representa um tom de sofisticação e modernidade.

Na produção mundial, a China se destaca, em 2009 produziu 13,65 milhões de toneladas de Alumínio, seguida da Rússia com 3,82 milhões de toneladas, e o Canadá, com 3,03 milhões de toneladas. O Brasil produziu 1,54 milhão de toneladas, sendo o sexto maior produtor (CARDOZO, 2009). O Brasil também possui grandes reservas de bauxita, minério do qual o Alumínio é extraído, mas ainda necessita de avanços tecnológicos na execução das etapas posteriores no seu processamento, permanecendo majoritariamente na condição de importador (J. MENDONÇA CONSULTORIA, 2009).

### 2.2 Histórico e evolução da utilização do alumínio na indústria naval.

Nos últimos 50 anos, surgiu a necessidade de embarcações feitas de outros tipos de materiais que obtivessem um melhor desempenho, agregando a embarcação uma maior durabilidade, velocidade, economia de combustível entre outros requisitos importantes em sua performance (VEIGA, COELHO, 2015). Matérias primas como a madeira e o aço, demonstravam suas limitações principalmente na fabricação de embarcações de médio porte.

Para Ishikawa (2016), o alumínio tem peso específico inferior a um terço do peso do aço sendo um dos metais de menor densidade, tal propriedade é importantíssima para essa aplicação. Outras vantagens incluem o fato de o alumínio não ser inflamável, não absorver água, ser durável, não sofrer fadiga estrutural com o passar dos anos e ter baixo custo de manutenção.

O uso do alumínio na indústria naval foi iniciado na Europa em embarcações de pequeno porte, que atendiam o setor turístico e pequenas rotas, sendo influenciado também pela evolução dos processos de soldagem. Assim constatou-se, o excelente desempenho do alumínio no meio naval (FILHO, 2011). Em 1891, foi registrada a primeira embarcação fabricada em alumínio na França, era um iate a vela de 12 metros e em 1960, a primeira embarcação motorizada, de

17 metros, construída pela Marinha Real Britânica. O que representou uma série de vantagens em relação a outros barcos da época (ISHIKAWA, 2016).

Na obra de Ishikawa “O alumínio nas águas” (2016), Demien Chaves, engenheiro projetista e diretor da MCP Yachts, estaleiro localizado no Guarujá (SP) argumenta que:

“Os principais estaleiros de embarcações de lazer da Europa priorizam o alumínio para construção de iates acima de 100 pés. Além disso, o alumínio é o material mais utilizado na fabricação de embarcações comerciais e militares de alto desempenho e tecnologia no mundo.”

Assim a introdução do Alumínio foi um salto muito importante, para a evolução da construção naval, sendo necessário o desenvolvimento de estudos e adequações, surgindo assim variados tipos de liga, que por suas propriedades atendem de maneira muito satisfatória a indústria nos mais diversos setores.

### 2.3 Ligas de alumínio.

Como já foi citado na delimitação da obra, o alumínio quando fundido, dissolve outros elementos, também conhecidos como elementos de liga e substâncias metaloides. Ao se solidificar, esses constituintes se introduzem na rede cristalina no metal formando novas soluções sólidas e alterando suas propriedades mecânicas. Dessa forma, surgiram novas ligas que combinadas suas propriedades, atendem aplicações específicas (ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO, SD).

### 2.4 Principais elementos de liga adicionados

Abordaremos neste tópico os principais elementos de liga adicionados às ligas de alumínio, cuja principal finalidade é de melhorar e aumentar sua resistência mecânica, sem prejudicar outras propriedades. Os principais são o cobre, o magnésio, o manganês, o silício e o zinco (TELECURSO 2000, 2000).

Assim temos na tabela a seguir, a relação dos principais elementos, suas características e aplicações:

Tabela 1: Principais elementos de Liga adicionados.

<b>Elemento adicionado</b>	<b>Propriedades</b>	<b>Aplicações</b>
Alumínio puro (sem elementos de liga)	Ductilidade, condutividade elétrica e térmica, resistência à corrosão.	Embalagens, folhas muito finas, recipientes p/ a indústria química, condutores elétricos.
Cobre	Resistência mecânica, resistência a altas temperaturas e ao desgaste, usinabilidade.	Rodas de caminhões, rodas, estrutura e asas de aviões, cabeçotes de cilindros de motores de aviões e caminhões, pistões e blocos de cilindros de motores.
Manganês	Ductilidade, melhor resistência mecânica à corrosão.	Esquadrias para construção civil, recipientes para a indústria química.
Silício	Baixo ponto de fusão, melhor resistência à corrosão, fundibilidade.	Soldagem forte, peças fundidas.
Silício com cobre ou magnésio	Resistência mecânica ao desgaste e à corrosão, ductilidade; soldabilidade, usinabilidade, baixa expansão térmica.	Chassis de bicicletas, peças de automóveis, estruturas soldadas, blocos e pistões de motores, construção civil.
Magnésio	Resistência à corrosão em atmosferas marinhas, soldabilidade e usinabilidade.	Barcos, carrocerias de ônibus e tanques criogênicos.
Zinco	Alta resistência mecânica e baixo peso.	Partes de aviões.
Zinco e magnésio	Resistência à tração e à corrosão, soldabilidade, usinabilidade.	Brasagem.
Estanho	Resistência à fadiga e à corrosão por óleo lubrificante.	Capa de mancal, mancais fundidos, bielas.

Fonte: Telecurso 2000, Materiais, módulo: Universo da mecânica.

#### **2.4.1 Composição química e classificação das ligas de alumínio.**

Segundo Miguel (2007), as ligas de alumínio estão divididas em duas classificações de modo geral, que são as processadas por deformação plástica (grande maioria) e as processadas por fundição.

De acordo com a IADS (International Alloy Designation System), elas são identificadas por quatro dígitos e são classificadas de 1 a 9. O primeiro dígito é denominado

conforme o elemento de liga principal, como pode ser observado na tabela 2. O segundo dígito está relacionado com os tratamentos térmicos que foram feitos na liga, em que a liga original tem este dígito igual a 0 e os demais tratamentos são numerados de 1-9. Os últimos dois dígitos se relacionam com pureza da liga. Assim por exemplo, a liga AA1045 se trata de um alumínio puro, não submetido ao tratamento térmico e tem uma pureza de 99,45% (MIGUEL, 2007).

Tabela 2: Classificação das ligas segundo suas denominações.

Série	Elemento de liga principal	Outros elementos de liga	Denominação do tratamento térmico	Tratamento térmicos aplicados
1xxx	Alumínio puro	-	T1	Solubilização parcial e envelhecimento natural.
2xxx	Cu	Mg , Li	T2	Recozimento.
3xxx	Mn	Mg	T3	Solubilização total e deformação a frio.
4xxx	Si	-	T4	Solubilização total e envelhecimento natural.
5xxx	Mg	-	T5	Apenas envelhecimento artificial.
6xxx	Mg , Si	-	T6	Solubilização total e envelhecimento artificial.
7xxx	Zn	Cu, Mg, Cr, Zr	T7	Solubilização e estabilização.
8xxx	Li, Sn, Fe, Cu e Mn	-	T8	Solubilização, deformação a frio e envelhecimento artificial.
9xxx	Reservada para uso futuro		T9	Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio.

Fonte: Extraído de Miguel (2007).

Vale ressaltar que as denominações aqui listadas são de maneira geral, existindo outras adições complementares como novas letras e números. Mas é preferível não seguirmos este assunto com muito detalhe, permanecendo no objetivo antes estabelecido.

## 2.4.2 Ligas da série 5xxx.

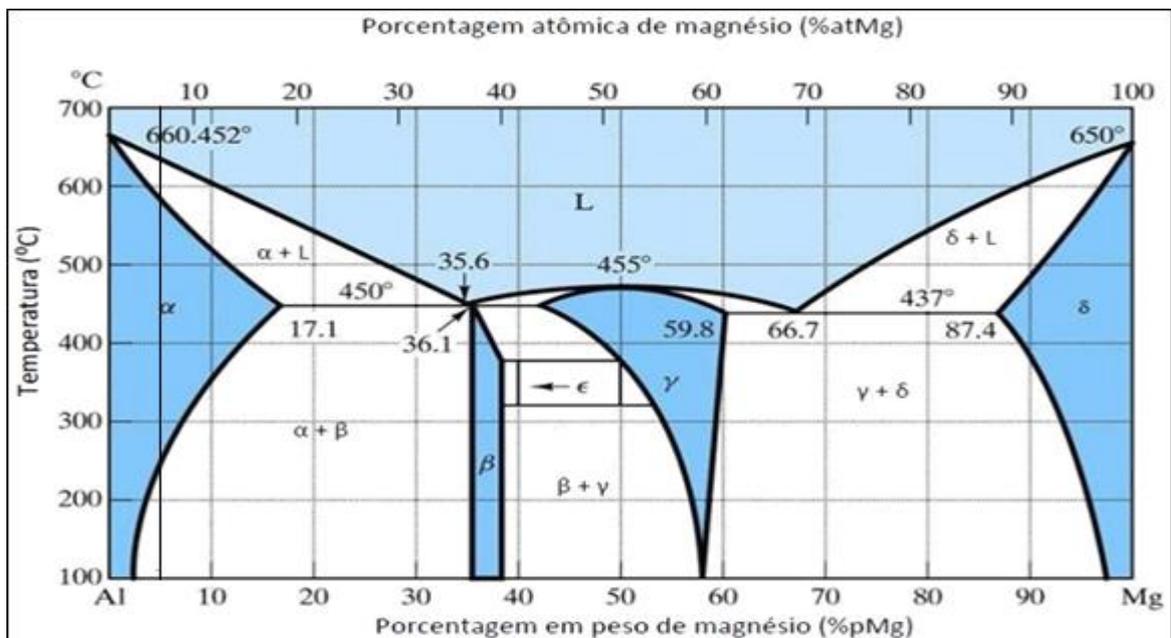
As ligas da série 5xxx, ou seja as ligas de Al-Mg fazem parte de um importante grupo de ligas de alumínio não tratáveis termicamente, ou seja, que não são endurecíveis por tratamento térmico de solubilização e envelhecimento, mas sim por solução sólida e encruamento (trabalho mecânico) (MELADO, 2014). Segundo Barbosa (2014), o magnésio como principal elemento de liga melhora a resistência mecânica e permite que essas ligas mantenham uma elevada ductilidade, bem como excelente resistência à corrosão e boa soldabilidade.

Segundo Melado (2014, p. 23 apud HATCH, 1999):

“A resistência mecânica da solda em ligas Al-Mg equivale às de outras ligas recozidas, além de apresentar boa ductilidade. Ligas com teores de magnésio inferiores a 3,5 % apresentam menor soldabilidade do que ligas com teores de magnésio mais elevados.”

Estas ligas formam várias fases de precipitados dependendo da composição química da liga e das condições de processamento térmico, sendo necessária certa atenção no que diz respeito aos seus efeitos e aos seus mecanismos de precipitação (MELADO, 2014). No diagrama de fase Al-Mg (Figura 1) é possível prever as composições típicas das fases em equilíbrios em função da temperatura.

Figura 1. Diagrama binário da liga Al-Mg.



Fonte: Extraído de Coelho, 2013.

Assim são descritas cinco fases sólidas em equilíbrio ao longo de toda a gama de composições, são elas:

A solução sólida de *Al-Mg* (fase  $\alpha$ ).

O componente intermetálico ( $Al_2Mg_3$  – fase  $\beta$ ).

O composto de linha  $\epsilon$ ; o composto ( $Al_{12}Mg_{17}$  – fase  $\gamma$ )

A solução sólida de Mg-Al ( $\delta$ ).

#### 2.4.2.1 Liga de Alumínio 5052.

Segundo Chung (2008), a liga de Alumínio 5052 é amplamente utilizada na fabricação automotiva, marítima e aeronáutica, pois a mesma possui baixo peso específico, uma excelente condutividade térmica, elevada ductilidade, uma ótima usinabilidade, conformação, média resistência mecânica, alta resistência a fadiga e uma ótima resistência a corrosão especialmente em ambientes marinhos, devido a uma camada de óxido que se forma em sua superfície.

A liga apresenta em sua composição química, uma faixa de 2,58 % de Magnésio, 0,26% de Cromo, 0,15% de Silício, 0,05% de Manganês e 0,07% de Zinco (Wei, 2008). Trabalhada normalmente em forma de chapas, tubos e lâminas e aplicada na fabricação de embarcações, trocadores de calor, peças arquitetônicas e de aeronaves (UNS, 2016).

Como já ressaltado anteriormente, a liga de alumínio 5052 será o metal-base da junta soldada analisada, enquanto que o metal de adição é a liga Alumínio 5083 que é também aplicada na construção de embarcações (Kee, 2013).

### 2.5 Soldagem das ligas de alumínio.

Temos por definição de soldagem a união de duas superfícies metálicas, com ou sem diluição do metal de adição, acompanhado ou não de pressão em sua operação segundo a Sociedade Americana de Soldagem – AWS (GROOVER, 2014). Essa região é caracterizada por elevado grau de homogeneidade e a mistura entre esses componentes metálicos é motivada principalmente pela fusão na poça de solda (EASTERLING, 1983).

Como já supracitado, a soldagem do alumínio, abriu um novo mercado em novas aplicações, visto que as ligas de alumínio possuem uma excelente soldabilidade. Com o eletrodo adequado e métodos convencionais de soldagem, podem ser obtidos arcos de solda longos e de excelente desempenho. Na soldagem do alumínio, os arames eletrodo são fabricados com a adição de magnésio, zinco, silício e cobre para melhores propriedades mecânicas. Cada liga apresenta a sua respectiva indicação de seu eletrodo de soldagem. Segundo a empresa multinacional na área de soldagem ESAB (2005): “Os arames mais populares aplicados a

soldagem de alumínio são o AWS ER5356 com adição de magnésio e o AWS ER4043 com adição de silício”. Segundo a Associação Brasileira de Alumínio (ABAL), para a determinação do processo conveniente de soldagem, devem ser levados em consideração os seguintes fatores: espessura do Material, tipos de cordão de solda, requisitos de qualidade, aparência, custo e posição.

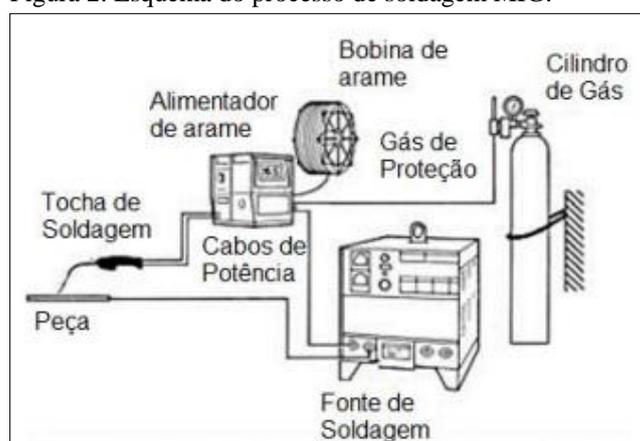
Os métodos modernos em sua maioria são executados sob proteção de gases inertes, assim como os processos TIG e MIG, os quais são os mais populares na soldagem do alumínio e suas ligas. No presente trabalho, a junta solda será fabricada com o uso do processo MIG e abordaremos de maneira mais detalhada suas características no tópico a seguir.

### 2.5.1 Processo de soldagem MIG.

O processo de soldagem MIG, é um dos mais importantes processos de soldagem utilizados na atualidade devido sua alta capacidade produtiva, flexibilidade, qualidade e possíveis implementações no processo como a automação, sendo muito requerido por indústrias (UEYAMA, 2005).

O processo consiste no contato de um arame eletrodo que é consumível e polarizado com o metal-base que está com a polaridade inversa, fechando o circuito. Dar se início ao arco elétrico, e este forma a poça de fusão com o excessivo calor liberado, o eletrodo vai sendo fundido e depositado na poça de fusão sendo automaticamente alimentado por mecanismos da própria máquina de soldagem (Figura 2).

Figura 2. Esquema do processo de soldagem MIG.



Fonte: [serralherianaveia.blogspot.com.br/2012/06/conheca-as-diferencas-entre-os.html](http://serralherianaveia.blogspot.com.br/2012/06/conheca-as-diferencas-entre-os.html).

Todas essas transformações são protegidas por uma atmosfera de um gás inerte. Geralmente os gases inertes são argônio e hélio, e o eletrodo está polarizado positivamente (ESAB, 2014).

No processo MIG incluem-se três técnicas de transferências de metal em sua maneira de ser depositado na poça de fusão, que são a transferência por curto-circuito, globular e aerossol. Sendo a utilizada nessa pesquisa, a transferência por curto-circuito, estabelecida quando o metal fundido toca na ponta do arame (GROOVER, 2014).

### **2.5.2 Efeitos do processo de soldagem.**

O processo de soldagem é realizado sob altíssimas temperaturas e este calor ocasiona alterações não só na microestrutura do material fundido, mas nas regiões vizinhas a região soldada, caracterizando a zona afetada pelo calor (EASTERLING, 1983). Segundo Kou (2002), essas alterações geram disfunções nas propriedades mecânicas (ZAC), nem sempre desejáveis ou aceitáveis. Um bom exemplo são as tensões residuais que segundo Flemings (1974), caracterizam-se como tensões no volume de um material sem aplicação de forças externas.

Assim a operação de soldagem gera essas tensões residuais, envolvendo também a dilatação e contração do metal aquecido, e a anisotermia (distribuição não uniforme de temperaturas) (ZEEMANN, 2015). Kurz (1986) afirma que a maioria destas alterações também depende das reações ocorridas durante a solidificação e o resfriamento do metal de adição. Desta maneira, em vários casos, existe a exigência de tratamentos térmicos pós-soldagem para melhoria das propriedades mecânicas e maior homogeneidade nos cordões de solda.

## **2.6 Tratamento térmico de recozimento e suas classificações.**

No Telecurso 2000 (p:4, 2000), é definido que “O tratamento térmico consiste no aquecimento ou resfriamento controlado dos metais feito com a finalidade de alterar suas propriedades físicas e mecânicas, sem alterar a forma do produto final”. Nesta obra, estudaremos com mais detalhes o tratamento térmico de recozimento que será utilizado no tratamento das amostras.

Segundo Chiaverini (1986), o recozimento é um tratamento térmico aplicado aos materiais com o objetivo de remover tensões, diminuir a dureza, melhorar a ductilidade, controlar o tamanho dos grãos e produzir uma microestrutura definida. Consiste basicamente no aquecimento do material a uma dada temperatura, seguido de um resfriamento lento. Geralmente ele é aplicado para remoção de efeitos de processos de fabricação anteriores como a fundição, a laminação, a soldagem, usinagem e etc.

O tratamento térmico de recozimento é subdividido em três processos específicos:

Recozimento total ou pleno: é o tratamento térmico em que o material é aquecido acima da zona de recristalização, onde uma nova microestrutura vai ser remodelada, e depois resfriado de maneira lenta, exposto geralmente ao ar. Esse processo é aplicado aos aços, ferros, alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas, níquel, titânio e etc (CHIAVERINI,1986).

Recozimento em caixa: que se trata das mesmas características do recozimento pleno, mas o processo é realizado sob uma atmosfera protetora, para proteger a superfície do material da oxidação. Esse processo é aplicado em aços, para remover os efeitos de encruamento na fabricação de bobinas, chapas e tiras (CHIAVERINI,1986).

Recozimento para alívio de tensões: É o processo a qual o aquecimento do material não alcança a temperatura de recristalização, mas uma temperatura suficiente para que possíveis tensões e distorções no volume do material, sejam removidas. Este processo é realizado principalmente, pós fundição, soldagem, corte e usinagem e da mesma forma que o recozimento pleno, aplica-se aos aços, ferros, alumínio e suas ligas, cobre e suas ligas, níquel, titânio e etc (CHIAVERINI,1986).

Esferoidização: tratamento exclusivo dos aços de médio e alto teor de carbono, na qual a temperatura do tratamento é elevada ao limite inferior da zona crítica do aço. Este processo melhora a usinabilidade do aço, obtendo-se uma fase esferoidizada, caracterizando o seu nome (CHIAVERINI,1986).

## 2.7 Fundamentação teórica dos ensaios realizados.

A seguir, temos os princípios teóricos dos ensaios nos realizados, sendo eles; a análise química, o ensaio metalográfico e o ensaio de microdureza:

### 2.7.1 Análise química.

Atualmente, existe uma grande necessidade de se conhecer os elementos constituintes de cada substância, pois sabemos que estes se interagem por meio de ligações químicas, e estas definem as propriedades e comportamentos dos materiais.

É interessante que a técnica de espectroscopia segundo os procedimentos do Laboratório de Física de São Carlos, pode diferenciar espécies químicas através dos seus níveis energéticos. Depois da emissão de um feixe luminoso sobre uma superfície amostral, seus átomos refletem espectros eletromagnéticos de diferentes comprimentos de onda, sendo possível a filtragem desses espectros e leitura da composição química. Esses espectros característicos vão da região das microondas ao ultravioleta, ocupando uma porção ampla do espectro da radiação

eletromagnética. Entretanto, para as análises químicas as regiões mais utilizadas são a do infravermelho (entre 0,9  $\mu\text{m}$  e 25  $\mu\text{m}$ ) e a região do visível-UV (de 800 nm a 250 nm).

Isto tornou os experimentos de espectroscopia ópticas muito aplicáveis na física, química e na ciência e engenharia de materiais.

### 2.7.2 Ensaio metalográfico.

O ensaio metalográfico é uma das mais importantes técnicas de análise óptica da superfície de materiais. Segundo Almir (2010) é possível relacionar a estrutura íntima do material com as suas propriedades mecânicas. Essa estrutura íntima está ligada a maneira de como os elementos dos materiais, geralmente metálicos, se encontram na estruturação dos seus sistemas cristalinos, que irão formar os “grãos”. O processo de metalografia tem por objetivo realizar esta análise. Ele consta com técnicas de microscopia óptica incorporadas ao tratamento de uma dada amostra que irão mostrar ao analista a microestrutura, os microconstituintes, os defeitos, contornos de grão, fases e outras informações que são de grande importância para compreensão do material em questão, sua fabricação e suas propriedades.

O ensaio Metalográfico pode ser dividido em duas maneiras distintas na sua realização; são a macrografia e a micrografia (ALMIR, 2010):

A macrografia é visualização da amostra com pouca ampliação (até 50X). Ela tem o objetivo de examinar o polimento, efeitos de tratamentos, ataque químico, impurezas, entre outros, como mostra a figura 3.

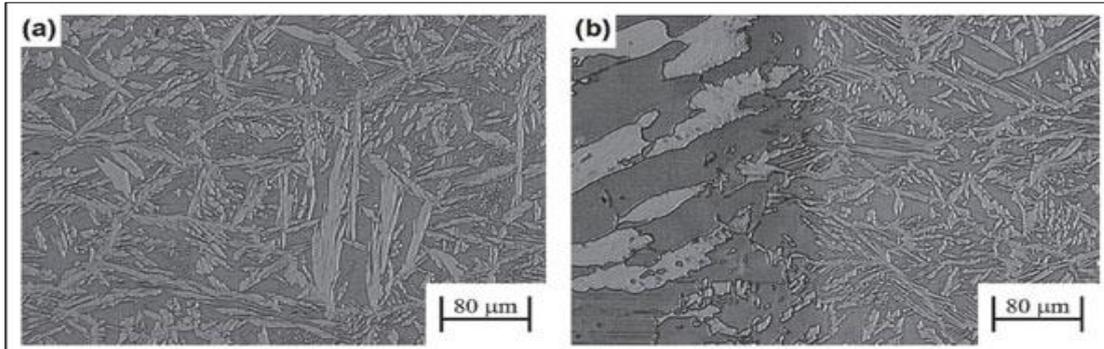
Figura 3. Macrografia de uma junta soldada de aço inoxidável.



Fonte: [wwwo.metallica.com.br/caracterizaçao-e-avaliacao-da-resistencia-a-corrosao-na-soldagem2](http://wwwo.metallica.com.br/caracterizaçao-e-avaliacao-da-resistencia-a-corrosao-na-soldagem2).

E a micrografia, é a visualização de grandes ampliações com o auxílio do microscópio, partindo de 100 até mais de 1500X, determinando as fases, granulação, constituintes, inclusões, entre outros (Figura: 4).

Figura 4. Micrografia do enchimento (a) Metal de base (b) Linha de fusão mostrando o Metal de solda



Fonte: [www.metalica.com.br/images/stories/Id4117/resistencia-corrosao18.jpg](http://www.metalica.com.br/images/stories/Id4117/resistencia-corrosao18.jpg).

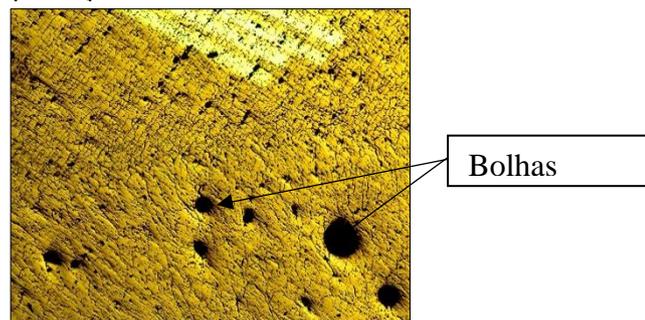
#### 2.7.2.1 Elementos macrográficos e micrográficos visualizados no ensaio metalográfico.

Na metalografia utilizada temos como base bibliográfica principal o livro “*Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*” do autor Hubertus Colpaert, para descrever os elementos existentes na metalografia do alumínio naval deste projeto.

Nos elementos macrográficos apresentaremos principalmente os defeitos os quais são presentes nas amostras do projeto, os quais podemos observar:

Bolhas: estas se apresentaram com muita frequência nas amostras do projeto, e de certa forma prejudicam o desempenho global da junta (Figura: 5).

Figura 5. Zona de soldagem com a presença de bolhas.



Fonte: Autoria Própria

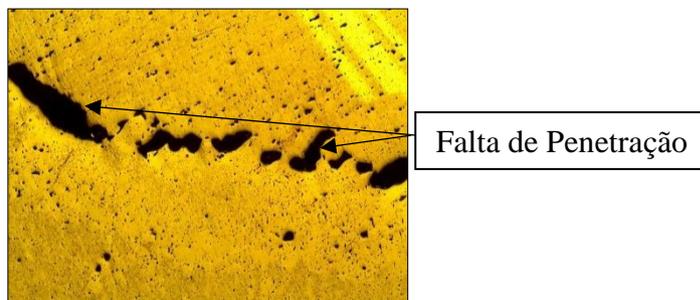
Felizmente Fortes (2014) argumenta que:

“A porosidade não é um defeito excessivamente danoso às propriedades mecânicas, exceto quando aflora à superfície podendo favorecer a formação de entalhes que poderão causar falha prematura por fadiga”.

Assim este problema não é um defeito catastrófico.

Falta de Penetração: a falta de penetração é de longe um defeito de alta periculosidade numa junta soldada, se este estiver ocorrendo, medidas devem ser tomadas tanto nas variáveis do processo, quanto na manipulação da pistola de soldagem e no preparo das regiões a serem soldadas. Na figura 6 a seguir, podemos verificar esse fenômeno:

Figura 6. Defeito na soldagem; falta de penetração



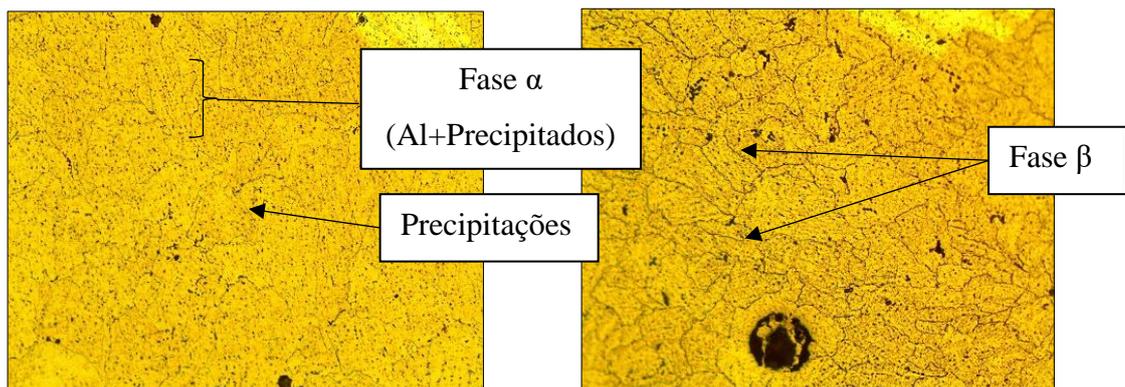
Fonte: Autoria Própria

Para os elementos micrográficos, apresentaremos as microconstituíntes existentes na junta soldada de alumínio naval. Lembrando que as microestruturas e os microconstituíntes são intrinsicamente ligados a cada tipo de material, podendo se apresentar de várias formas para um mesmo tipo de elemento. Apresentaremos agora algumas microestruturas encontradas nas amostras deste projeto, visto que estas também estão diretamente ligadas com as propriedades mecânicas da liga.

Fase  $\alpha$ : Temos que a fase  $\alpha$ , é a fase principal. Como foi visto no diagrama 1, essa fase se apresenta na forma do próprio alumínio contendo precipitações e inclusões, ou seja, estas diluem-se dentro do alumínio e dependendo das condições, aumentam e diminuem em seu volume, como podemos ver a seguir na figura 7.

Fase  $\beta$ : a fase  $\beta$  é a fase secundária e esta apresenta em sua composição química o componente intermetálico  $Al_2Mg_3$ , tendo uma coloração escura e estando imersa na fase  $\alpha$ , nos contornos de grãos, dendritas e ligada a segregações conforme a figura 8.

Figuras 7 e 8. Apresentação de zonas ricas em fase  $\alpha$ . (100X). Apresentação de zonas ricas em fase  $\beta$  (100X).

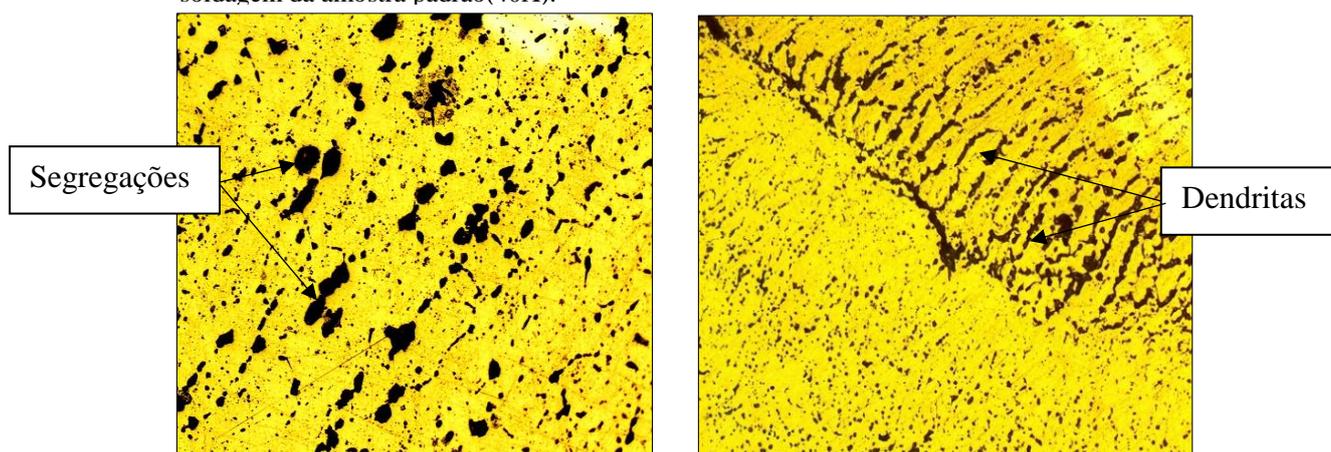


Fonte: Autoria Própria

Segregações: As segregações são partículas originadas da falta de homogeneização do soluto no solvente (COLPAERT, 2008). Geralmente isso se dá por meio da falta de dispersão de solutos principalmente na solidificação, o que garante um desequilíbrio na composição química do elemento químico formador do soluto, o qual permaneceu aglomerado (Figura 9). Estas segregações influenciam diretamente nas propriedades do desempenho dos materiais, como comprovaremos nos ensaios posteriores.

Dendritas: segundo Colpaert (2008), as dendritas são formadas quando um sólido cristalino se solidifica evoluindo em uma dada direção cristalográfica, assumindo formas definidas. Isso acontece quando certos microconstituintes se solidificam mais rapidamente que outros, formando uma espécie de cadeia a qual vai se expandindo (Figura 10). Esse fenômeno é visto principalmente na soldagem devido ao alto volume de elementos adicionados.

Figuras 9 e 10. Microestrutura rica em segregações. Visualização de dendritas na zona de soldagem da amostra padrão(40X).



Fonte: Autoria Própria

Nos demais, temos as inclusões e as outras formas de aparecimento da fase  $\beta$ , mas como estes se encontram em volume mínimo, estes serão melhor abordados nos resultados alcançados.

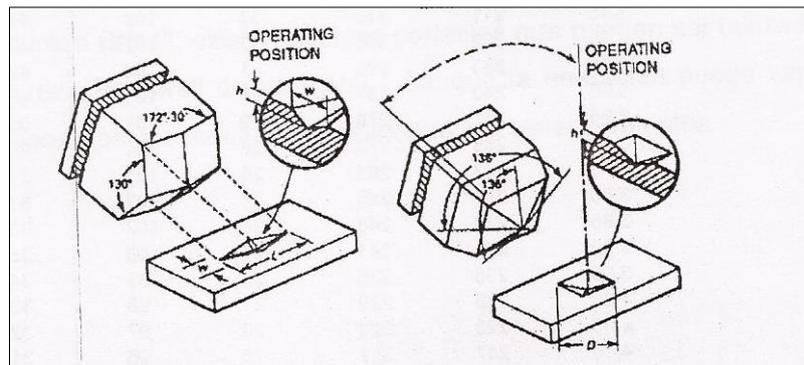
### 2.7.3 Ensaio de microdureza.

O ensaio da microdureza é utilizado para medir durezas na superfície de materiais, Ele consiste em um pequeno diamante com geometria piramidal, forçado em uma superfície com cargas de até 1000 gramas (CÁLLISTER, 2008). Essa penetração nos fornecerá uma medida que será convertida em um número que representa o valor de dureza. O ensaio é bem eficiente em materiais cuja superfície disponível é pequena ou quando é necessário fazer medições em zonas específicas ao longo da amostra. Em geral, este ensaio é aplicado a metais e especialmente em materiais cerâmicos.

Os ensaios de microdureza são classificados em dois tipos: Vickers e Knoop. Estes diferem no formato da pirâmide de indentação e na equação de conversão do número de dureza medido.

O ensaio de microdureza Vickers é realizado em uma pirâmide de penetração quadrangular, enquanto que no ensaio Knoop a pirâmide de penetração tem a forma de um losango (CÁLLISTER, 2008), conforme a figura 11.

Figura 11. Formatos de indentação do microdurômetro.



Fonte: Lima, T. C. **Propriedades mecânicas**. 2011.

As equações de conversão, são as seguintes:

Para Vickers:

$$HV = \frac{1,854P}{d_1^2}$$

Para Knoop:

$$HK = \frac{14,2P}{l^2}$$

## 2.8 Opinião de autores sobre o assunto.

Neto (2016), fez uma caracterização da junta soldada de alumínio naval através do ensaio de tração, microdureza e metalografia, onde a metodologia utilizada para o ensaio de microdureza foi muito semelhante a do presente trabalho. Neto (2016), conclui argumentando que através da técnica do mapeamento da microdureza pode-se observar as regiões mais frágeis da amostra, a zona do metal de adição apresenta os valores mais baixos de dureza, e pela microscopia, é possível verificarmos a presença de bolhas e bolhas responsáveis pela diminuição da dureza nas zonas do metal de adição, sendo que nessa mesma região ocorre a ruptura do corpo de prova no ensaio de tração.

Oliveira (2016), teve a mesma finalidade a do presente trabalho. Diferenciando apenas nos procedimentos metodológicos como tempo e temperatura de tratamento térmico, realizado a 300°C por 30 e 60 minutos. Segundo Oliveira (2016), os corpos de prova recozidos por 30 minutos apresentaram ótimos resultados nos ensaios de tração e microdureza quando comparados com as amostras que não foram tratadas termicamente ou mesmo com as que foram

tratadas por 60 minutos. Assim, é válida a hipótese que o recozimento tem um efeito positivo na junta.

Selestino (2009), realizou um estudo com o objetivo de comparar as propriedades do alumínio naval sob diferentes formas de laminação para redução de grãos seguido de tratamento térmico de recozimento. Apesar do trabalho em questão ser direcionado o estudo à soldagem da chapa, é de grande valia, serem identificadas as propriedades da chapa antes da soldagem e do tratamento térmico, visto que as chapas de alumínio naval são fabricadas geralmente pelo processo de laminação (ABAL, SD). Na metodologia utilizada por Selestino (2009), foram realizados ensaios de microscopia, tração, microdureza, MET (microscopia eletrônica de transmissão) e análise do tamanho de grão, sendo possível obtermos parâmetros de base sobre o alumínio naval para serem comparados após os testes. Em sua obra, as amostras fabricadas pelo processo de laminação acumulativa por 64 camadas, seguido do tratamento térmico, obtiveram um aumento na microdureza, e na temperatura de 350° C ocorre a recristalização dos grãos na chapa de alumínio 5052.

Wang (2015) teve também a finalidade de estudar os efeitos do tratamento térmico de recozimento no processo de laminação a frio na fabricação das chapas de alumínio naval. Onde foram realizados os testes de microscopia, microdureza e tração. Wang (2015) concluiu que as chapas laminadas e sem tratamento térmico, detém as propriedades de dureza e resistência mecânica no seu valor máximo devido a alongação dos grãos durante o processo de laminação. O tratamento térmico de recozimento a 250-380°C durante 4 horas, resulta na precipitação da fase  $Mg_2Al_3$ , diminuindo a resistência mecânica e a dureza da junta, enquanto que o alongamento e a ductilidade melhoraram gradualmente com o recozimento a crescente temperatura.

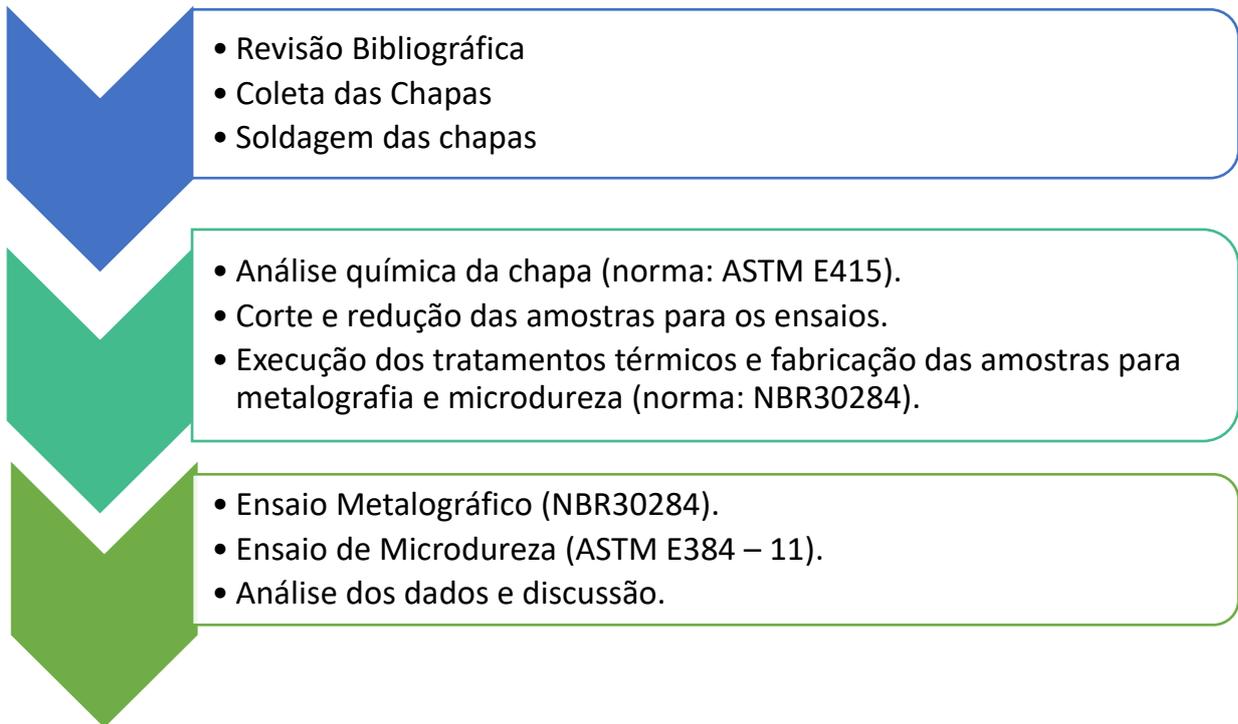
### 3 METODOLOGIA

#### 3.1 Método.

Como já definido, será realizado o estudo da influência do tratamento térmico de recozimento em uma junta de alumínio naval soldada. Para isso, a análise da composição química, os estudos de microscopia e microdureza serão realizados com o objetivo de mensurar as propriedades pós-tratamento em cada amostra, e compara-las com uma amostra sem tratamento térmico. Em suma, temos as seguintes etapas a serem executadas do projeto.

- Recolhimento das chapas de alumínio naval soldadas em uma indústria da área naval com o referido alumínio e arame tubular, atentando para coleta dos parâmetros de soldagem do processo MIG, utilizados na fabricação da junta.
- Realização da análise química na chapa de alumínio naval.
- Confeção dos corpos de prova para a fabricação das amostras para os ensaios de microscopia e microdureza.
- Tratamento térmico do corpo de prova, estabelecendo-se um tempo e uma temperatura.
- Preparação das amostras para metalografia para a visualização das microestruturas de todas as amostras.
- Ensaio de microdureza.
- Análise dos resultados e discussões.

Temos então o seguinte fluxograma:



### 3.2 Procedimentos e técnicas na soldagem e nos ensaios:

Serão definidos nesse tópico os parâmetros essenciais e as técnicas na execução de cada elemento do projeto. Apresentaremos a seguir as características das juntas soldadas.

#### Características da junta soldada

Temos a seguir a junta a ser trabalhada, ou seja, uma chapa de alumínio naval, com as dimensões de 200 mm paralelos ao cordão de solda, por 115 mm perpendicular ao cordão e com 8 mm de espessura, conforme a figura 12. O cordão de solda está situado exatamente ao centro da junta. Como essa junta já estava disponível para o nosso trabalho, temos a primeira etapa concluída.

Figura 12. Junta de alumínio naval utilizada para fabricação dos corpos de prova.



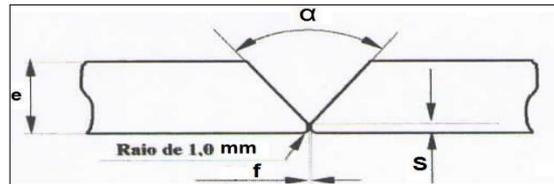
Fonte: Autoria Própria

Na soldagem é essencial identificarmos os parâmetros tanto da geometria da chapa a ser soldada, ou seja do chanfro, quanto do processo de soldagem em si. Temos então:

Parâmetros do Chanfro:

Metal-base: junta de topo com cobre-junta, espessura da chapa de alumínio (e): 8,0mm; chanfro ( $\alpha$ ): 80°; abertura da raiz (f): 0,5mm, face da raiz (S): 1,5mm (Figura 13).

Figura 13. Esquema da região a ser soldada.



Fonte: Extraído de Oliveira (2016).

Parâmetros do processo de soldagem:

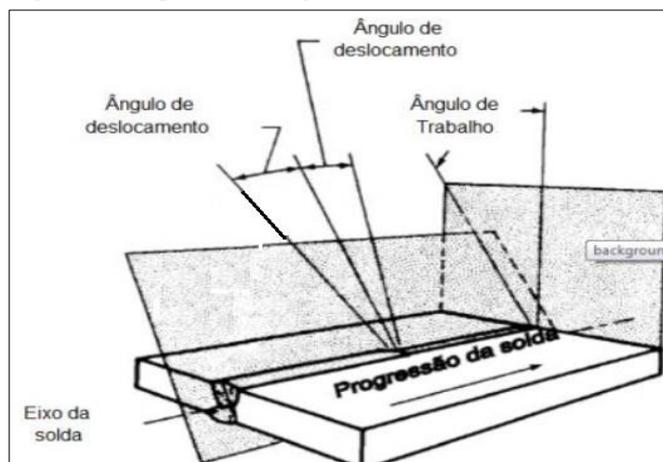
- Temperatura antes da soldagem: 28°C (temperatura ambiente).
- Temperatura de interpasse: 180°C.
- Metal de adição por norma: AWS 5.10 – ER 5183.
- Posição: 4G; Gás: 99,99% Ar (argônio);
- Vazão: 22l/min;
- Diâmetro do bocal: 16mm;
- Stick-out: 12-14 mm;
- Transferência: Pulsada.
- Número de passes: 2 (Figura 1b);
- Corrente elétrica 150 A.
- Polaridade: Corrente contínua – CCEP;
- Tensão: 24V;
- Velocidade de 15 cm/min.

Técnica de soldagem

- Preparação da junta: Utilizou-se corte mecânico seguido de processo de lixamento.
- Limpeza inicial: escovagem e desengraxe.
- Martelamento: não houve.
- Ângulo de deslocamento: 15°.
- Ângulo de trabalho: 5°.

A figura 14 mostra o esquema dos ângulos utilizados durante a soldagem:

Figura 14. Esquema dos ângulos utilizados na técnica.



Fonte: Extraído de Oliveira (2016).

### 3.2.1 Análise da composição química.

Na análise da composição química da amostra, o aparelho utilizado para leitura é o espectrômetro de transmissão óptica a qual seu software está programado para gerar um relatório com as porcentagens da composição química do material em análise. O procedimento de leitura varia entre 15 a 30 segundos, incorporando rapidez ao processo e uma boa precisão.

Para a análise da chapa será utilizado um espectrômetro de emissão óptica marca Shimadzu, modelo OES5500, conforme a figura 15 a seguir. O procedimento de ensaio segue a norma: ASTM E415.

Figura 15. Espectrômetro de transmissão óptica modelo OEE5500 Shimadzu.



Fonte: <http://shimadzu.com.br/analitica/produtos/elemental/index.shtml>.

### 3.2.2 Preparação dos corpos de prova e tratamento térmico.

A chapa será dividida em dez corpos de prova (11,5 por 1 cm), por corte manual usando um arco de serra, conforme a figura 16 a seguir, essa divisão não segue uma norma específica, mas adotamos essas dimensões para um bom regime de trabalho no tratamento térmico e nos ensaios subsequentes.

Figura 16. Esquema do corpo de prova utilizado para fazer as amostras dos ensaios de microscopia e microdureza.



Fonte: Autoria própria.

Após o corte da junta e fabricação dos corpos de prova, nove peças serão submetidas ao tratamento térmico. Uma será a amostra utilizaremos como parâmetro comparativo, ou seja, não passará por tratamento térmico (amostra padrão). Três peças irão ser submetidas a um intervalo de 1 hora de tratamento térmico nas temperaturas de 300, 400 e 500°C, outras três serão submetidas a um intervalo de 2 horas nas temperaturas de 300, 400 e 500°C e por fim, as outras três irão ser submetidas a um intervalo de 3 horas, nas mesmas temperaturas já estabelecidas como mostrado na tabela 3. Para o tratamento térmico de recozimento será utilizado o forno Mufla, marca Quimis, modelo Q- 318 D 24, ver figura 17.

Tabela 3: Numeração das amostras com seu respectivo tempo e temperatura. Figura 17. Forno Mufla Quimis.

Tempo (horas) / Temp°C	1	2	3
300	Amostra 1	Amostra 2	Amostra 3
400	Amostra 4	Amostra 5	Amostra 6
500	Amostra 7	Amostra 8	Amostra 9

Fonte: Autoria própria.



Fonte: Autoria própria.

### 3.2.3 Ensaio Metalográfico.

Para o ensaio metalográfico as amostras precisam ser cortadas, embutidas, lixadas e polidas. Seguindo a norma NBR30284 para microscopia, foram adotados os seguintes procedimentos.

- O corte do corpo de prova será de 2 centímetros, centralizado na região soldada. O corte será feito na cortadora Arotec Aracor 40 (ver figura 18).
- Após o corte, será feito o embutimento na Embutidora Arotec Pre 30 MI (ver figura 19).
- Para o processo de lixamento, serão utilizadas lixas com granulometria de 400, 600, 800, 1000 e 1200, na lixadora, (ver figura 20). Durante o processo de lixamento a posição da amostra será alternada variando em 90° a cada aumento da granulometria da lixa, evitando a predominância de arranhões em mais de uma direção. Durante este processo utilizaremos fluxo constante de água para limpar a superfície da lixa.
- O polimento será realizado na Politriz Arotec Aropol 2V (figura: 21), e serão utilizados o pano feltro Buehler microcloth e a Alumina de 1 $\mu$  e 0,3  $\mu$  como abrasivo.
- O ataque químico será feito com o ácido fluorídrico (100%), com a duração de 3 segundos.

Figura 18, 19, 20 e 21: Cortadora Arotec Aracor 40. Embutidora Arotec Pre 30 MI. Lixadora. Politriz Arotec Aropol 2V.



Fonte: Autoria própria.

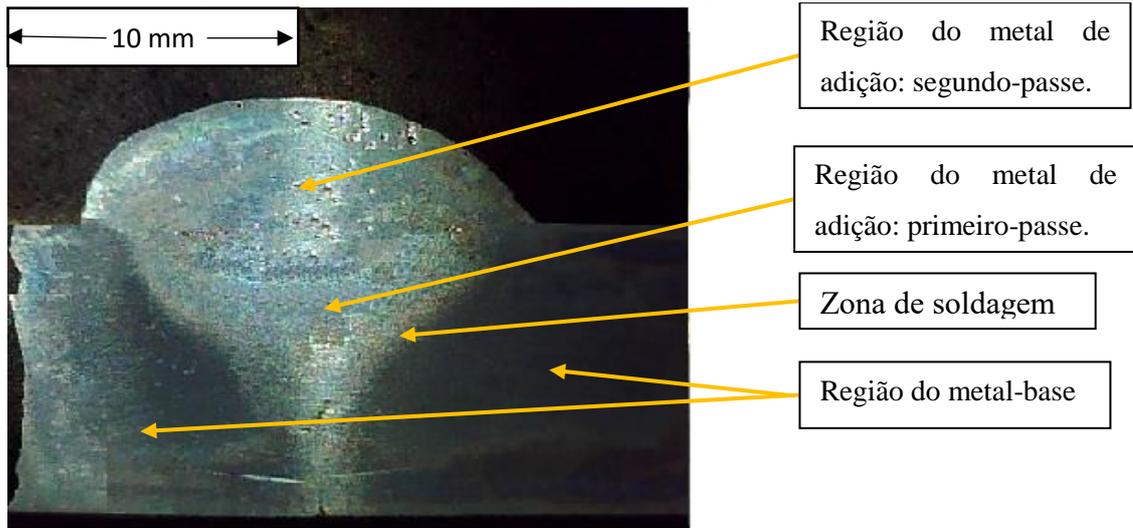
- E por fim, a visualização das amostras no Microscópio Ótico: Olympus de modelo CX31, com ampliação de 40, 100 e 400X (figura 22), conforme as seguintes regiões na figura 23.

Figura 22. Microscópio ótico: Olympus de modelo CX31.



Fonte: Autoria própria.

Figura 23. Macrografia da amostra padrão e regiões a serem fotografadas.



Fonte: Autoria própria.

### 3.2.4 Ensaio de Microdureza.

Para a realização deste ensaio será utilizado um microdurômetro de marca Mitutoyo, modelo HM-200 (figura: 24) com conversão automática de valores de dureza. Os procedimentos do ensaio serão baseados na norma: ASTM E384 – 11.

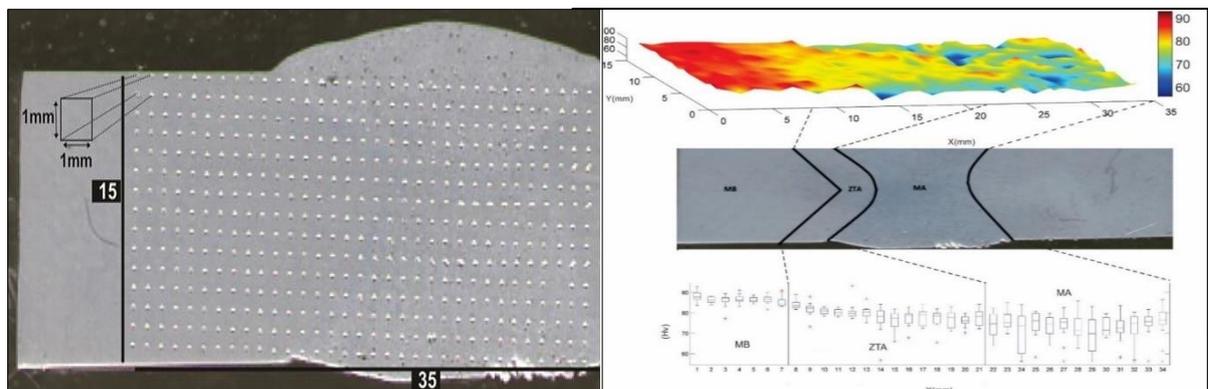
Figura 24. Microdurômetro Mitutoyo 110127A, série 1730794.



Fonte: Autoria própria.

A técnica utilizada é o mapeamento superficial da microdureza, como observamos nas figuras 25 e 26 a qual a superfície da peça é medida em séries de medições de um milímetro em uma dada região da amostra, tanto horizontalmente quanto verticalmente afim de obtermos uma matriz para identificarmos a dureza em toda zona da peça através de um gráfico com curvas de nível no programa MatLab.

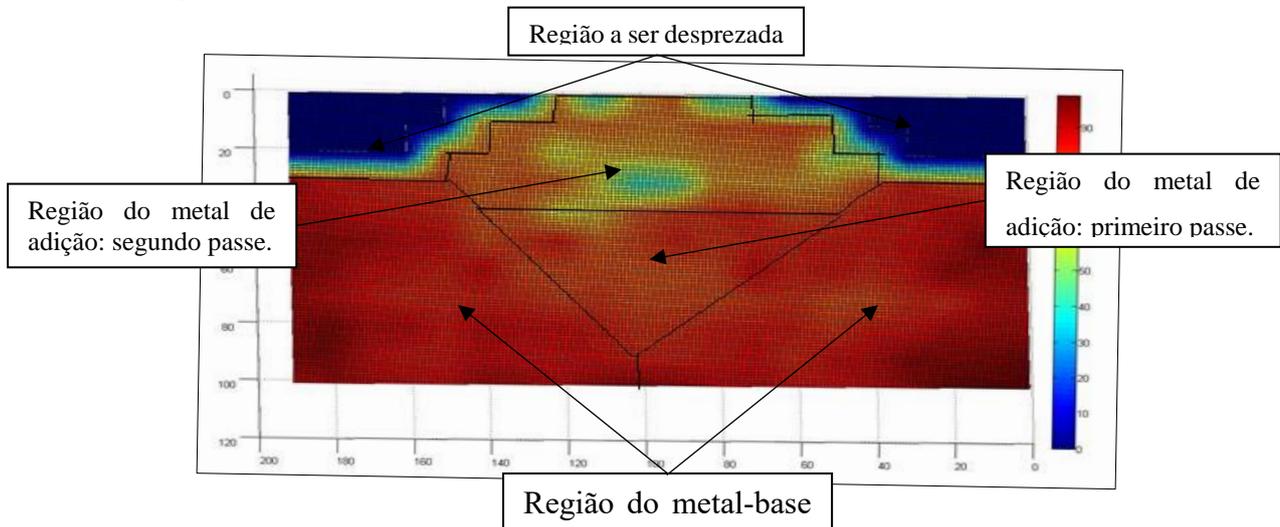
Figuras 25 e 26. Superfície a qual foi realizado o mapeamento. Mapeamento superficial da dureza.



Fonte: Extraído de Neto (2016).

Afim de mensurarmos as propriedades das regiões de cada amostra na forma de uma valor médio, foi realizada a seguinte divisão de acordo com os componentes da junta soldada conforme a figura 27 e 28:

Figuras: 27 e 28. Subdivisões das regiões para que se definam um valor de dureza médio para cada região.



Fonte: Aatoria Própria.

## 4 ANÁLISE E INTERPRETAÇÃO DOS RESULTADOS

Neste tópico, serão apresentados os resultados dos ensaios realizados das amostras tratadas termicamente e a amostra sem tratamento térmico. Como já definido, o objetivo é fazer a comparação das mesmas afim de verificar os efeitos do tratamento térmico e discutir sua viabilidade em função dos resultados.

Assim, foram fabricados 10 corpos de prova (Figura 29) e a partir deles 10 amostras (Figura 30), ou seja, a amostra padrão que será o parâmetro comparativo e outras nove que serão tratadas.

Figura 30. Corpos de prova após tratamento térmico.



Fonte: Autoria própria.

Figura 29. Amostras para o ensaio de microscopia e microdureza.



Fonte: Autoria própria.

#### 4.1 Análise química da chapa.

Com a análise química realizada no espectrômetro de transmissão óptica, foram encontrados os resultados seguintes na tabela 4 em que foram feitas três medições da composição para diferentes posições da amostra, em seguida, é encontrado um valor médio representativo das três análises e a composição química prescrita pela norma ASTM B 209M.

Tabela 4: Composição da amostra lida pelo espectrômetro e composição química do Alumínio 5052 segundo a norma ASTM B 209M.

Elementos	Si	Cu	Fe	Mg	Zn	Mn	Cr	Ti	Ni	Pb	Outros
1ª medição	0,067	0,098	0,215	4,710	0,104	0,752	0	0,01	0,002	0,006	0,001
2ª medição	0,066	0,1	0,216	4,739	0,103	0,751	0	0,01	0,003	0,006	0,001
3ª medição	0,066	0,099	0,216	4,724	0,104	0,752	0	0,01	0,002	0,006	0,001
Média (%)	0,066	0,099	0,216	4,724	0,104	0,752	0	0,01	0,002	0,006	0,001
Composição máxima normalizada (%)	0,25	0,1	0,4	2,8	0,1	0,1	0,35	...	0,05	0,05	0,15
Composição mínima normalizada (%)				2,2			0,15	...			

Fonte: Autoria própria.

Comparando os dados coletados e a composição química prescrita pela norma, temos que a chapa de alumínio naval utilizada como metal-base, confere um significativo excesso de magnésio e manganês, um ligeiro ou desprezível excesso de zinco, e uma certa deficiência em cromo. Os outros demais elementos possuem composições dentro dos intervalos estabelecidos, visto que na maioria deles não há um valor mínimo limitante, somente um valor máximo.

Verifica-se que a chapa trabalhada está fora dos valores prescritos por norma, pois a mesma se assemelha ao alumínio 5083 que segundo a AWS A5.10/1999, apresenta a seguinte composição química (Tabela 5).

Tabela 5: Porcentagem da composição química dos elementos da liga de Alumínio 5183 segundo a norma AWS A5.10/1999:

Valor	Si	Cu	Fe	Mg	Zn	Mn	Ti	Ni	Outros
Máximo	0,4	0,1	0,4	4,5	0,25	1	0,15	0,05	0,15
Mínimo				5,5		0,5			

Fonte: <http://www.harris-brastak.com.br/produtos/consumiveis/soldagem-de-aluminio>.

Como a quantidade de material disponível para pesquisa foi bastante limitada, assim como os ensaios de microscopia e microdureza que já tinham sido realizados, essa chapa teve que ser utilizada, levando em consideração a influência das discrepâncias dos elementos em excesso e em falta.

Os elementos de liga magnésio, manganês são os mais influentes. Vale salientar que apesar dessa não conformidade com a norma, o excesso de magnésio e de manganês poderá

ocasionar vantagens no desempenho desta junta em específico. São elas; aumento do limite de resistência e dureza, aumento na resistência à corrosão, excelente soldabilidade e usinabilidade por parte do excesso de magnésio (BADASCHIA, 1998), melhor resistência mecânica à corrosão por parte do manganês (TELECURSO, 2000). Como podemos ver no diagrama (Figura: 31) Isto nos levará ao surgimento mais acentuado da fase  $\beta$  quando resfriado além de influenciar também na dureza. Então, esse fato deve receber atenção singular nos resultados dos ensaios a seguir, onde poderemos comprovar esses efeitos.

## 4.2 Ensaio Metalográfico.

Como já definido anteriormente, o ensaio metalográfico consiste na fotografia com altas resoluções das regiões de interesse de uma dada amostra afim de identificar os elementos microscópicos da mesma, tais como; a microestrutura, os grãos, as formas dos microconstituintes, fases, segregações, precipitados e etc.

Na metodologia foram definidas as regiões das amostras a qual serão fotografadas sendo elas; o metal-base, a zona de soldagem, o metal de adição no primeiro-passe e o metal de adição no segundo passe. Foi também definido que serão nove amostras a diferentes temperaturas e tempos de tratamento térmico, assim como a amostra padrão a qual vai representar os parâmetros comparativos em relação as demais. É importante lembrar que as imagens foram fotografadas nas resoluções de 40X, 100X e 400X, sendo a de 40X a macrografia e a resolução de 100 e 400X a micrografia.

A microscopia a seguir foi realizada três vezes, considerando que as imagens que apresentaram melhor os detalhes da amostra foram escolhidas. Assim serão mostradas imagens com diferentes tonalidades de iluminação, mas com melhor detalhamento dos seus microconstituintes.

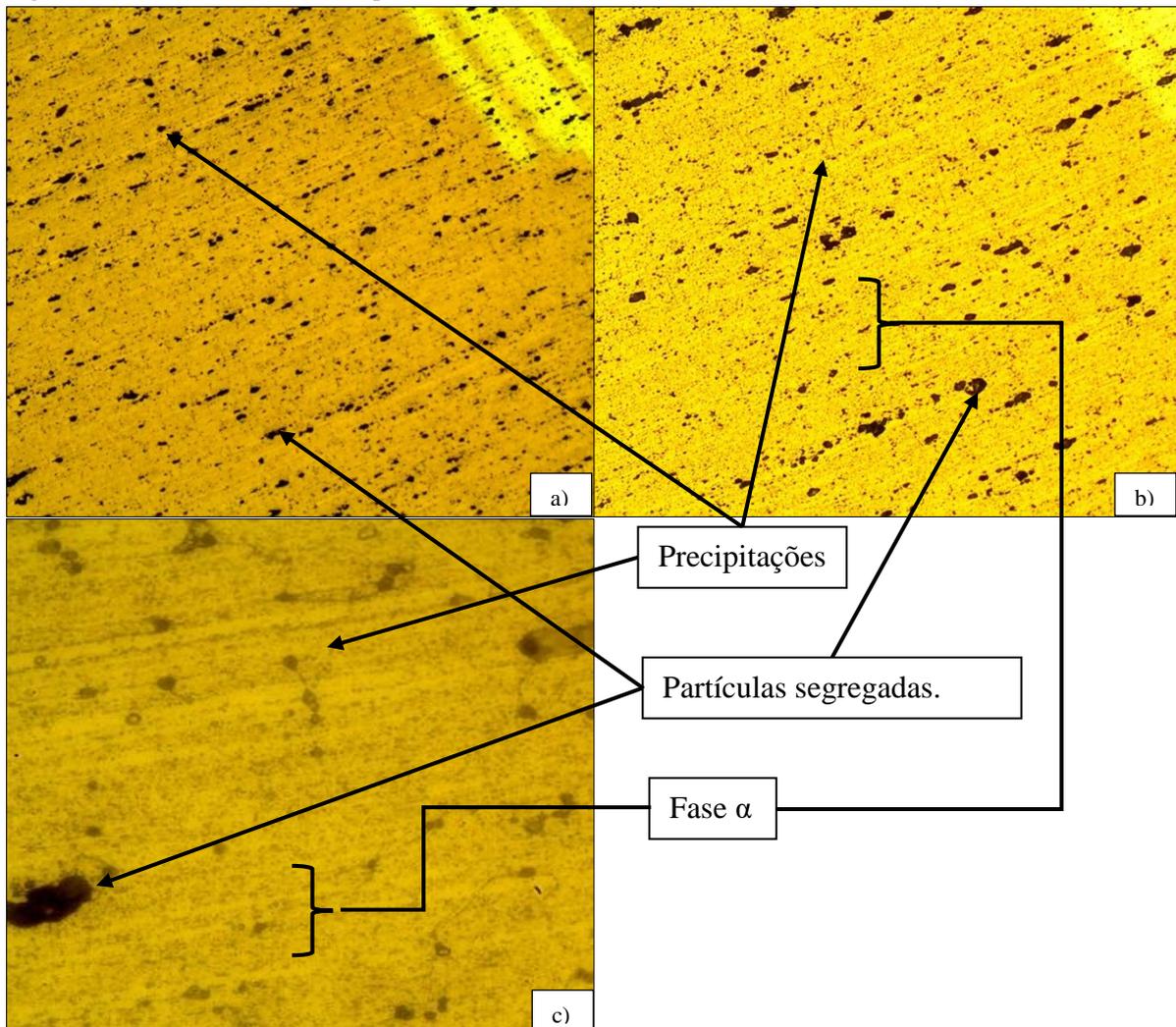
No próximo tópico serão identificadas as microestruturas presentes nas amostras, após será feita a comparação das mesmas com a amostra padrão no tópico seguinte. A seguir temos a amostra padrão:

#### 4.2.1 Amostra Padrão.

Metal-base:

Como podemos observar, macrograficamente (Figura 32, a) 40X), verifica-se uma sobreposição direcional de segregações de magnésio e outros elementos (cores escuras) alinhadas horizontalmente sobre a fase  $\alpha$ , que é a fase principal a qual contém alumínio com precipitações de microconstituintes diluídas em seu interior. A sobreposição direcional, é uma característica microestrutural consequente do processo de laminação, pois esse processo provoca o esmagamento dos grãos das peças laminadas, sobrepondo-os e alongando os grãos na direção da laminação da chapa, o que melhora as propriedades mecânicas de maneira geral, em especial a dureza. Micrograficamente (Figura 32, b) 100X e c) 400X), verifica-se a presença significativa de segregações, que ocorrem com a aglomeração deste elemento em certos núcleos no interior da liga. Esses núcleos de partículas segregadas influenciam positivamente na dureza da amostra, como veremos no ensaio de microdureza.

Figura 32. Metal-base da Amostra padrão: a) 40X, b) 100X e c) 400X.



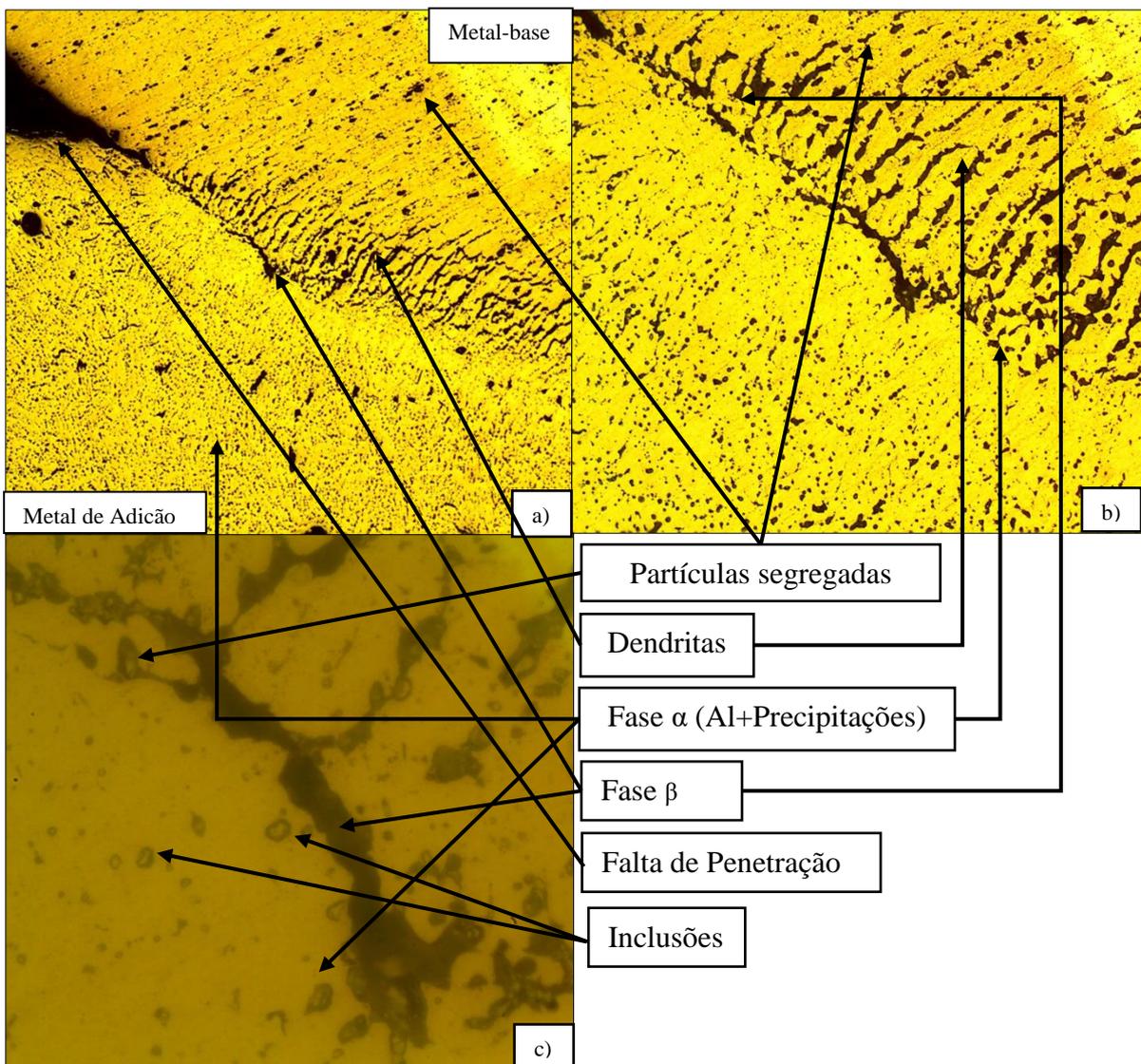
Fonte: Autoria própria.

### Zona de soldagem:

Na zona de soldagem, macrograficamente (Figura 33, a) 40X), verifica-se que entre a união do metal-base (parte inferior) ao primeiro passe do metal de adição (parte superior), existe a falta de penetração como defeito da soldagem, segregações de magnésio e outros elementos principalmente no metal-base, a formação dendrítica e precipitações no metal de adição.

Na micrografia (Figura 33, b) 100 e c) 400X), observa-se a formação do que conhecemos por fase  $\beta$ , ou seja, a fase formada tendo como elemento principal o magnésio ao redor de dendritas na zona de fusão, e a fase  $\alpha$  nas regiões adjacentes além de algumas inclusões, possivelmente de manganês. Também se percebe uma grande concentração deste composto, esta concentração pode ter uma relação direta com a soldabilidade da junta, visto que esta propriedade é melhorada com a presença do magnésio.

Figura 33. Zona de soldagem da amostra padrão a) 40X. b) 100X. c) 400X.

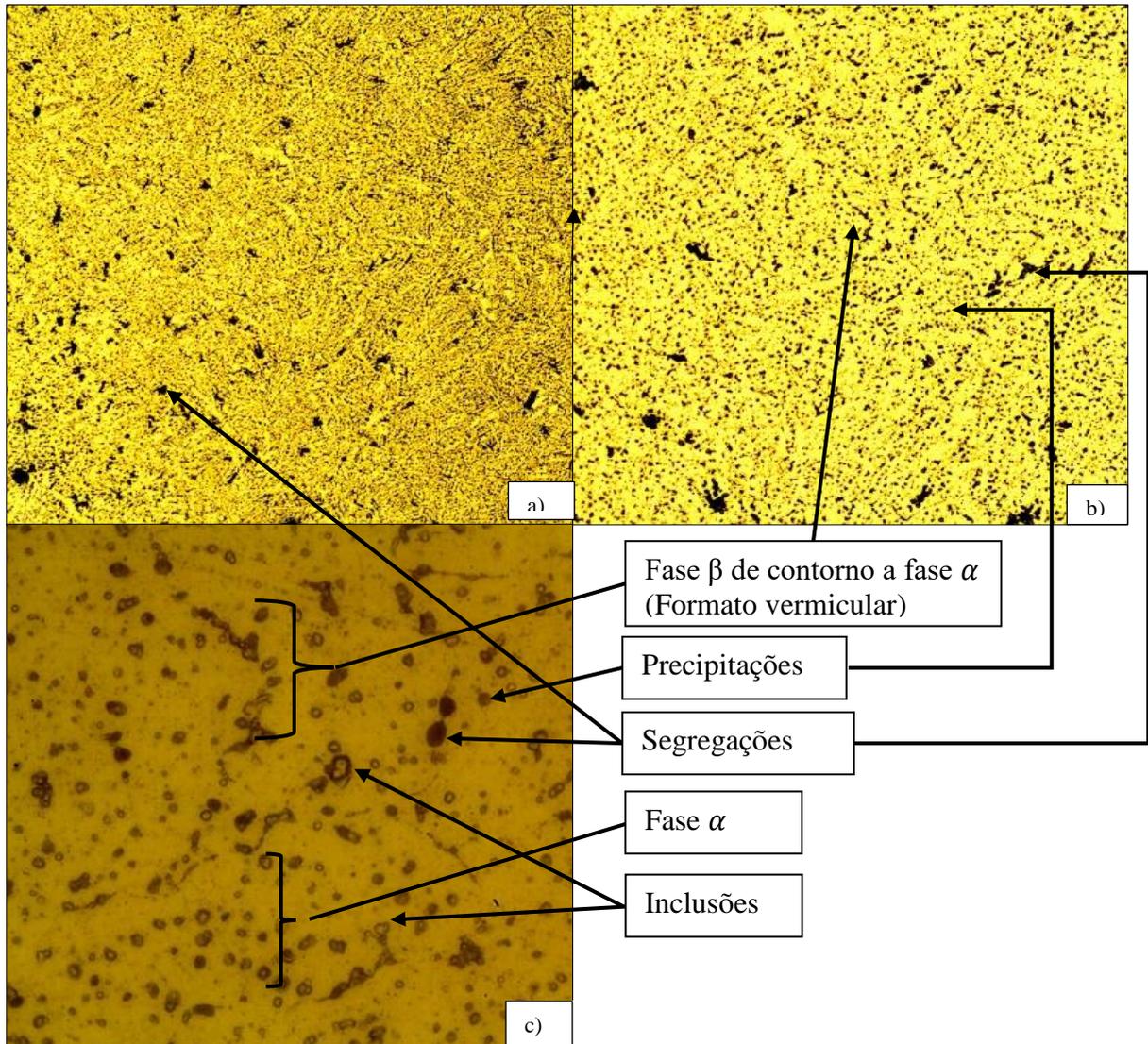


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição Primeiro Passe

No metal de adição no primeiro passe verificam-se a presença de precipitações diluídas em todo metal principal, umas poucas segregações, se comparado as regiões anteriores (Figura 34, a) 40X, b) 100X e c) 400X) e também algumas inclusões. Assim, por essas observações se verifica que uma boa parte do volume de microconstituintes está difluído dentro da fase  $\alpha$ .

Figura 34. Região do Metal de adição da amostra padrão 1° passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

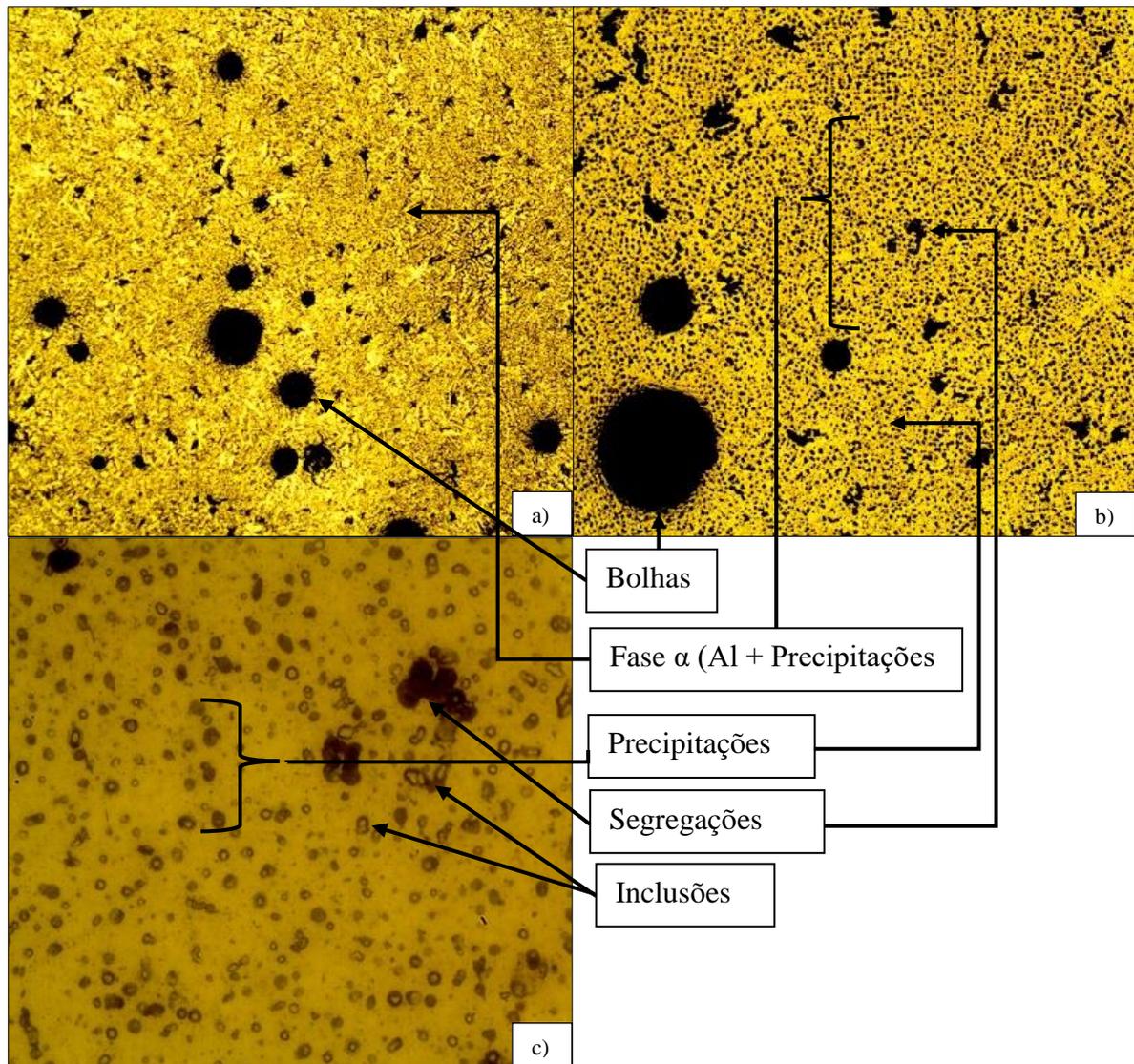


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição Segundo Passe

Macroscopicamente, verifica-se a presença de bolhas do metal de adição do segundo passe, este é um dos problemas ocorridos no processo de soldagem e tem uma influência negativa quanto a qualidade do cordão de solda (Figura 35, a) 40X). Na figura 35 b) 100X e c) 400X, podemos observar também segregações em volume reduzido. Logo, semelhantemente ao primeiro passe desta amostra, os microconstituintes estão majoritariamente diluídos no alumínio formando a fase  $\alpha$  sendo formados por precipitações de magnésio e inclusões.

Figura 35. Região do Metal de adição da amostra padrão 2º passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



Fonte: Autoria própria.

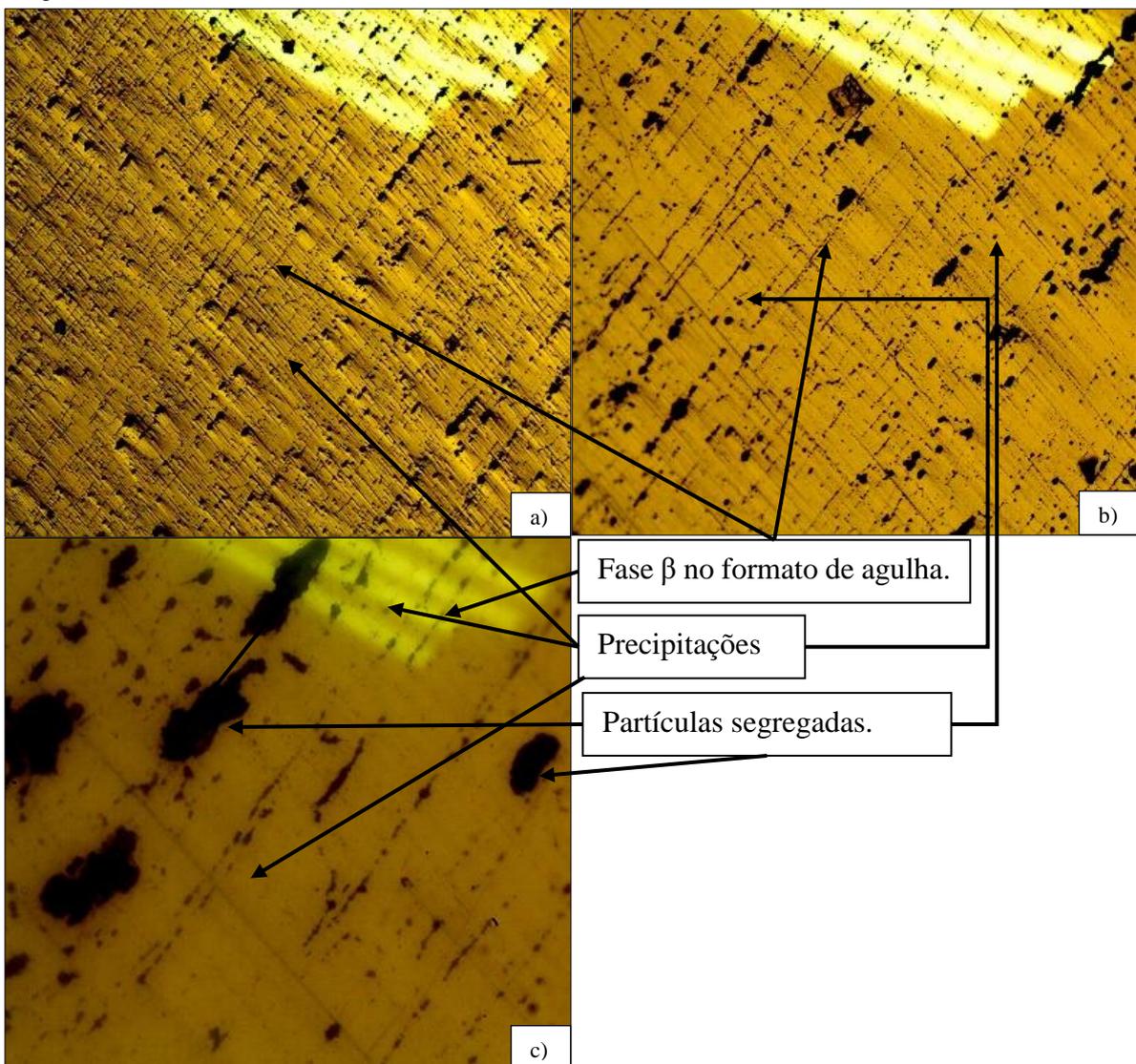
#### 4.2.2 Amostra 1: 300° C, 1h:

Temos agora a amostra 1, sendo tratada termicamente a 300°C, durante 1 hora:

Metal-base:

No metal-base da amostra 1 na figura 36, podem ser observados pela macrografia (Figura 32, a) 40X) a sobreposição direcional, ou seja, o alinhamento diagonal dos microconstituintes, que são as segregações, precipitações e a fase  $\beta$ . Na micrografia (Figura 32, b) 100X e c) 400X) observamos melhor os mesmos e vemos que a fase  $\beta$  se apresenta no formato de agulhas.

Figura 36. Metal-base da Amostra 1: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

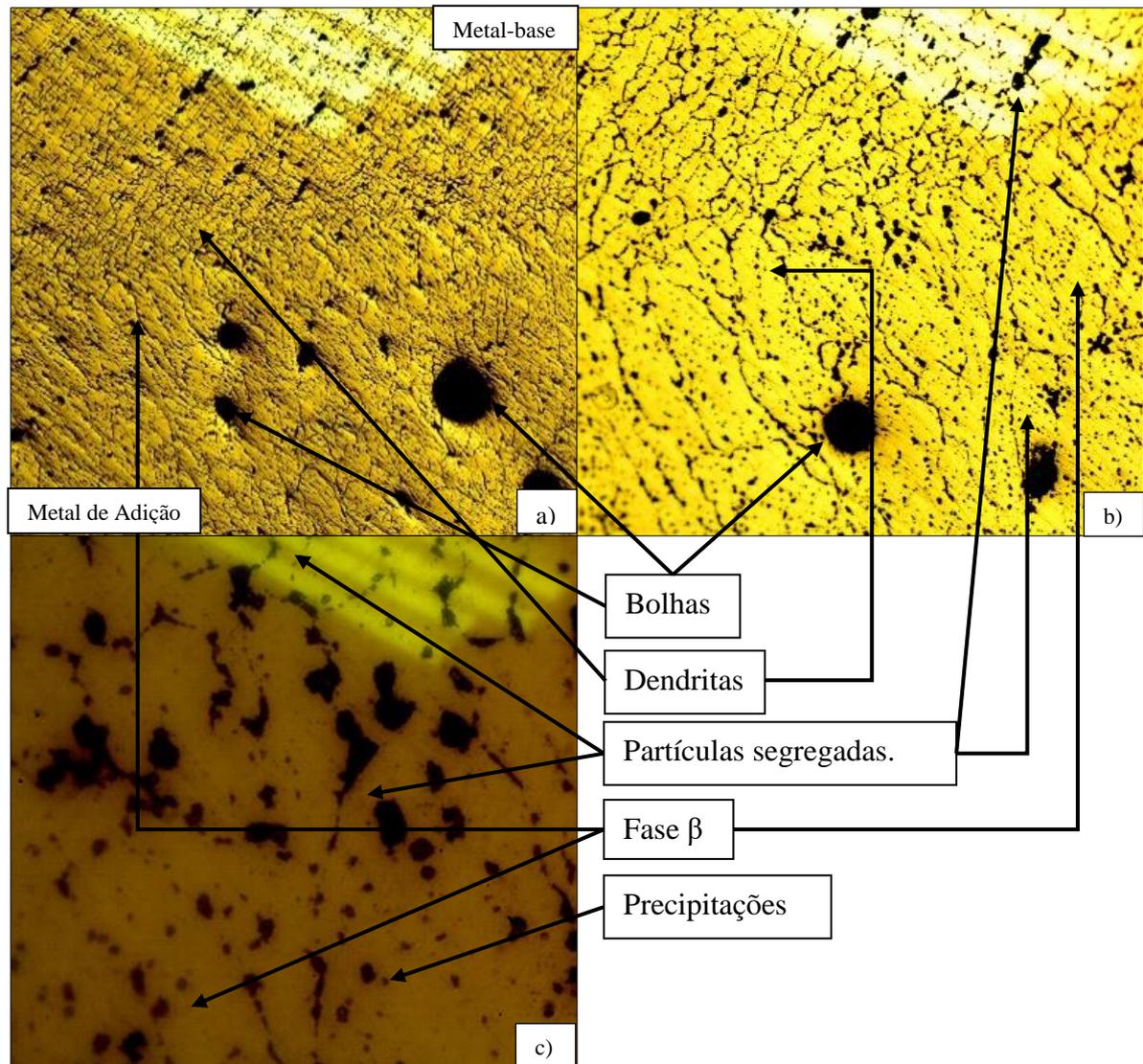


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem, observa-se macrograficamente (Figura 37, a) 40X), a presença de bolhas após a região de contato entre o metal-base e o metal de adição, sendo este um defeito originado no processo de soldagem, também há a presença de dendritas de tamanho menor na zona de soldagem e de tamanho maior nas regiões adjacentes como observamos micrograficamente (Figura 37, b)100X e c)400X), além de um volume mais reduzido de partículas segregadas e a fase  $\beta$  nos contornos das dendritas.

Figura 37. Zona de Soldagem da Amostra 1: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

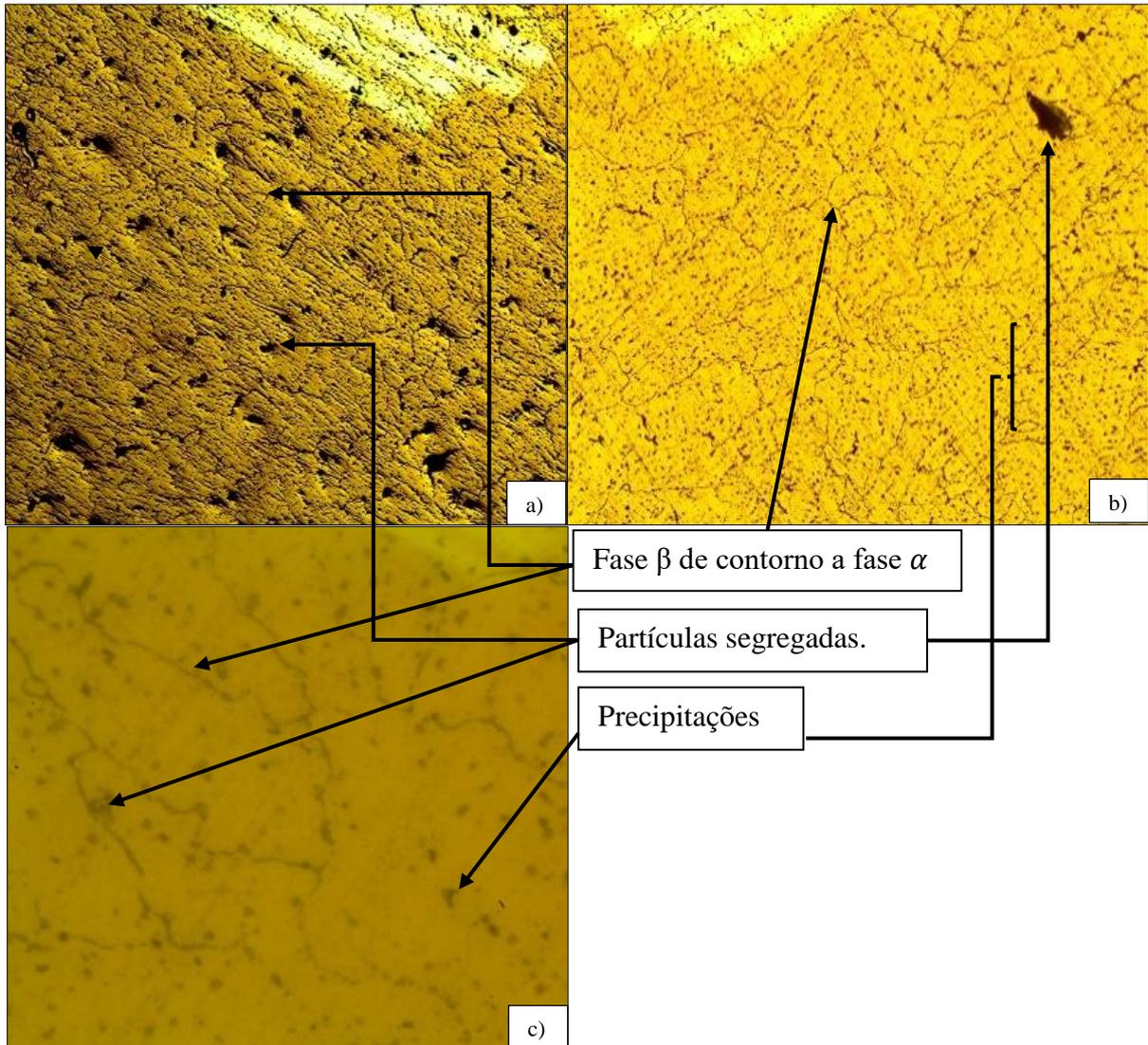


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1º Passe:

Temos que na região do metal de adição no primeiro passe, na macrografia (Figura 38, a) 40X), verificam-se a presença de segregações e a fase  $\beta$ . Pela micrografia (Figura 38, b) 100X) e c)400X) podem ser observados o surgimento de precipitados dentro dos grãos formados pela fase  $\alpha$  e cercados pela fase  $\beta$  em seus entornos.

Figura 38. Região do Metal de adição da Amostra 1 1º Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

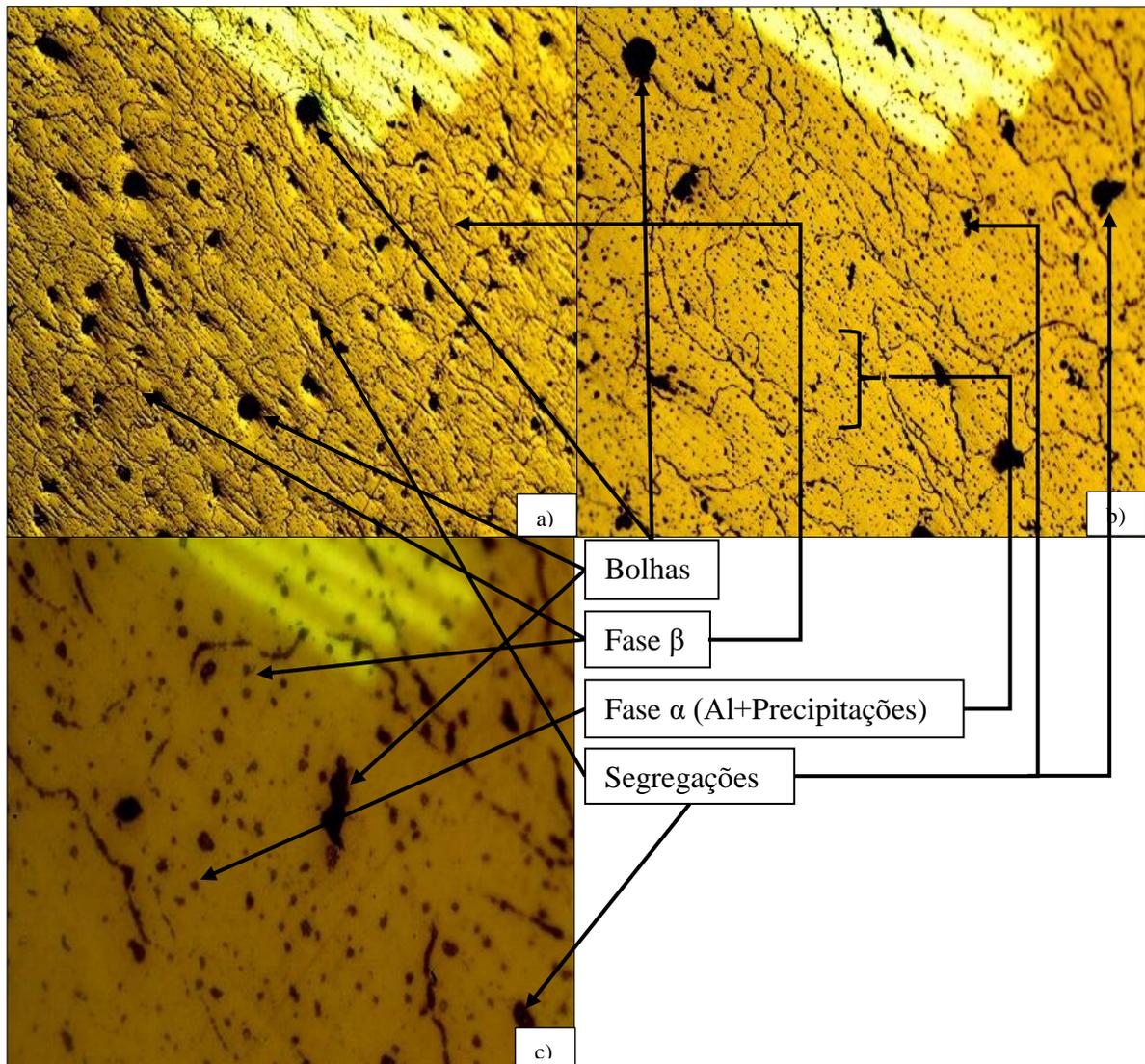


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2º Passe:

Na região do metal de adição no segundo passe, macroscopicamente (Figura 39, a) 40X), podem ser verificados a presença de bolhas em maiores proporções que nas demais regiões das amostras anteriores, além do surgimento da fase  $\beta$ . Microscopicamente (Figura 39, b) 100X) e c) 400X) assim como no primeiro passe se observam a formação da fase  $\beta$  envolvendo os grãos da fase  $\alpha$  rica em precipitações além de algumas partículas segregadas existentes de forma a não serem predominantes em toda a amostra.

Figura 39. Região do Metal de adição da Amostra 1 2º Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



Fonte: Autoria própria.

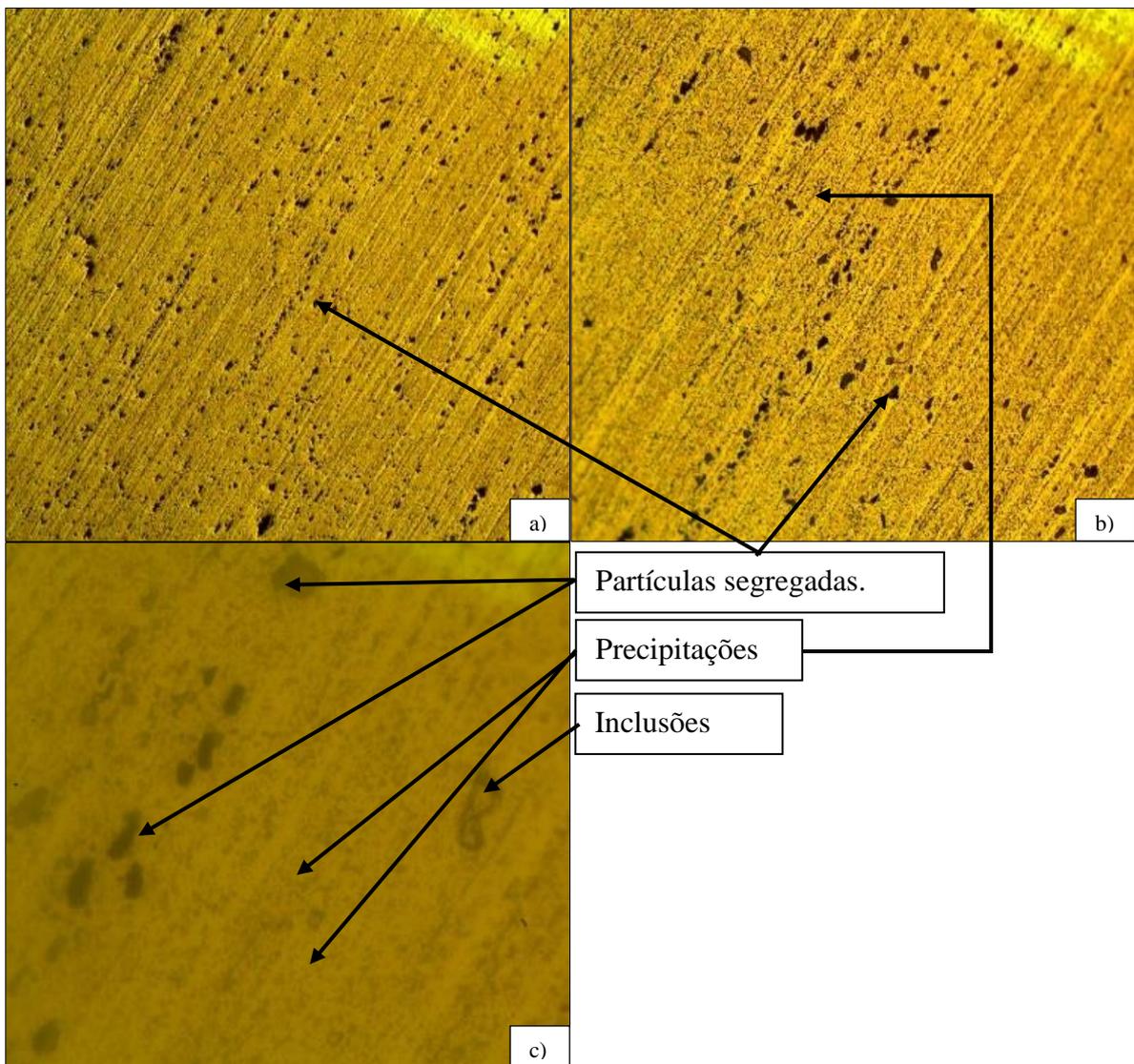
### 4.2.3 Amostra 2: 400° C, 1h:

São apresentados os resultados da microscopia na segunda amostra neste tópico, sendo a mesma tratada termicamente a 400°C durante 1 hora, sendo resfriada lentamente no forno:

Metal-base:

Macrograficamente (Figura 40, a) 40X), percebe-se o fenômeno da sobreposição dos grãos de maneira diagonal, além de poucas partículas segregadas. Micrograficamente (Figura 40, b) 100X) e c) 400X) é notável a presença de uma granulação fina de partículas segregadas circundadas por partículas precipitadas, caracterizando a fase  $\alpha$  e algumas inclusões.

Figura 40. Metal-base da Amostra 2: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

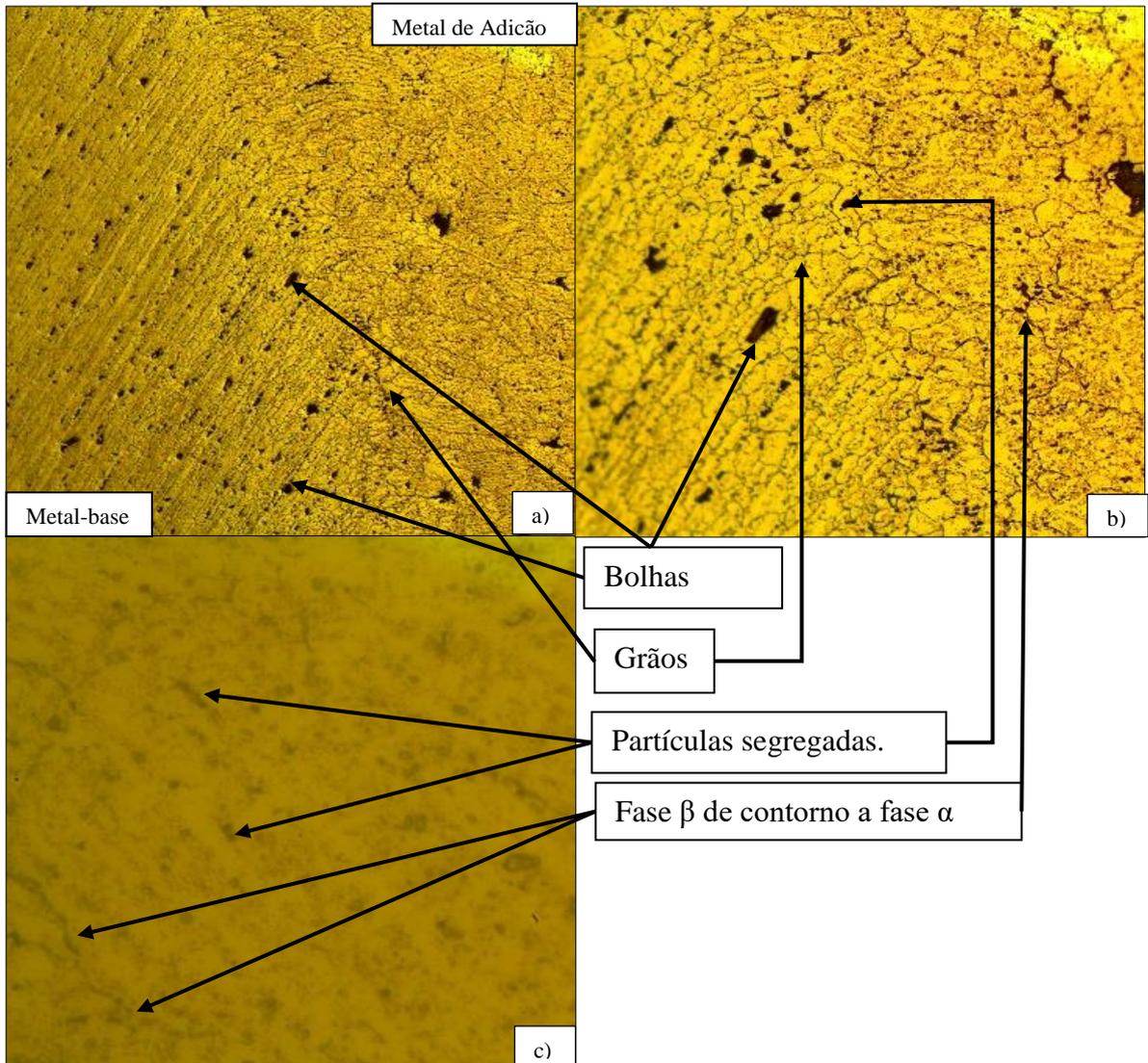


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem

Na zona de soldagem (Figura 41), por meio da macrografia (Figura 41, a) 40X) encontram-se algumas bolhas no metal de adição e algumas segregações na região central da zona de soldagem. Na micrografia (Figura 41, b) 100X e c) 400X), verifica-se a presença da fase  $\beta$  ao redor de grãos formados pela fase  $\alpha$  e alguns segregados de magnésio.

Figura 41. Zona de Soldagem da Amostra 2: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

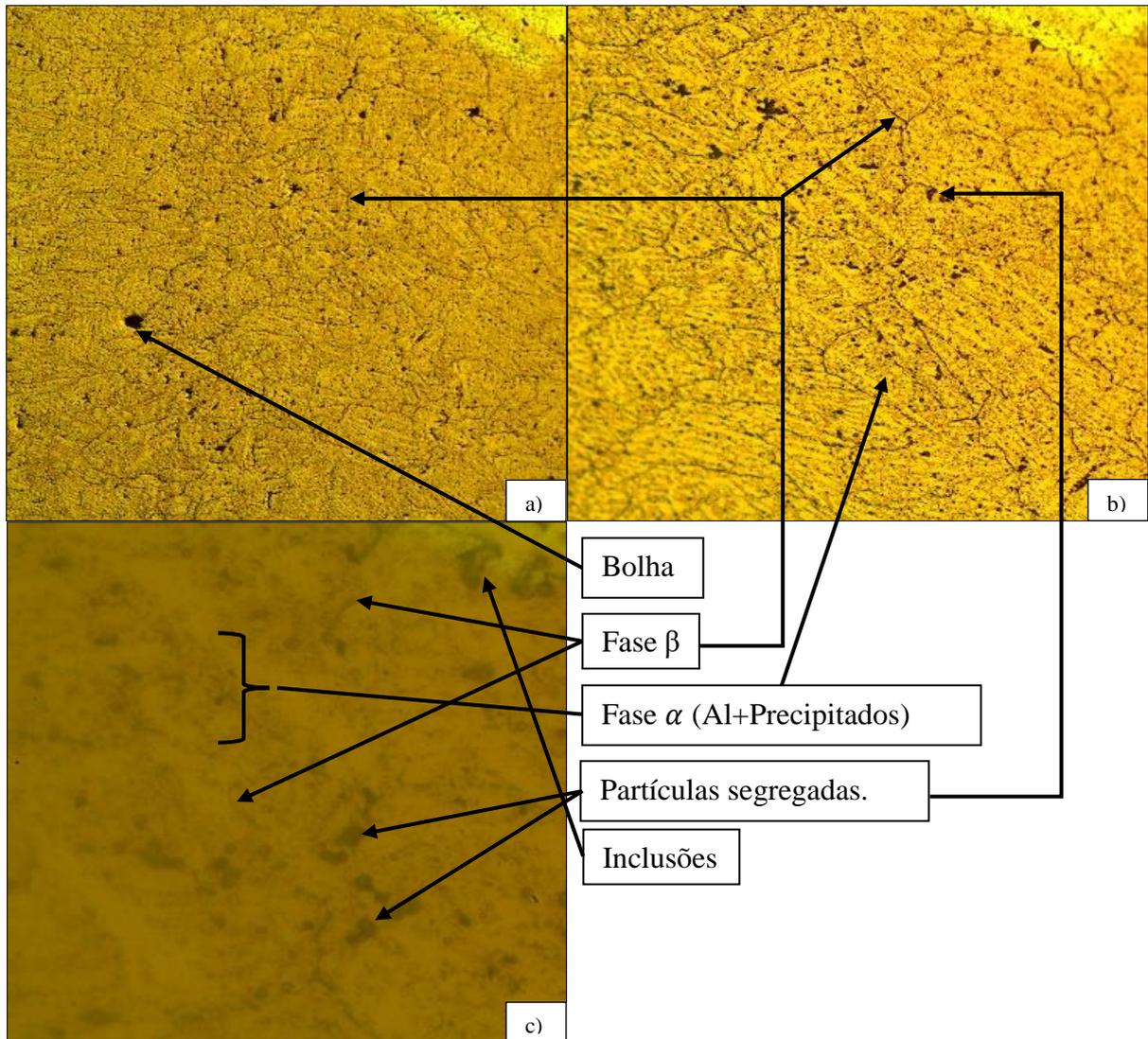


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Na figura 42, temos a região do metal de adição no primeiro passe, a qual apresentou poucas bolhas como observado na sua macrografia (Figura 42, a) 40X) e na sua micrografia (Figura 42, b) 100X e c) 400X) se observam poucas segregações e inclusões, e a predominância de grãos da fase  $\alpha$  contornada pela fase  $\beta$ . Estes grãos estão em um tamanho maior do que os grãos na zona de soldagem, o que confere diferentes propriedades mecânicas.

Figura 42. Região do Metal de adição da Amostra 2 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

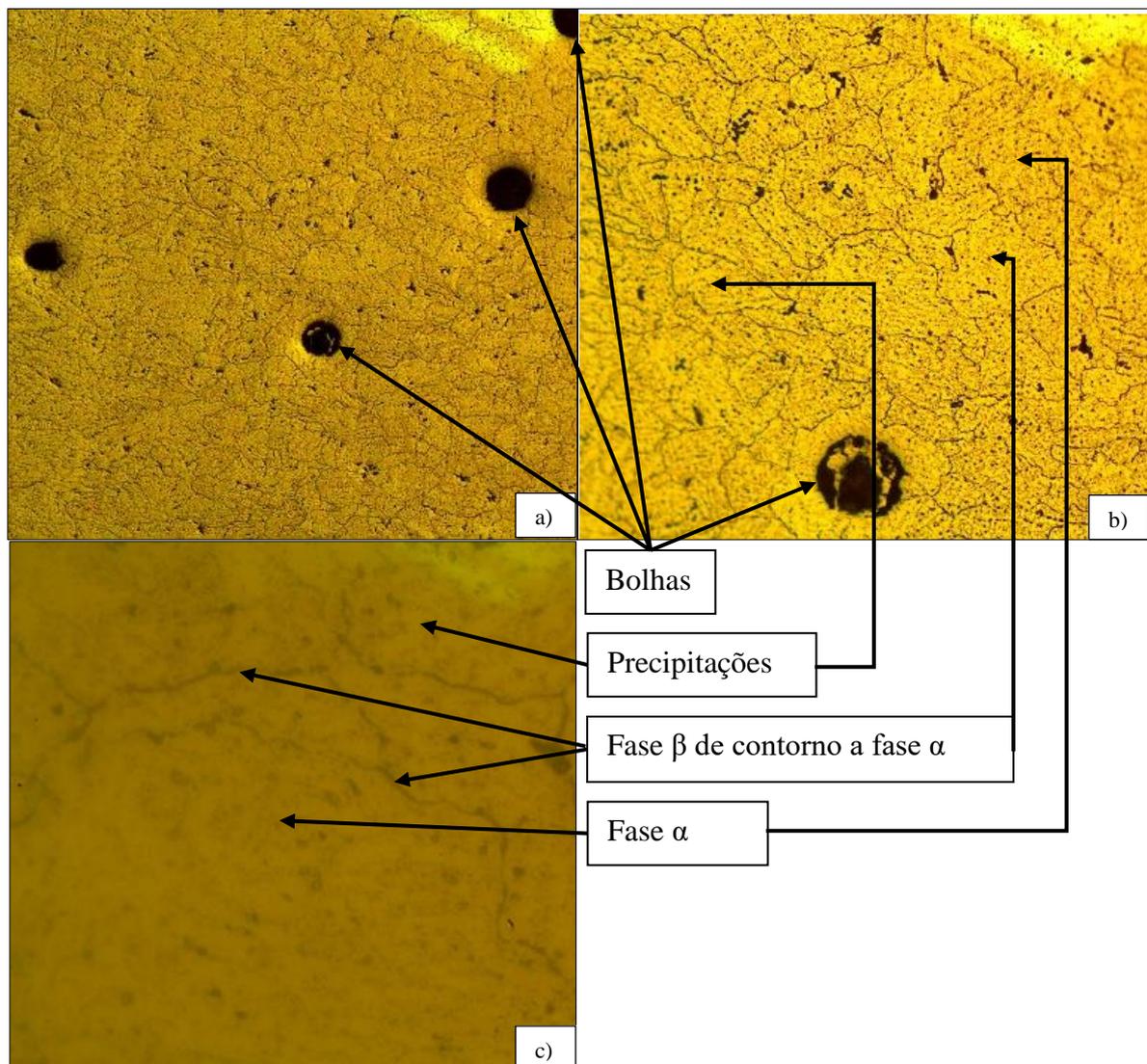


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2º Passe:

Na figura 43, temos a região do metal de adição no segundo passe, a qual macroscopicamente (Figura 43, a) 40X) se verificam a presença de bolhas, juntamente com algumas partículas segregadas. Microscopicamente através das aproximações de 100X e 400X (Figura 43, b)), verificam-se a presença acentuada de grãos da fase  $\alpha$  cercados pela fase  $\beta$ , e a presença de pequenas segregações.

Figura 43. Região do Metal de adição da Amostra 2 2º Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



Fonte: Autoria própria.

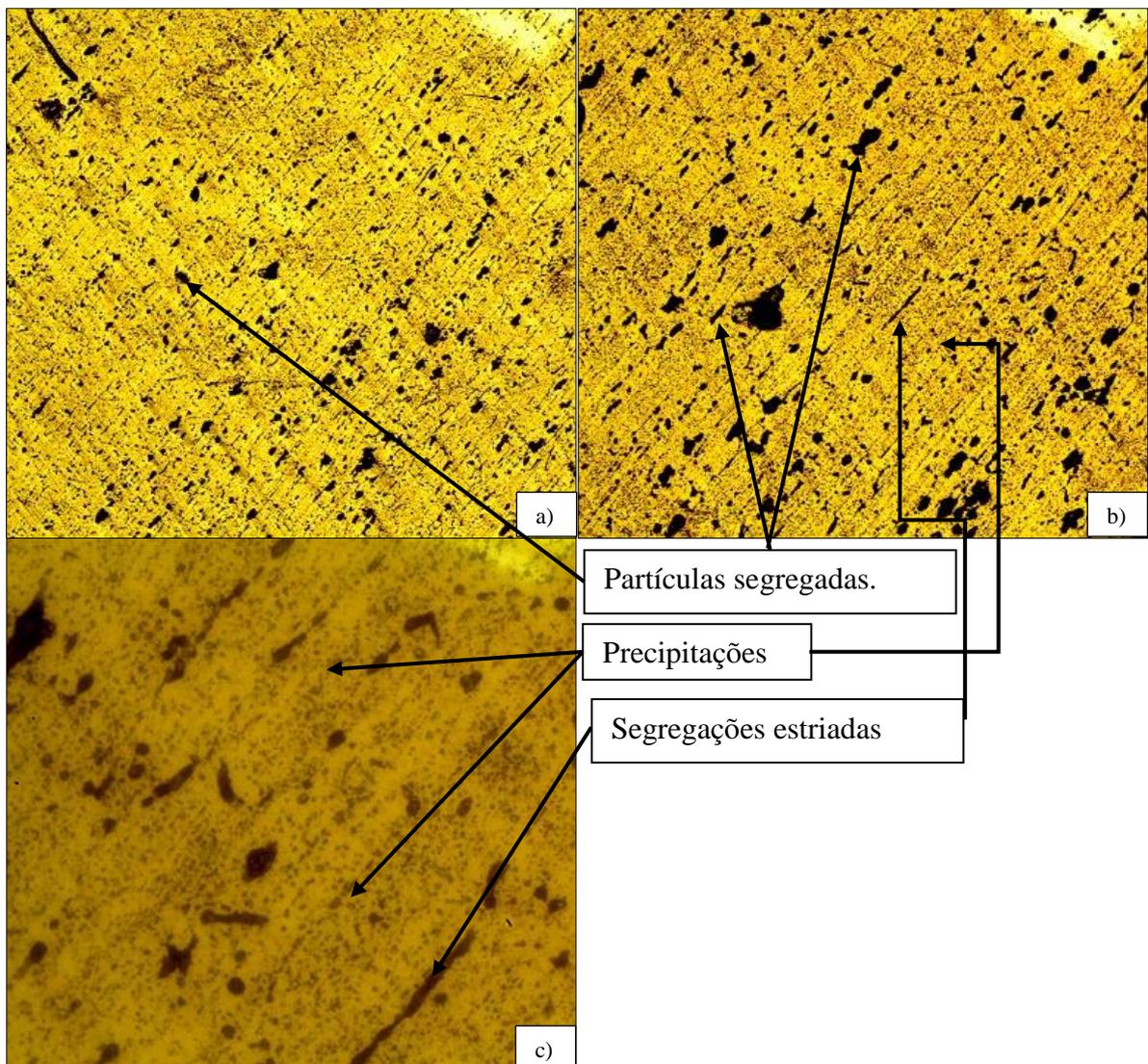
#### 4.2.4 Amostra 3: 500° C, 1h:

Serão abordados os resultados da metalografia na amostra 3 sendo a mesma tratada a 500°C durante 1 hora.

Metal-base

Verifica-se na região do metal-base da amostra 3 o fenômeno da sobreposição de grãos (Figura 44, a) 40X) além da presença de segregações. Na análise da micrografia conforme a figura 44, b) 100X e c) 400X), encontram-se e um denso volume de partículas precipitadas, muitas segregações e algumas de forma estriada.

Figura 44. Metal-base da Amostra 3: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

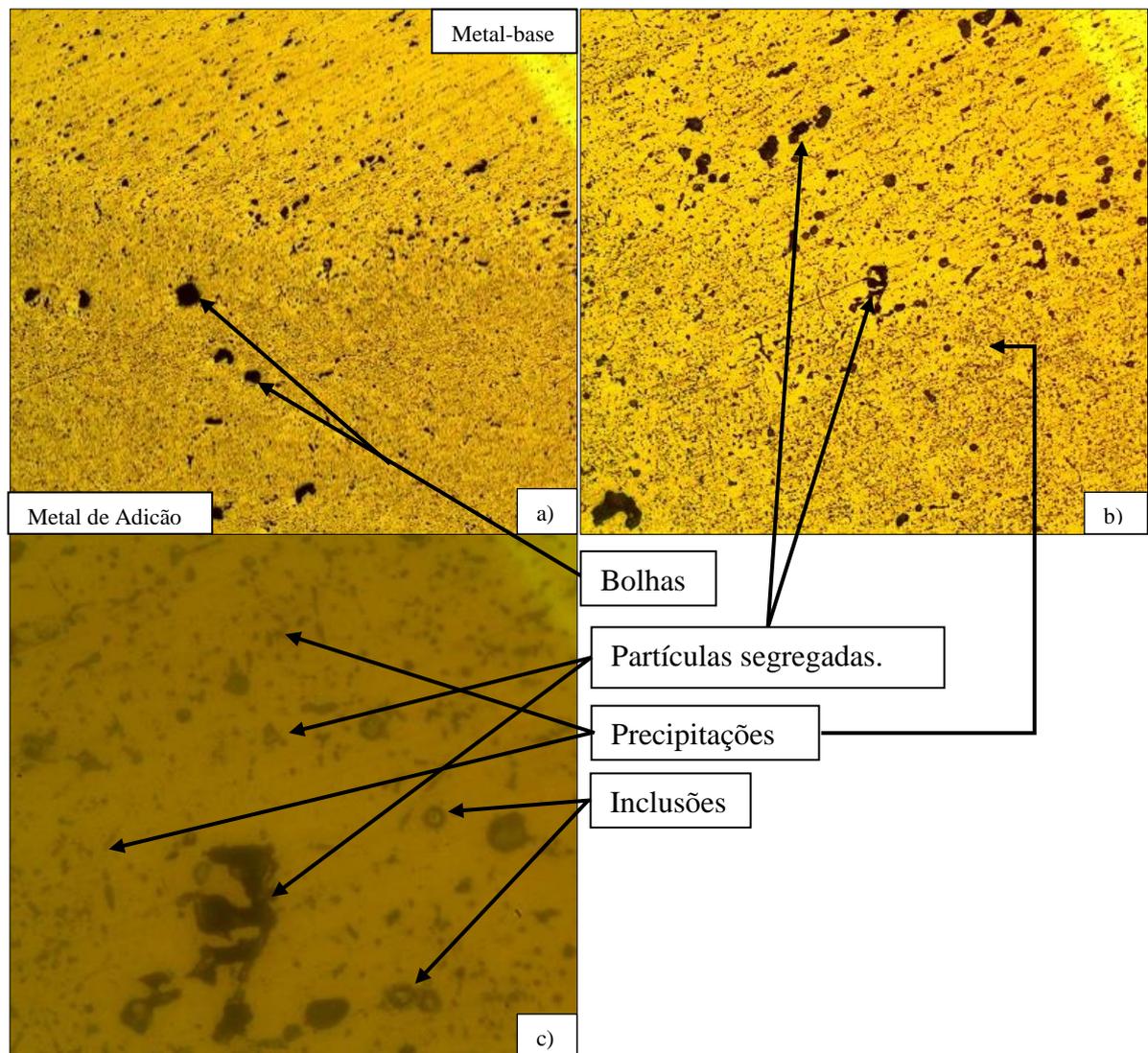


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem conforme a figura 45, observa-se nesta região os mesmos efeitos advindos do metal-base tanto macroscopicamente, quanto microscopicamente exceto pela presença de bolhas características do processo de soldagem. Verifica-se a redução do volume de partículas segregadas (Figura 45, a) 40X) e o aumento do volume de microconstituintes precipitados dentro da fase  $\alpha$ , sendo eles de magnésio e inclusões. Não existiu o surgimento da fase  $\beta$ , efeitos que ocorreram nas amostras anteriores (Figura 45, b)100X e c) 400X).

Figura 45. Zona de Soldagem da Amostra 3: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

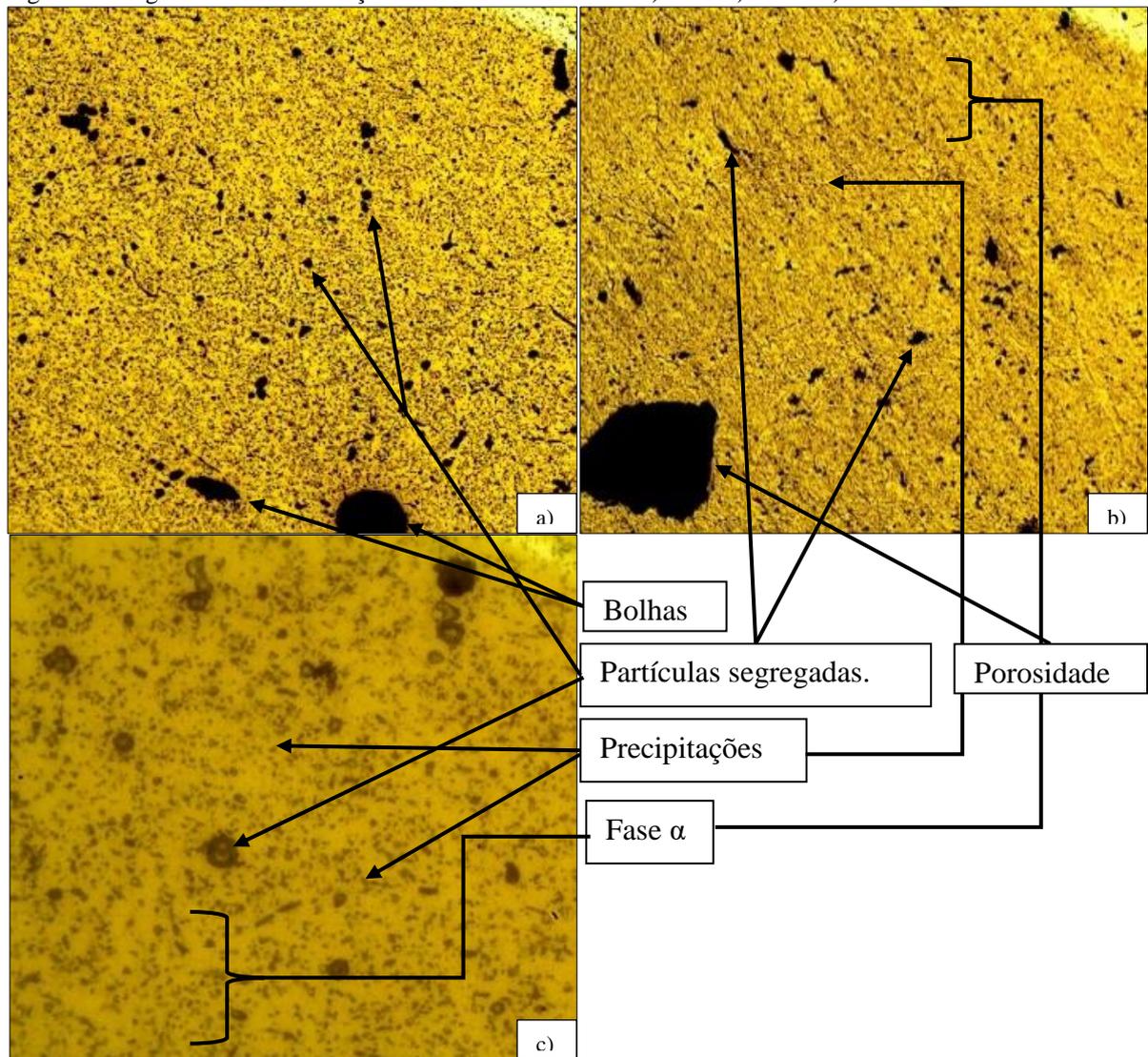


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Na região do metal de adição no primeiro passe (Figura 46), não se encontrou um resultado diferente das demais regiões da amostra, pois se verificou o surgimento de poucas partículas segregadas e muitas precipitações que tornam a fase  $\alpha$  mais concentrada em termos de volume de microconstituintes diluídos no alumínio (Figura 46, a) 40X). Conforme a figura 46, b) 100X e c) 400X, vemos que são poucas as partículas segregadas que não se precipitaram na fase  $\alpha$ , além de uma grande porosidade.

Figura 46. Região do Metal de adição da Amostra 3 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

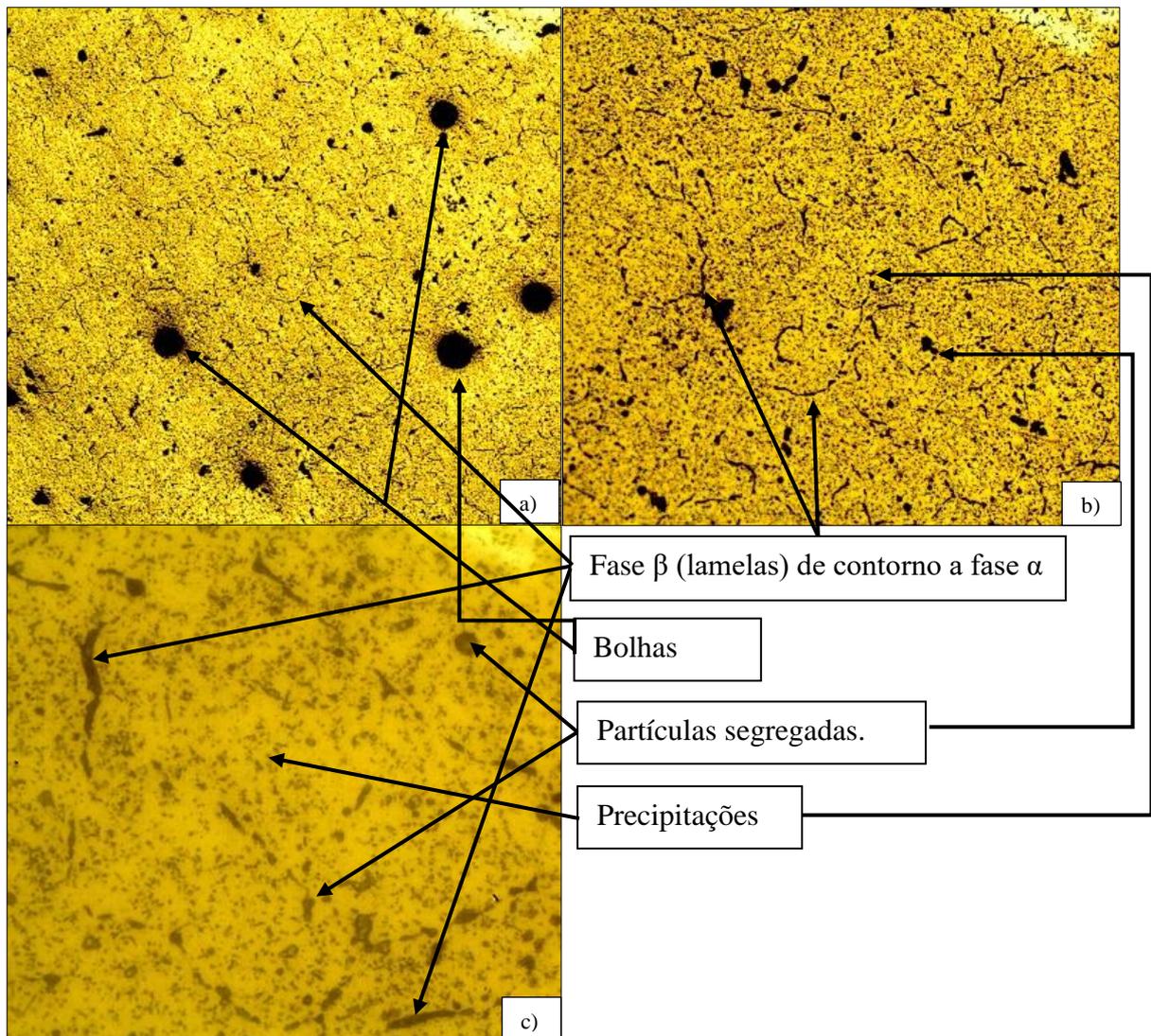


Fonte: Autoria própria.

### Região do Metal de Adição 2° Passe:

Na região do metal de adição no segundo passe, percebe-se macroscopicamente uma quantidade expressiva de bolhas (Figura 47, a) 40X) e microscopicamente (Figura 47, b) 100X e c) 400X), verifica-se o surgimento da fase  $\beta$  no formato de pequenas lamelas de formato vermicular os quais se encontram dentro da fase  $\alpha$ . É interessante verificarmos que são pouquíssimas segregações existentes, assim podemos inferir que as lamelas são originadas possivelmente por estas segregações.

Figura 47. Região do Metal de adição da Amostra 3 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



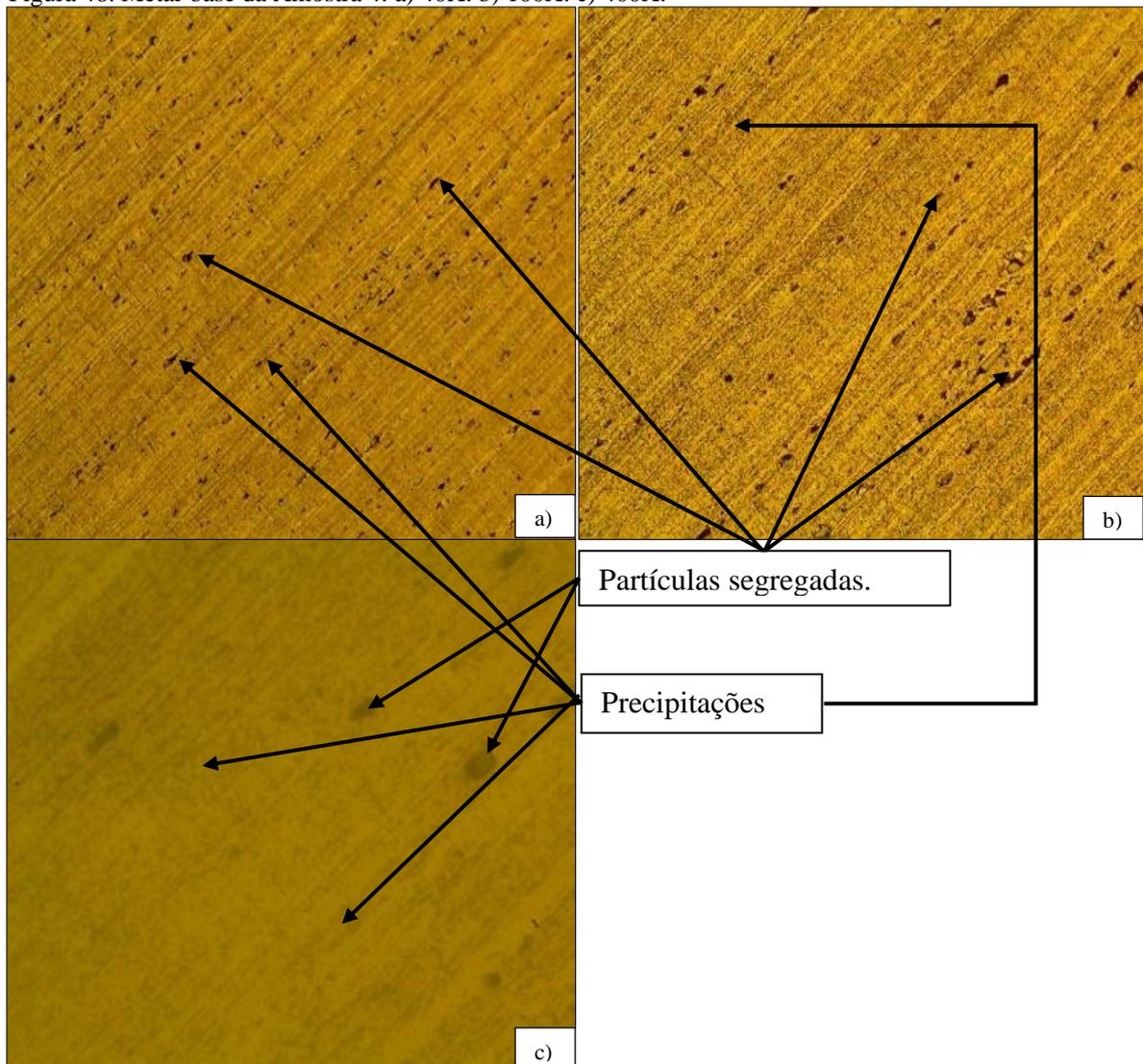
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.5 Amostra 4: 300° C, 2h:

Metal-base:

Trataremos agora a análise da amostra 4. Como observado nas demais amostras, através da macrografia (Figura 48, a) 40X), observa-se a sobreposição de microconstituintes de maneira diagonal. Através na micrografia (Figura 48, b) 100X e c)400X), pode ser observada a presença de poucas e pequenas partículas segregadas no interior da fase  $\alpha$ , rica em precipitados.

Figura 48. Metal-base da Amostra 4: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

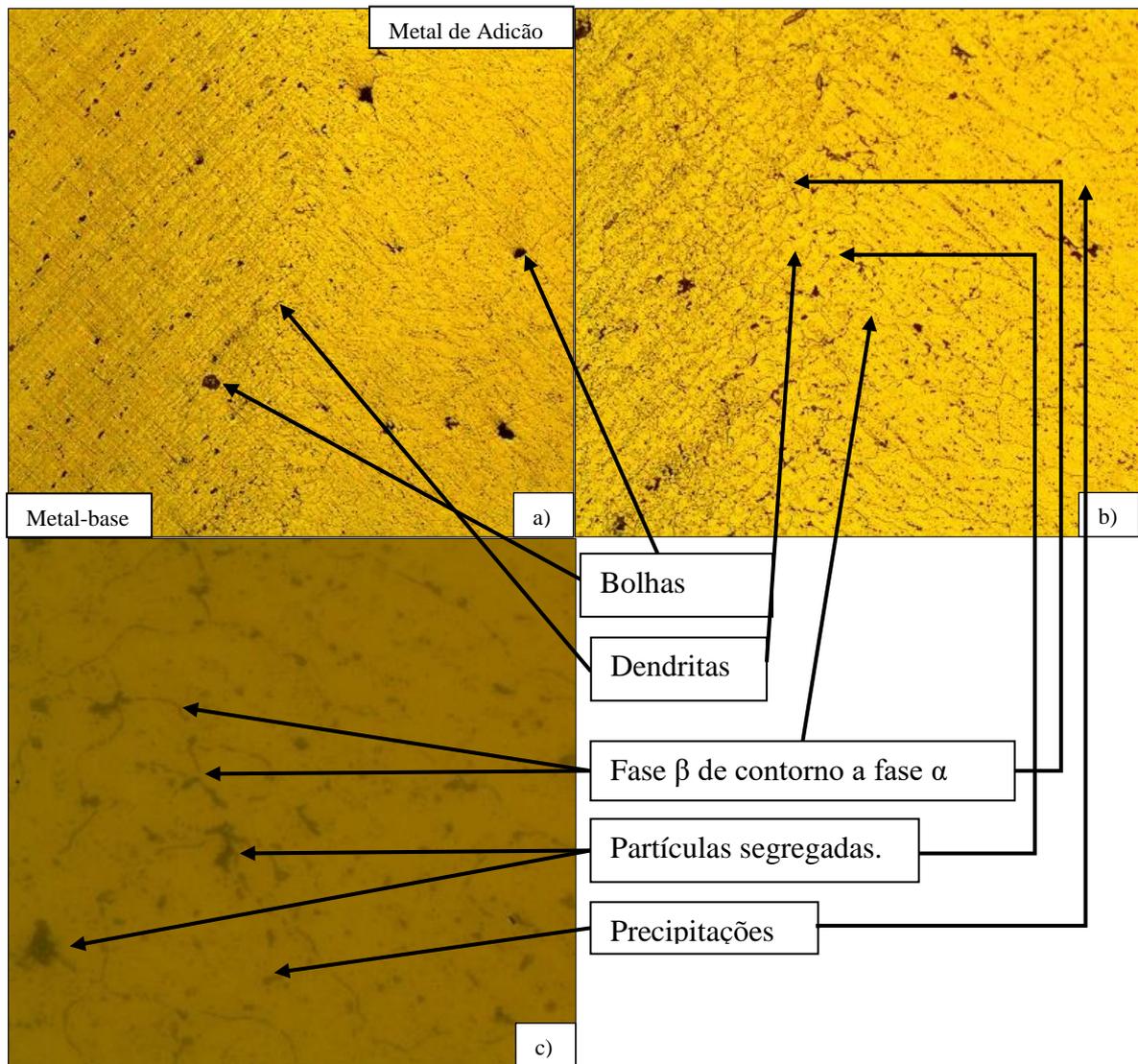


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem, verifica-se pela macrografia (Figura 49, 40X) que a amostra em questão apresenta bolhas em sua microestrutura juntamente com grãos na zona de soldagem. Através da micrografia (Figura 49, b)100X e c) 400X), percebe-se a presença da fase  $\beta$  de maneira a estar mais concentrada na zona de soldagem, não havendo a existência significativa de partículas segregadas.

Figura 49. Zona de Soldagem da Amostra 4: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

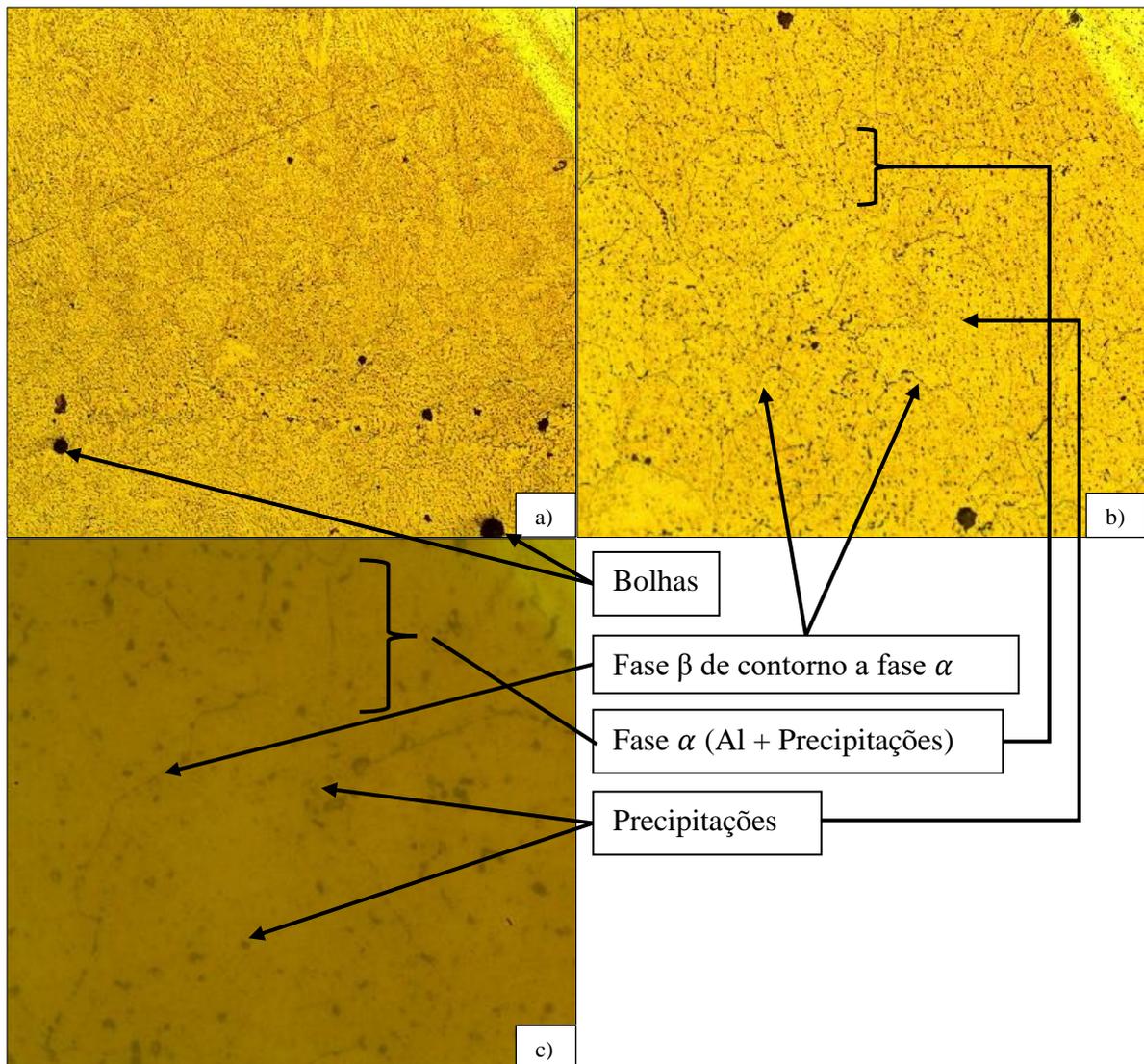


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Na região do metal de adição no primeiro passe, verificou-se pela macrografia (Figura 50, a) 40X) a existência de bolhas e de muitas precipitações. Na micrografia (Figura 50, b) 100X e c) 400X), observa-se a presença acentuada de precipitações diluídas nos grãos da fase  $\alpha$ , cercada pela fase  $\beta$ , sem a existência significativa de partículas segregadas.

Figura 50. Região do Metal de adição da Amostra 4 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

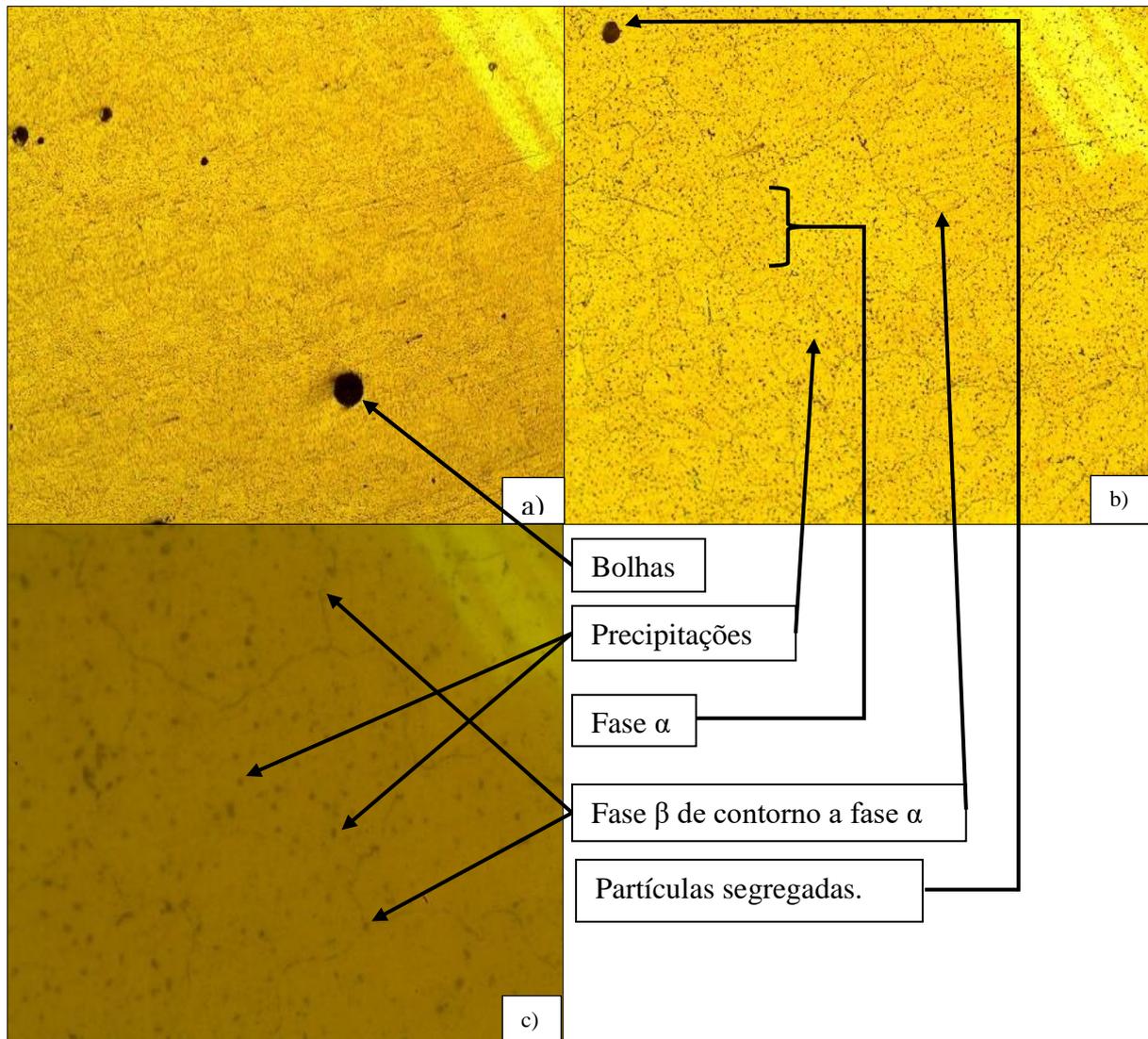


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2° Passe:

Na região do metal de adição no segundo passe, pode ser verificado pela macrografia (Figura 51, a) 40X) a existência de poucas bolhas e muitos precipitados. Na micrografia (Figura 51 b) 100X e c) 400X) verificou-se que a maioria dos microconstituintes estão precipitados no interior da fase  $\alpha$ , assim como a presença de pouquíssimas segregações sendo até mesmo desprezível tal volume. Assim de forma geral, os microconstituintes se apresentam na forma da fase  $\alpha$  e a fase  $\beta$ .

Figura 51. Região do Metal de adição da Amostra 4 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



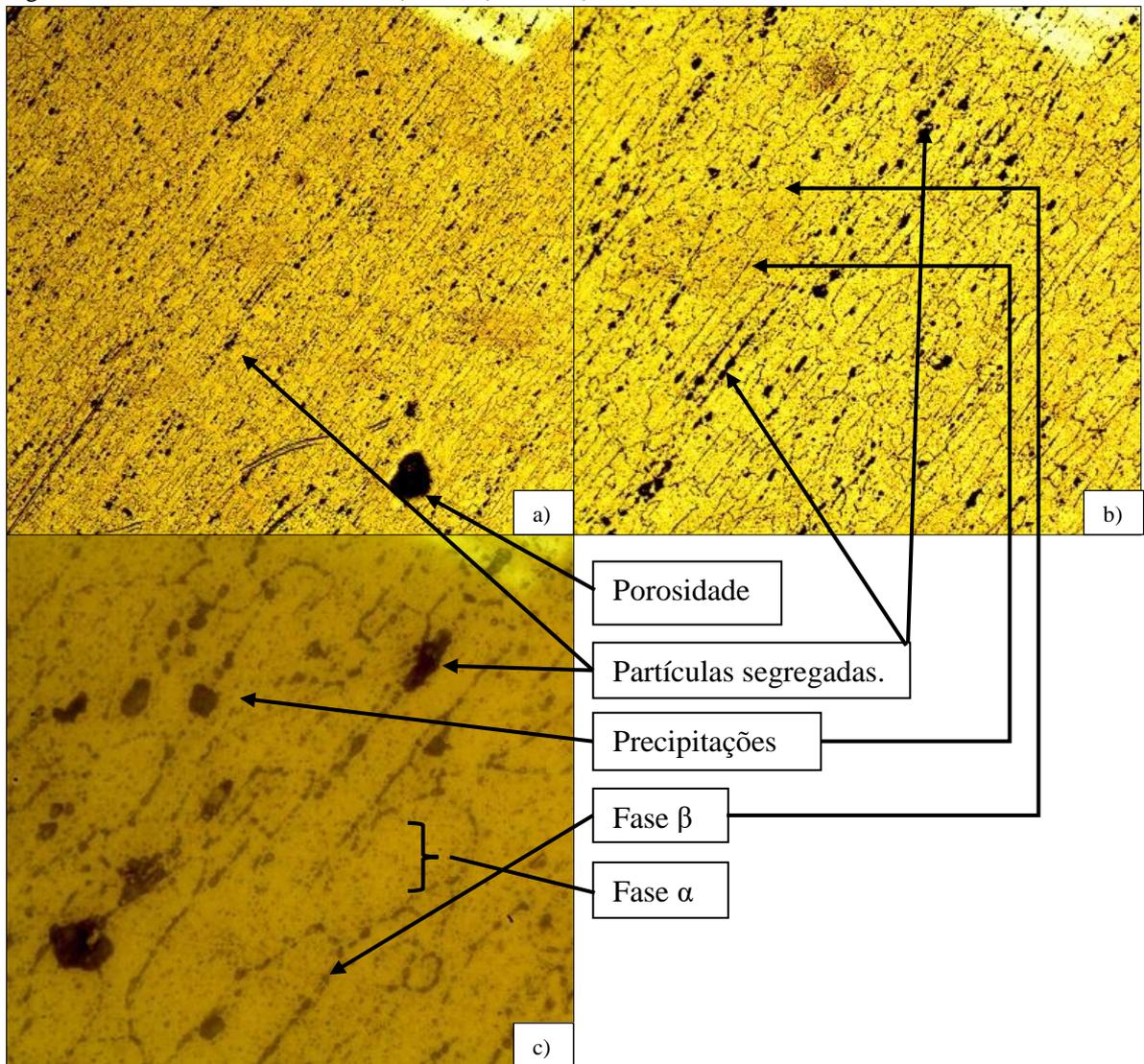
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.6 Amostra 5: 400° C, 2h:

Metal-base:

Nesta amostra se percebe com muita clareza os alinhamentos dos grãos sobrepostos juntamente com os demais microconstituintes como por exemplo, as partículas segregadas (Figura 52, a) 40X), além de uma porosidade. Verificou-se na micrografia a presença de precipitações em toda região caracterizando a fase  $\alpha$ , além de partículas segregadas distribuídas ao longo da amostra onde se observou a presença da fase  $\beta$  nos entornos dos grãos da fase  $\alpha$

Figura 52. Metal-base da Amostra 5: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



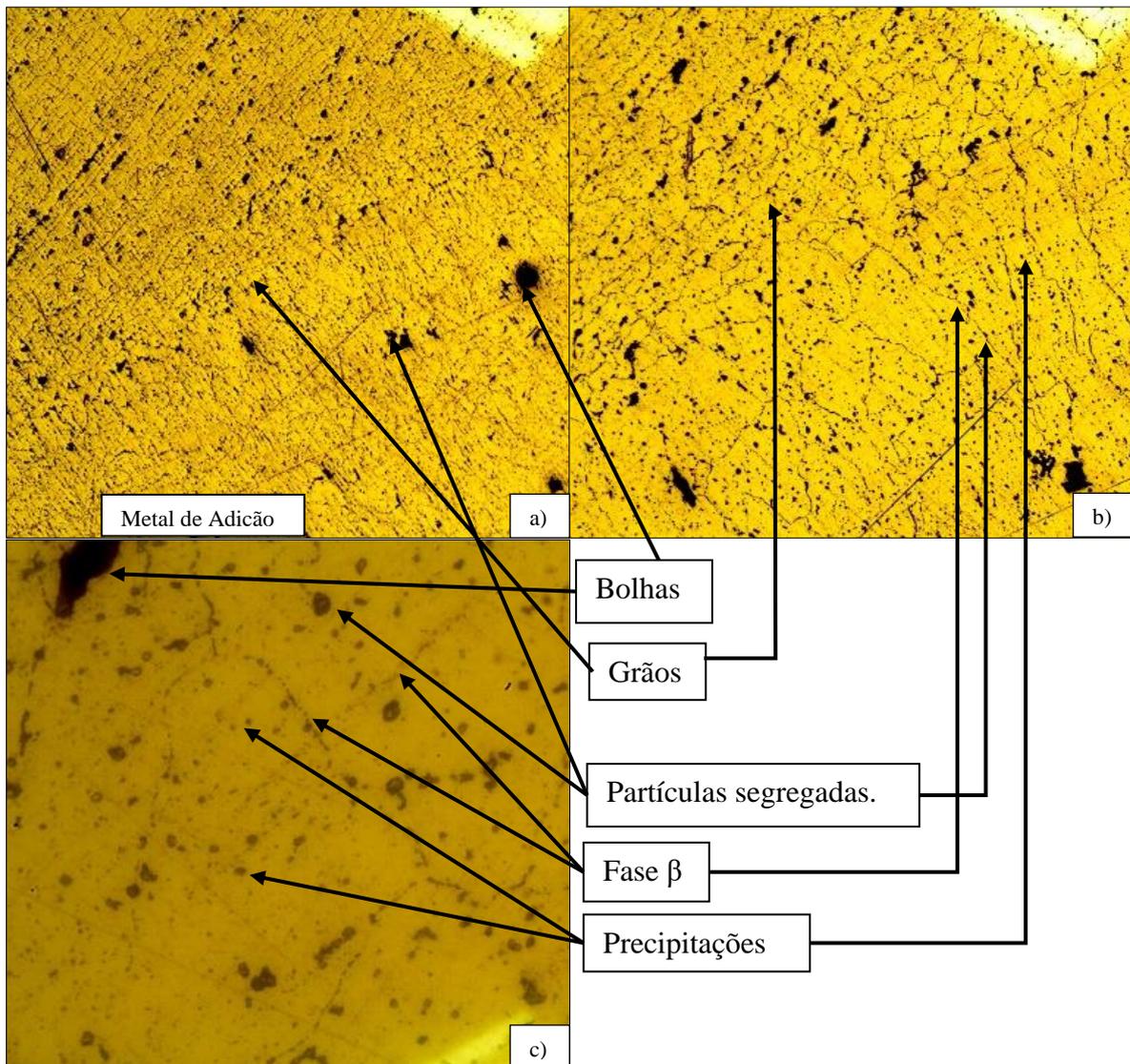
Fonte: Autoria própria.

(Figura 52, b)100X e c) 400X).

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem, verifica-se pela macrografia a presença de minúsculas bolhas e grãos na zona de soldagem (Figura 53, a) 40X). Pela micrografia (Figura 53, b) 100X e c) 400X) se observa com mais exatidão a existência desses grãos, além de um volume mais acentuado de precipitações na fase  $\alpha$ , ocorrendo portanto a diminuição do volume de partículas segregadas, surgindo também a fase  $\beta$  de maneira mais acentuada na zona de soldagem e de forma estriada nas regiões adjacentes as dendritas e grãos da fase  $\alpha$ .

Figura 53. Zona de Soldagem da Amostra 5: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

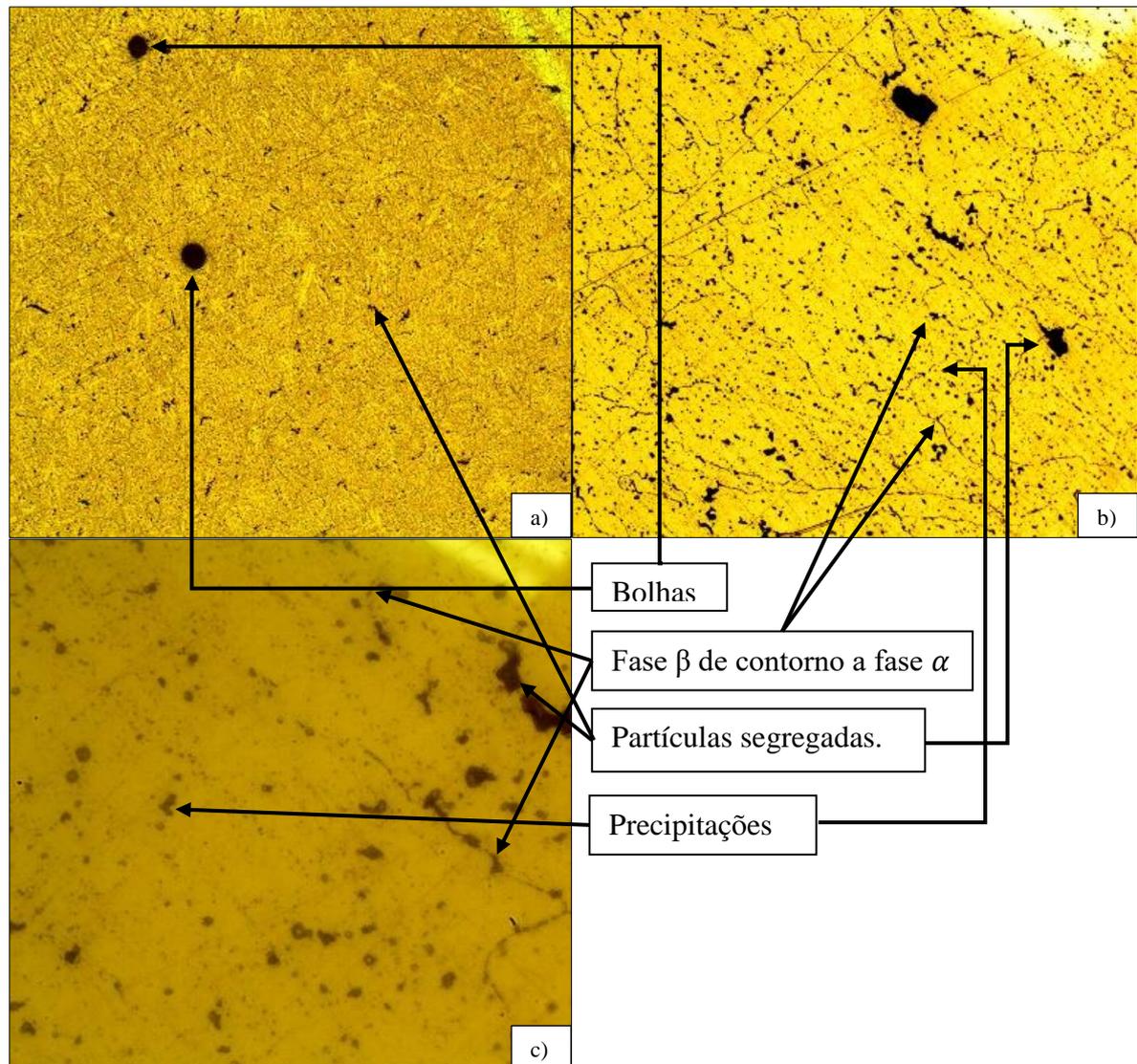


Fonte: Aatoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Analisando a região do metal de adição da presente amostra, pela macrografia se verifica a presença de poucas bolhas (Figura 54, a) 40X). Observam-se com mais aproximação pela micrografia (Figura 54, b) 100X e c) 400X) um alto volume de partículas precipitadas, poucas segregações e a presença da fase  $\beta$  nos entornos da fase  $\alpha$  e seus grãos.

Figura 54. Região do Metal de adição da Amostra 5 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

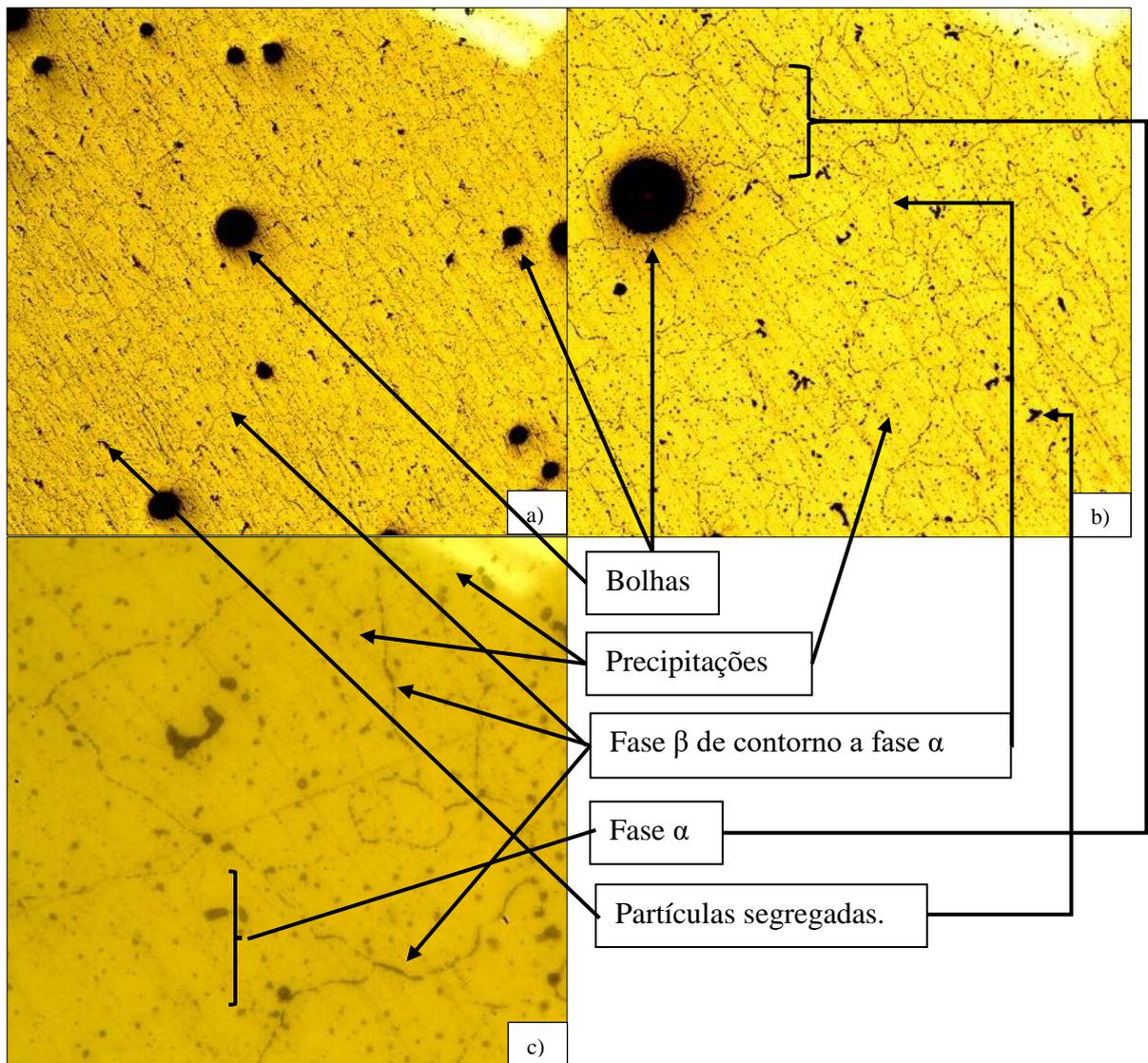


Fonte: Autoria própria.

Metal de Adição 2° Passe:

Macroscopicamente (Figura 55, a) 40X), percebe-se a presença de bolhas, poucas partículas segregadas e da fase  $\beta$ . Pela micrografia (Figura 55, b) 100X e c) 400X) pode ser verificada a presença mais nítida dos microconstituintes anteriores entre os grãos da fase  $\alpha$ .

Figura 55. Região do Metal de adição da Amostra 5 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



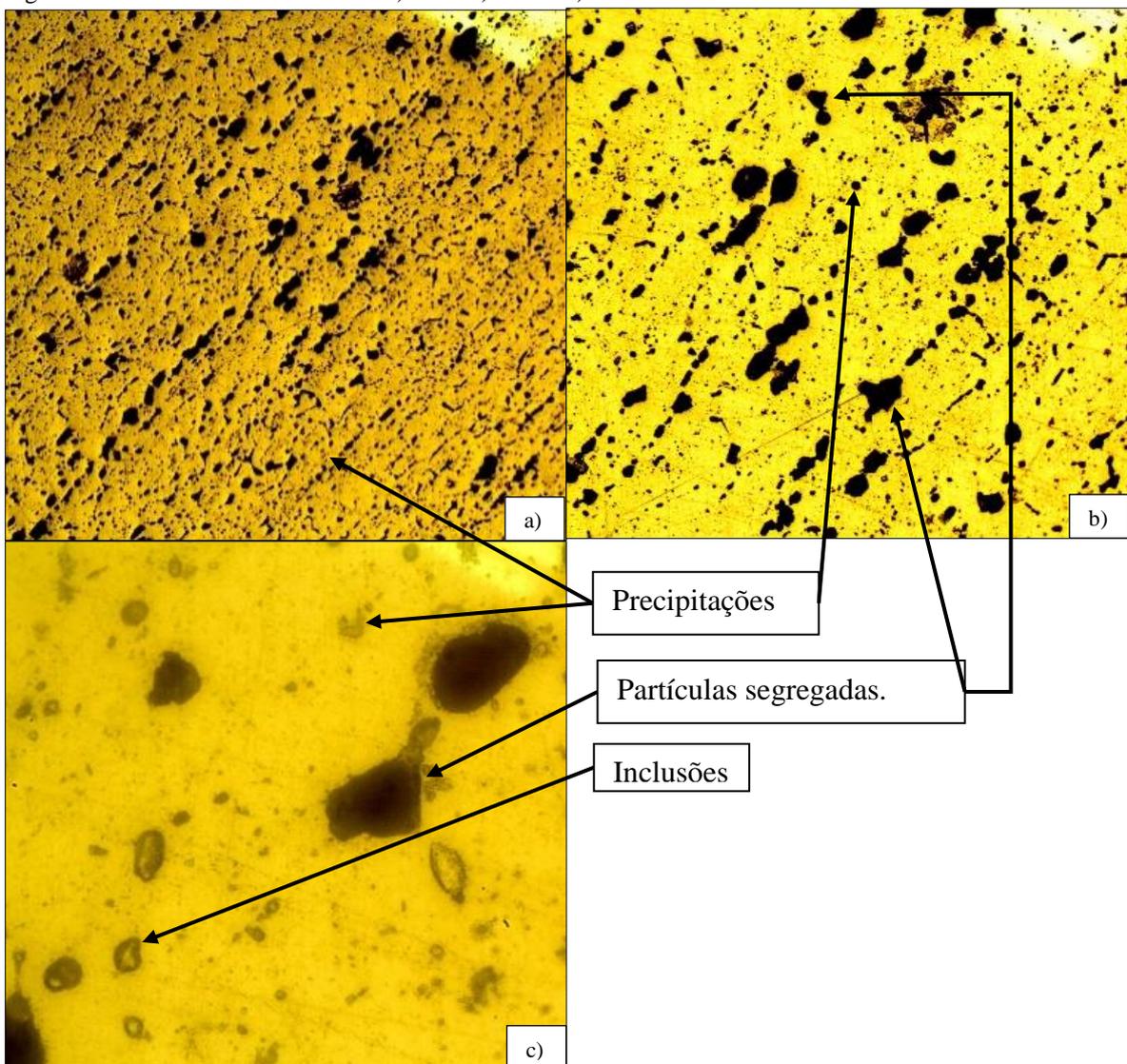
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.7 Amostra 6: 500° C, 2h:

Metal-base:

Como observado, na microestrutura da amostra 3, verifica-se na região do metal-base desta amostra o surgimento acentuado de partículas segregadas ao longo da fase  $\alpha$ , rica em precipitações. Na macrografia (Figura 56, a) 40X), observa-se a sobreposição de grãos dessas partículas alinhadas diagonalmente e na micrografia (Figura 56 b) 100X e c) 400X), percebemos uma certa homogeneidade da fase  $\alpha$  e um aumento no tamanho das partículas segregadas, como se as partículas segregadas de magnésio estivessem se unindo de maneira a crescerem, além da presença de inclusões.

Figura 56. Metal-base da Amostra 6: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

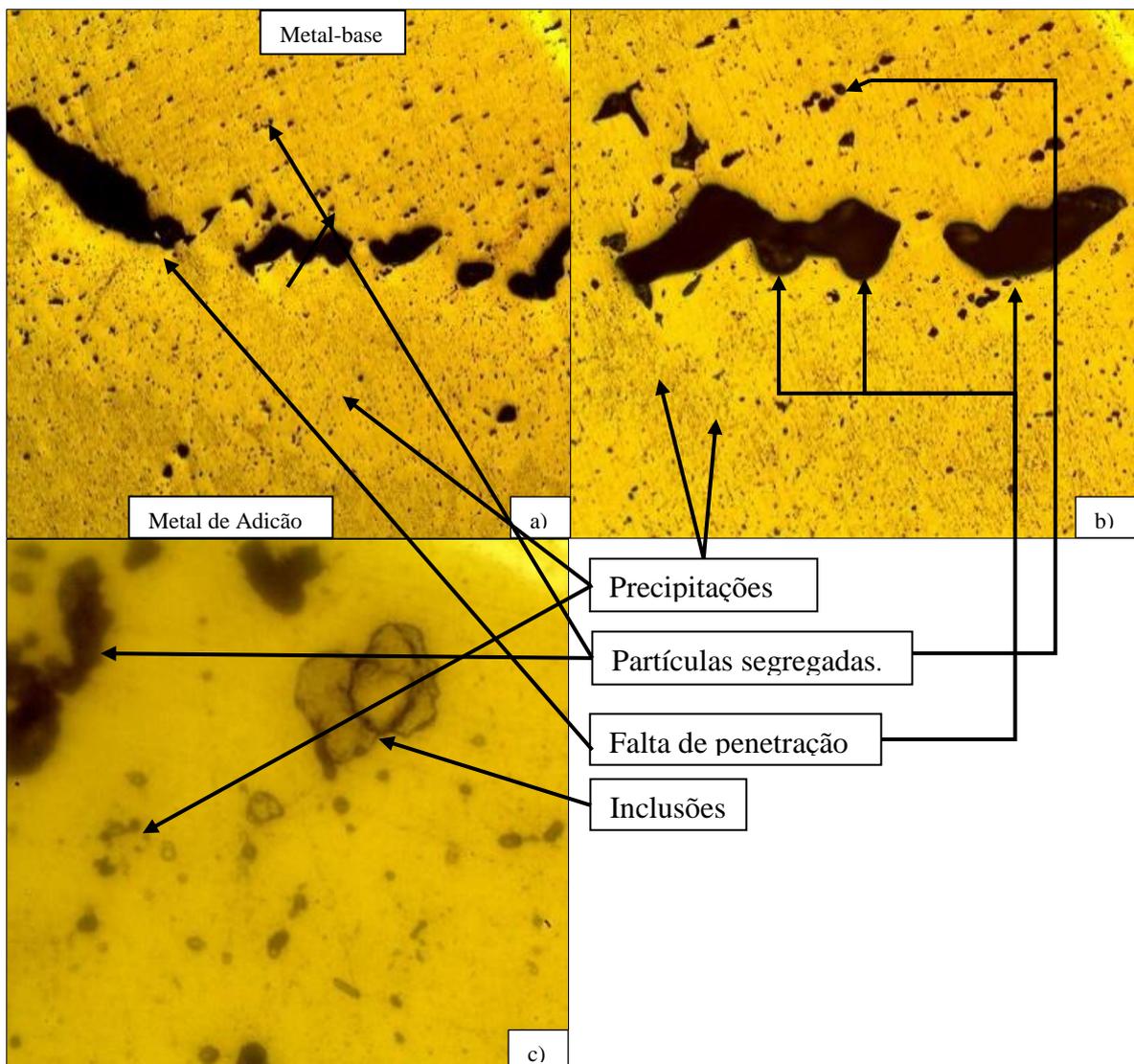


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem desta amostra, verificou-se pela macrografia (Figura 57, a) 40X) a falta de penetração, este defeito é advindo do processo de soldagem e está em um volume totalmente comprometedor. Verifica-se pela micrografia (Figura 57, b) 100X e c) 400X) que esta região da amostra está quase que inteiramente homogeneizada com um alto volume de precipitações e inclusões. Dessa forma, quase todo volume de microconstituintes precipitaram-se, não havendo o surgimento da fase  $\beta$  e com um volume reduzido de segregações.

Figura 57. Zona de Soldagem da Amostra 6: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

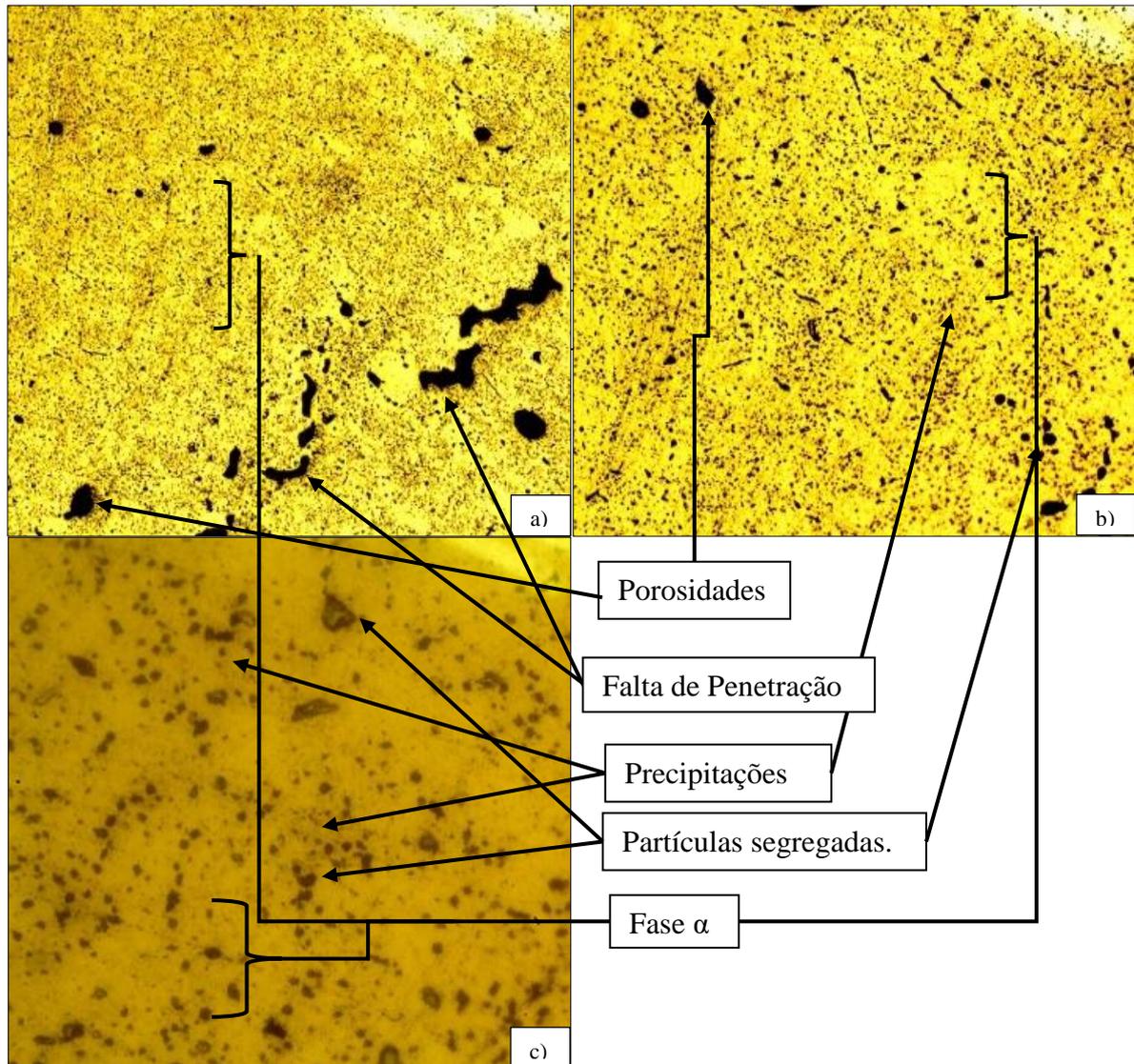


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Verifica-se pela macrografia (Figura 58, a) 40X) da região desta amostra a presença de algumas porosidades e falta de penetração além de muitas partículas precipitadas. Na micrografia (Figura 58, a) 100X e b) 400X) observa-se a presença acentuada de precipitações diluídas na fase  $\alpha$ , além da presença de segregações, não havendo surgimento da fase  $\beta$ .

Figura 58. Região do Metal de adição da Amostra 6 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

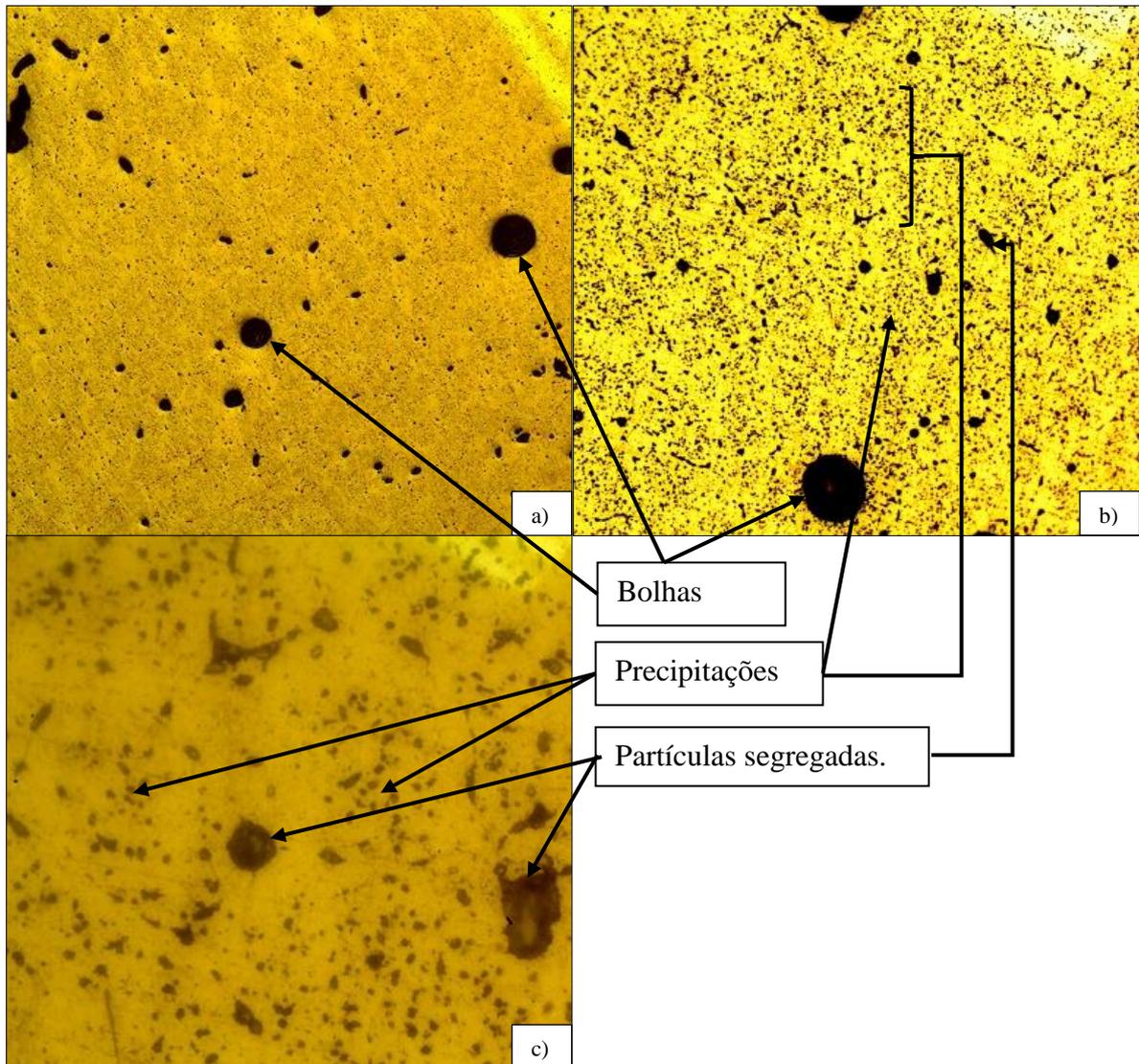


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2° Passe:

Pela macrografia da região desta amostra (Figura 59, a) 40X) verificou-se a presença de bolhas. Na micrografia (Figura 59, b) 100X e c) 400X) se percebe que a maioria dos microconstituintes estão predominantemente precipitados no interior da fase  $\alpha$ , além da presença de poucas segregações.

Figura 59. Região do Metal de adição da Amostra 6 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



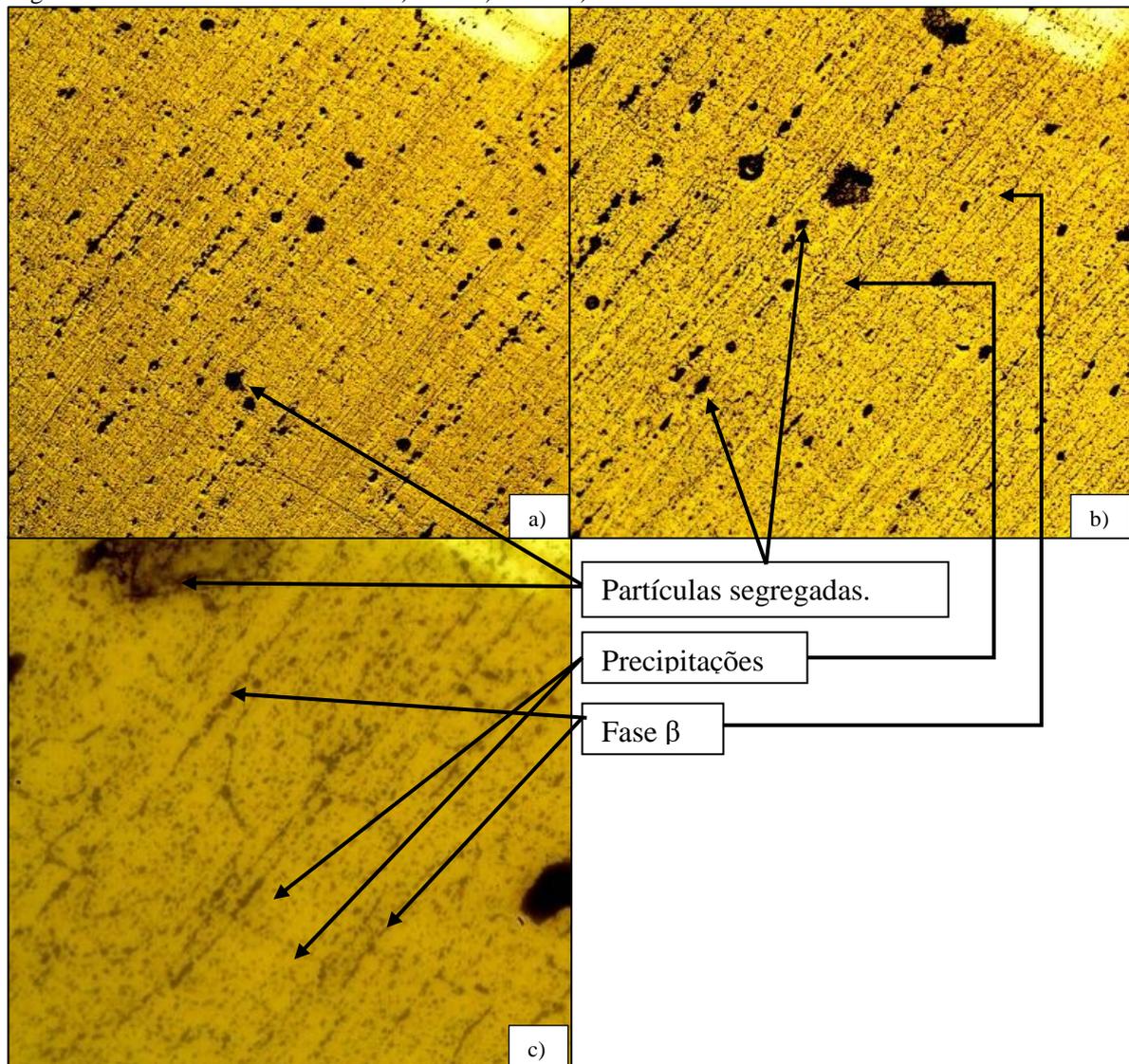
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.8 Amostra 7: 300° C, 3h:

Metal-base:

No metal-base da amostra 7 (Figura 60), percebe-se pela macroscopia a sobreposição de microconstituintes alinhados na diagonal em especial as segregações (Figura 60, a) 40X). Na microscopia (Figura 60, b) 100X e c) 500X) se verifica a presença de partículas segregadas além de um grande volume de precipitações com traços da presença da fase  $\beta$  no formato de agulhas.

Figura 60. Metal-base da Amostra 7: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

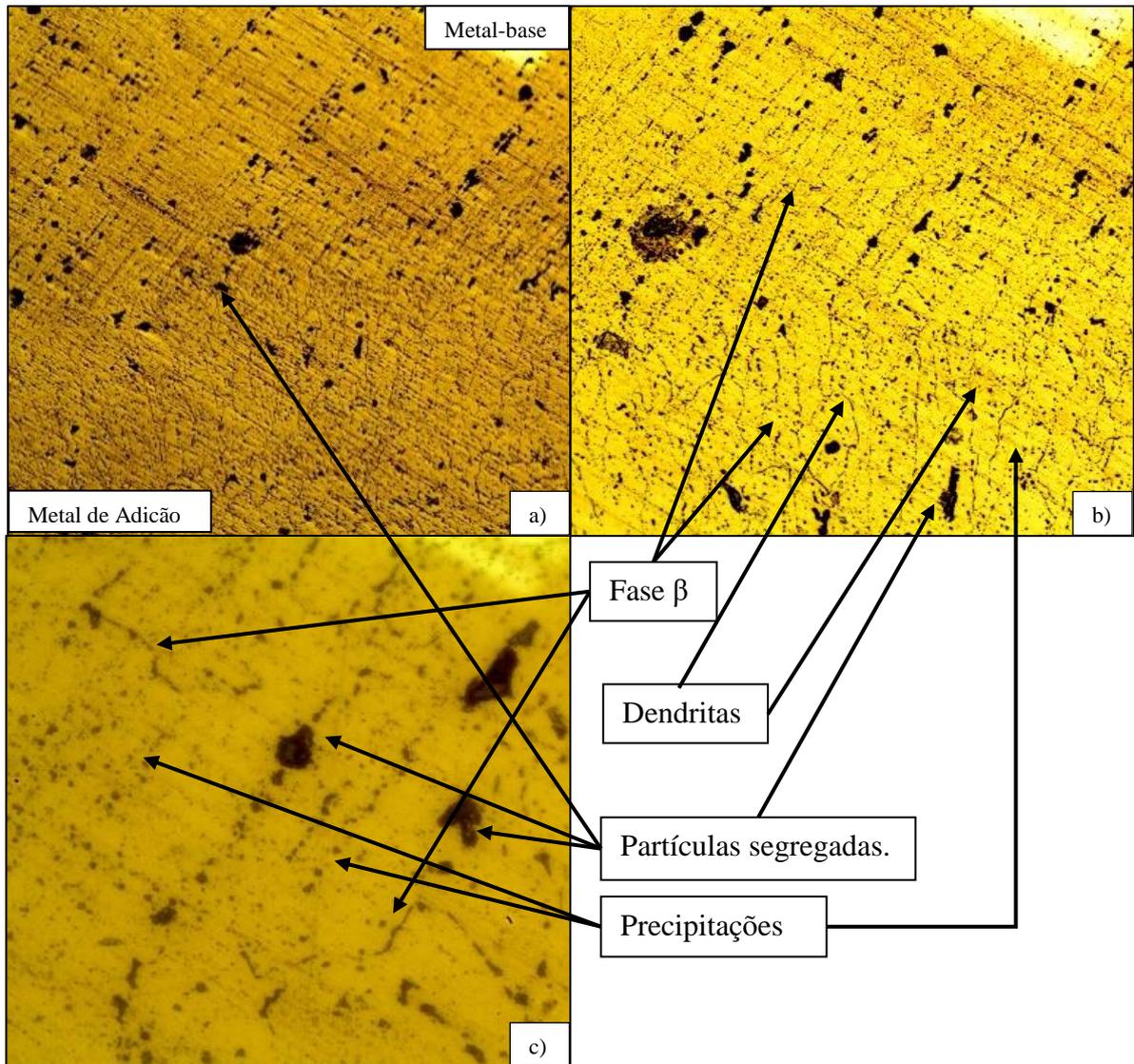


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem desta amostra, se observa a presença de segregações de magnésio e outros elementos de forma não muito densa circundada pela presença de partículas precipitadas (Figura 61, a) 40X). Além disso, verifica-se também o surgimento de partículas da fase  $\beta$ , principalmente na região de união do metal-base com o metal de adição circundando dendritas (Figura 61, b) 100X e c) 400X).

Figura 61. Zona de Soldagem da Amostra 7: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

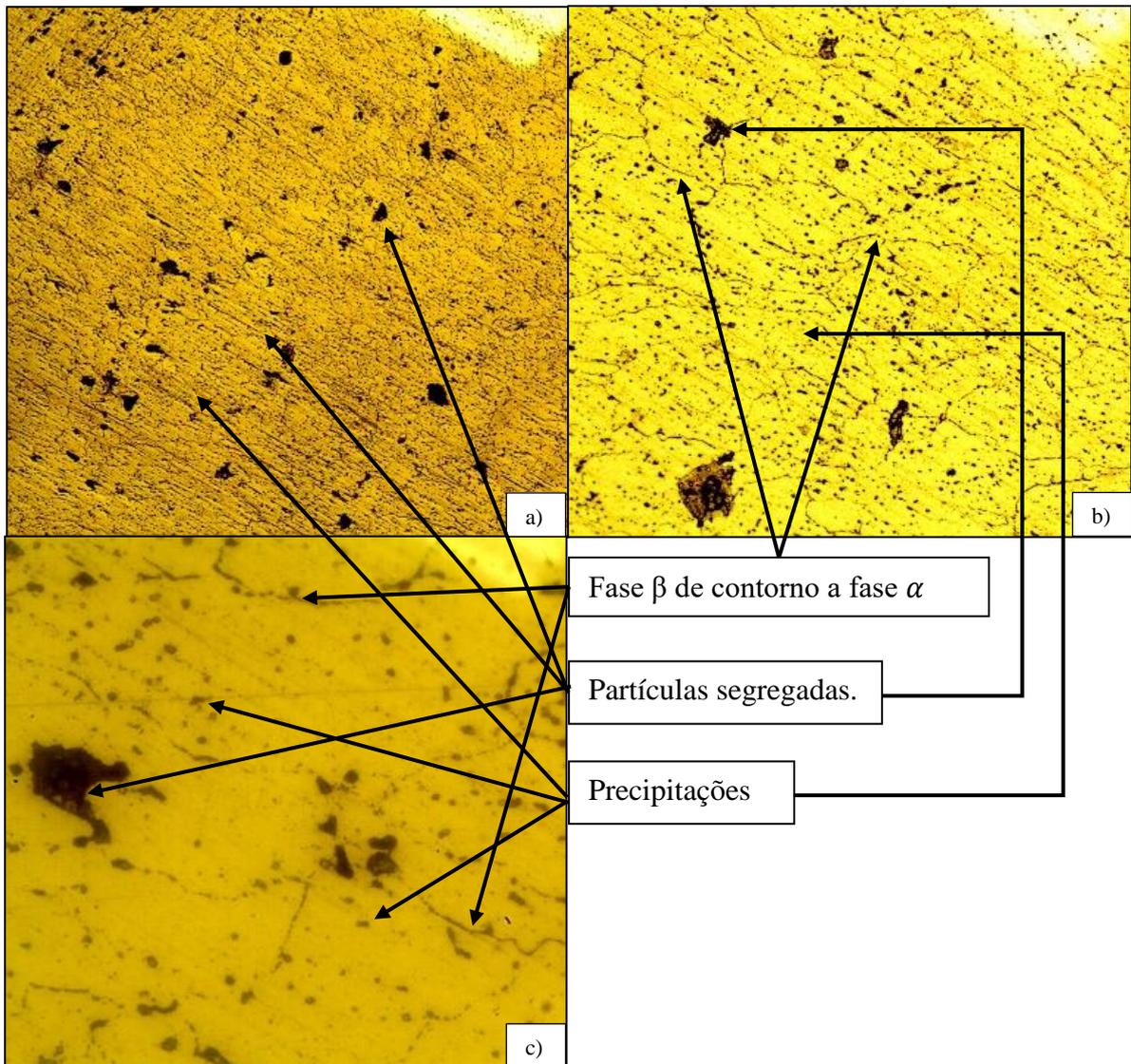


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Na zona do metal de adição 1° passe, podem-se verificar a presença predominante de precipitações de magnésio formando a fase  $\alpha$ , envolvida pela fase  $\beta$  nos seus contornos, com a presença de segregações (Figura 62, a) 40X). Assim permanecendo predominantemente a fase  $\alpha$  principal com uma granulação espessa e a fase  $\beta$  no entorno desses grãos, recheados com algumas partículas segregadas, como podemos observar na figura 62, b) 100X e c) 400X).

Figura 62. Região do Metal de adição da Amostra 7 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

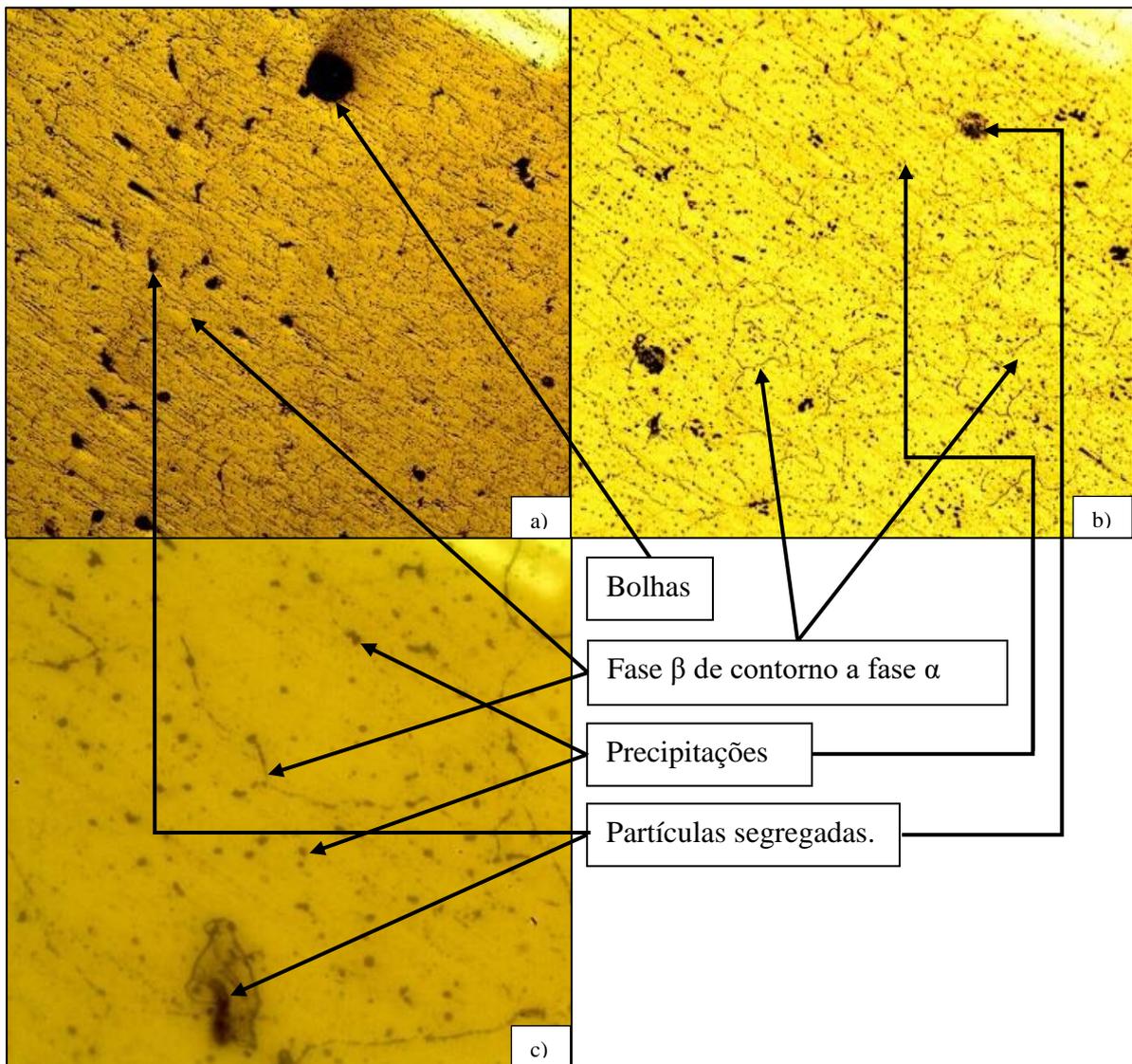


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2° Passe:

Verificam-se na região do metal de adição da amostra 7 a presença de uma densa bolha através da sua macrografia e partículas segregadas (Figura 63, a) 40X). Na sua micrografia (Figura 63, b) 100X e c) 400X), observa-se que a microestrutura desta região é semelhante a região do primeiro passe do metal de adição, ou seja, a predominância da fase  $\alpha$  cercada pela fase  $\beta$  com um pequeno volume de partículas segregadas.

Figura 63. Região do Metal de adição da Amostra 7 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



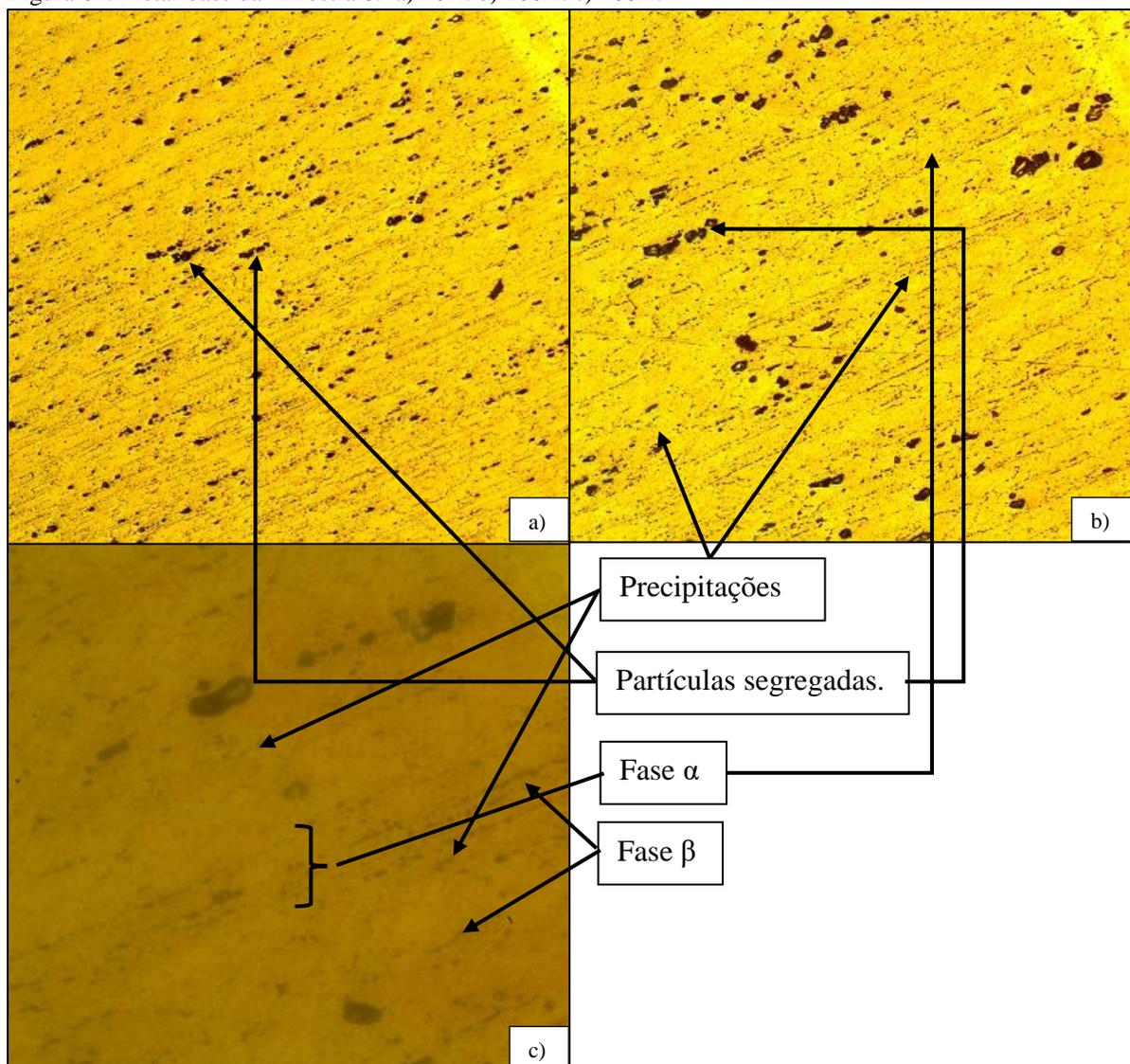
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.9 Amostra 8: 400° C, 3h:

Metal-base:

Na amostra 8, se verifica através de sua macrografia (Figura 64, a) 40X), a sobreposição de grãos, sendo esta não muito influente quanto nas demais amostras devido o tempo em que a amostra foi exposta ao tratamento. Pois houve uma diminuição neste efeito. Podemos observar também, a presença de partículas segregadas em um expressivo volume. Pela micrografia (Figura 64, b) 100X e c) 400X) se observam partículas segregadas envoltas pela fase  $\alpha$  e por fim, o surgimento da fase  $\beta$  no formato de agulhas na direção da sobreposição de grãos.

Figura 64. Metal-base da Amostra 8: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

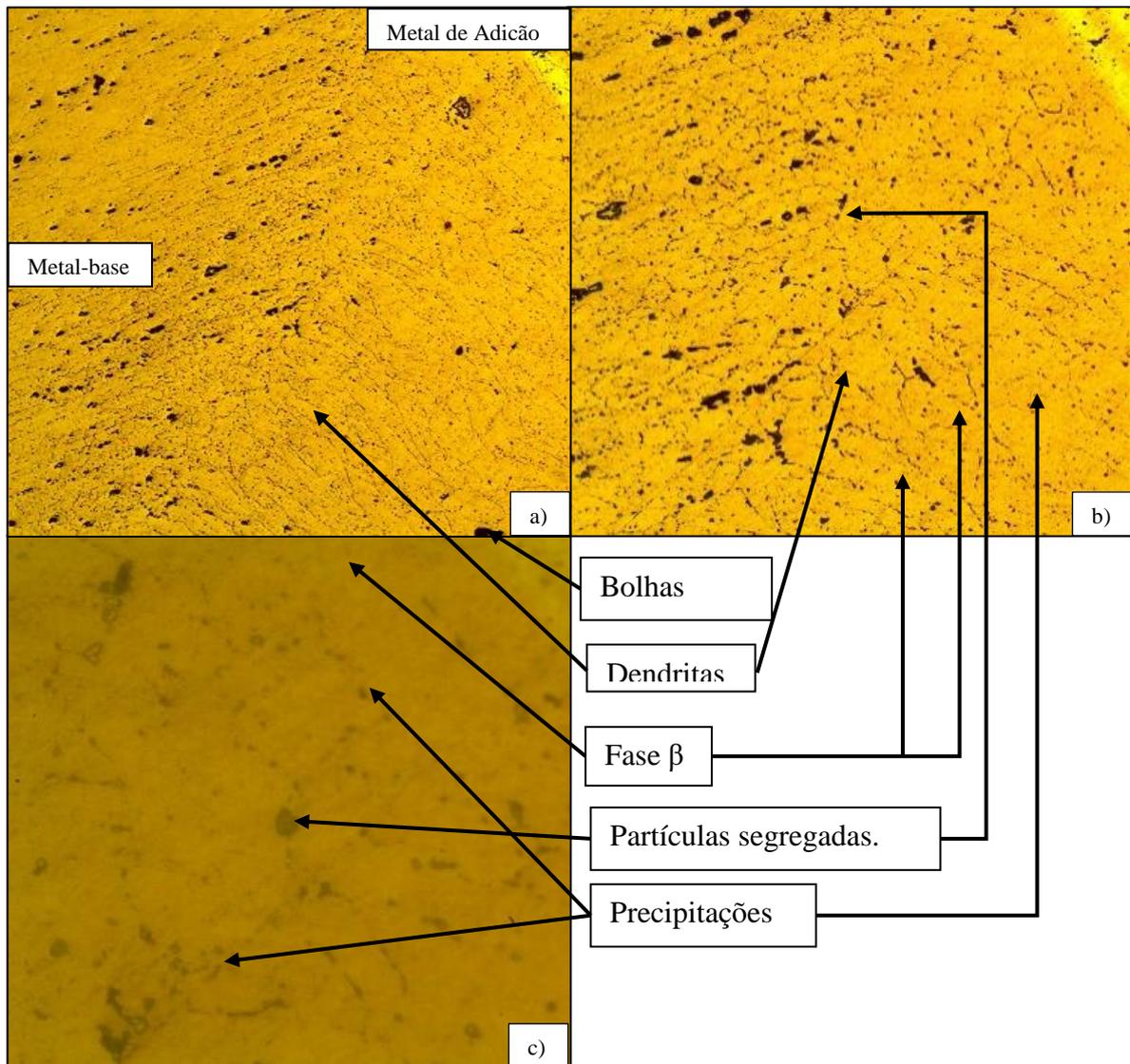


Fonte: Autoria própria.

### Zona de soldagem:

Na zona de soldagem da amostra 8, pela macrografia (Figura 65, a) 40X) podem ser verificadas um volume predominante de precipitações da fase  $\alpha$  e dendritas, envoltas pela fase  $\beta$  e um volume pouco denso de partículas segregadas quando comparado a outras amostras. Na micrografia (Figura 65, b) 100X e c) 400X) são vistas estas mesmas características de maneira mais visível.

Figura 65. Zona de Soldagem da Amostra 8: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

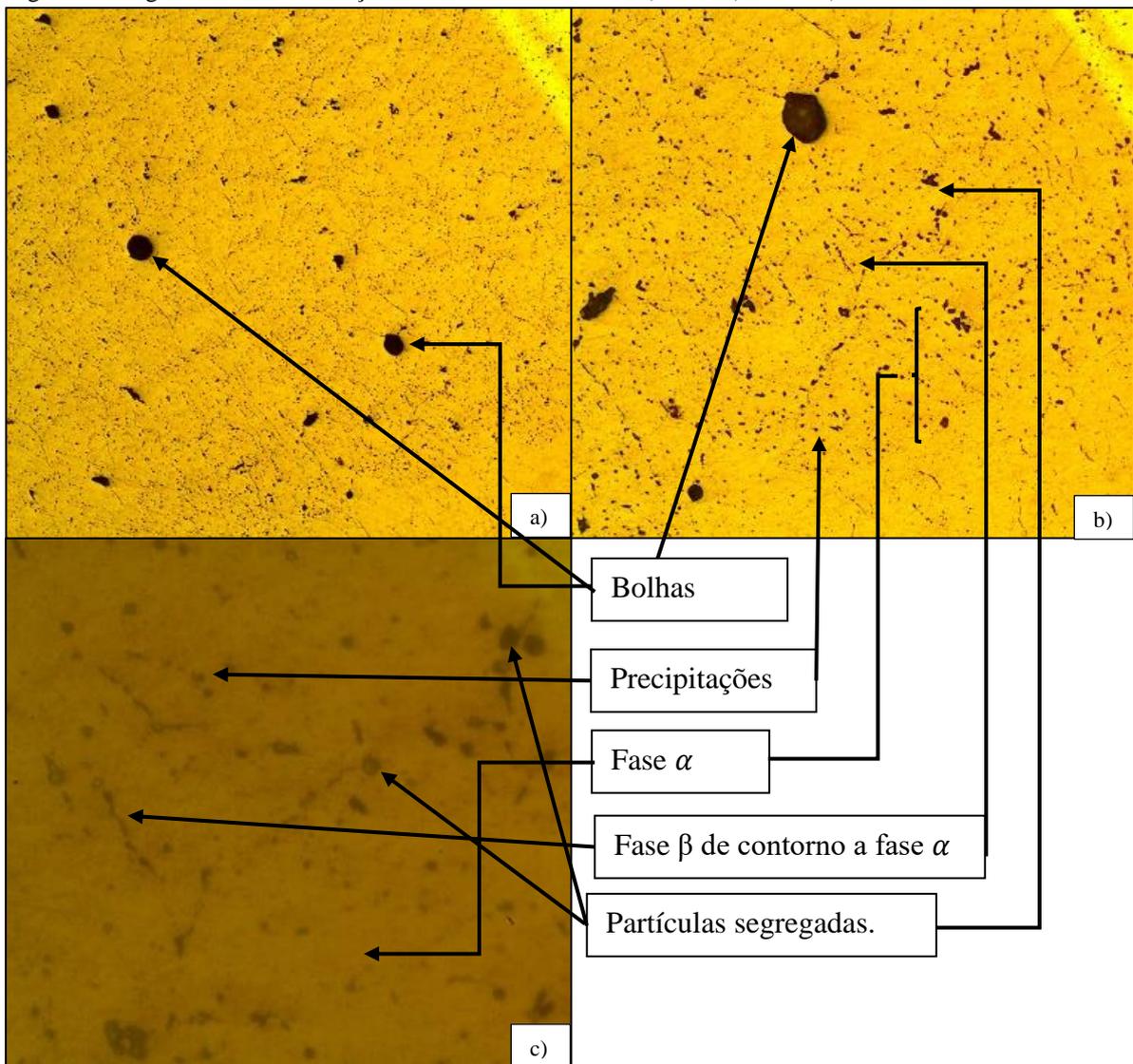


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1º Passe:

No metal de adição no primeiro passe, podemos observar por meio da macrografia (Figura 66, a) 40X a presença de algumas bolhas e um volume de precipitados bem mais alto. Ao analisarmos a micrografia da amostra (Figura 66, b) 100X e c) 400X), verificamos que até mesmo o volume da fase  $\beta$  diminuiu juntamente com a presença de segregações e o tamanho das mesmas, assim os microconstituintes da amostra se apresentam na forma de precipitados em sua maioria.

Figura 66. Região do Metal de adição da Amostra 8 1º Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

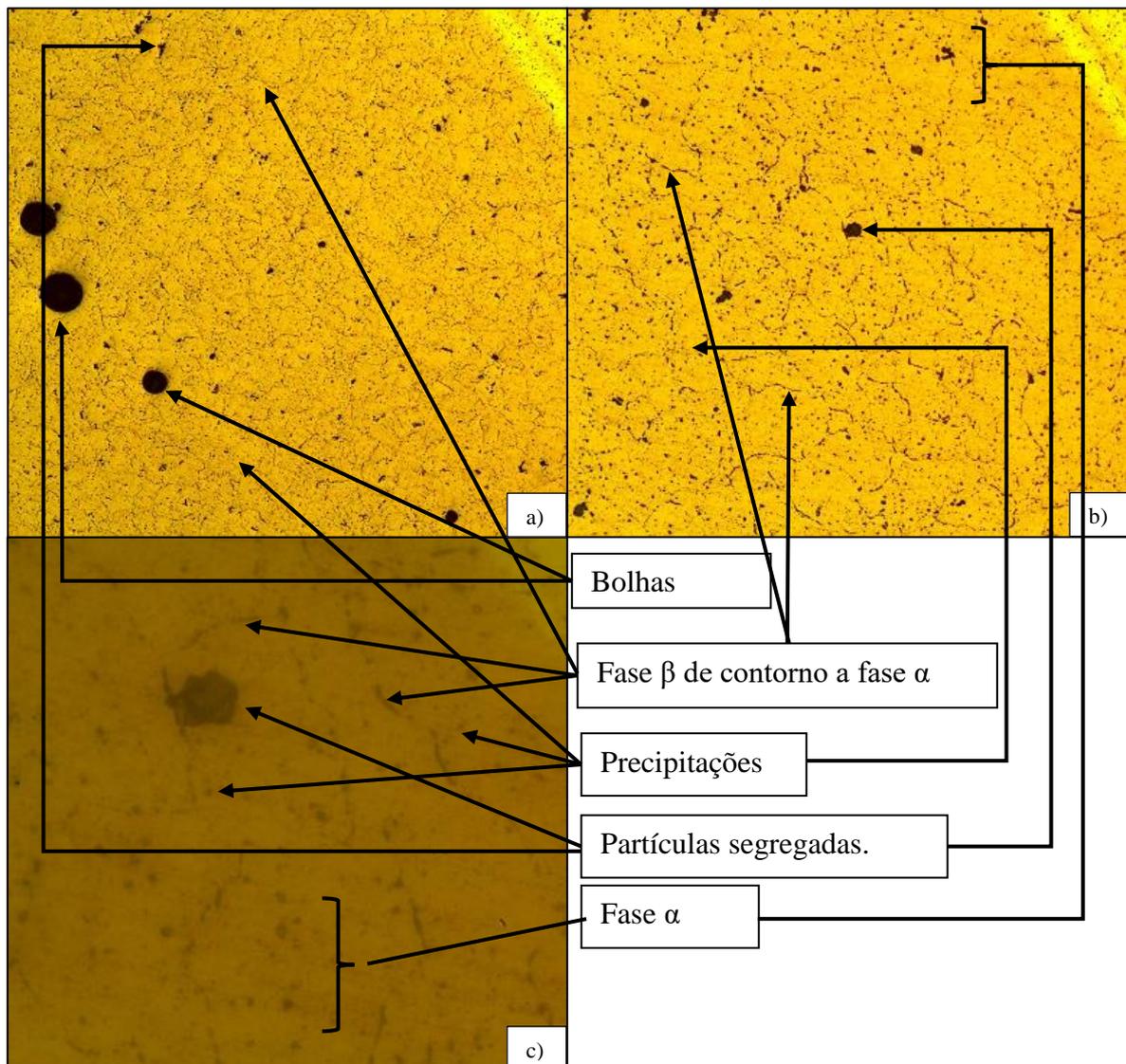


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2º Passe:

Na região do metal de adição 2º passe, podem ser verificadas pela macrografia (Figura 67, a) 40X) algumas bolhas, além da fase  $\beta$  e precipitações. Pela microscopia da amostra (Figura 67, b) 100X e c) 400X), verificamos a presença de um alto volume de precipitações juntamente com a fase  $\beta$  com a forma vermicular, observa-se que são poucas as partículas segregadas, ou seja, quase todo o seu volume precipitou-se ou formou a fase  $\beta$ .

Figura 67. Região do Metal de adição da Amostra 8 2º Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



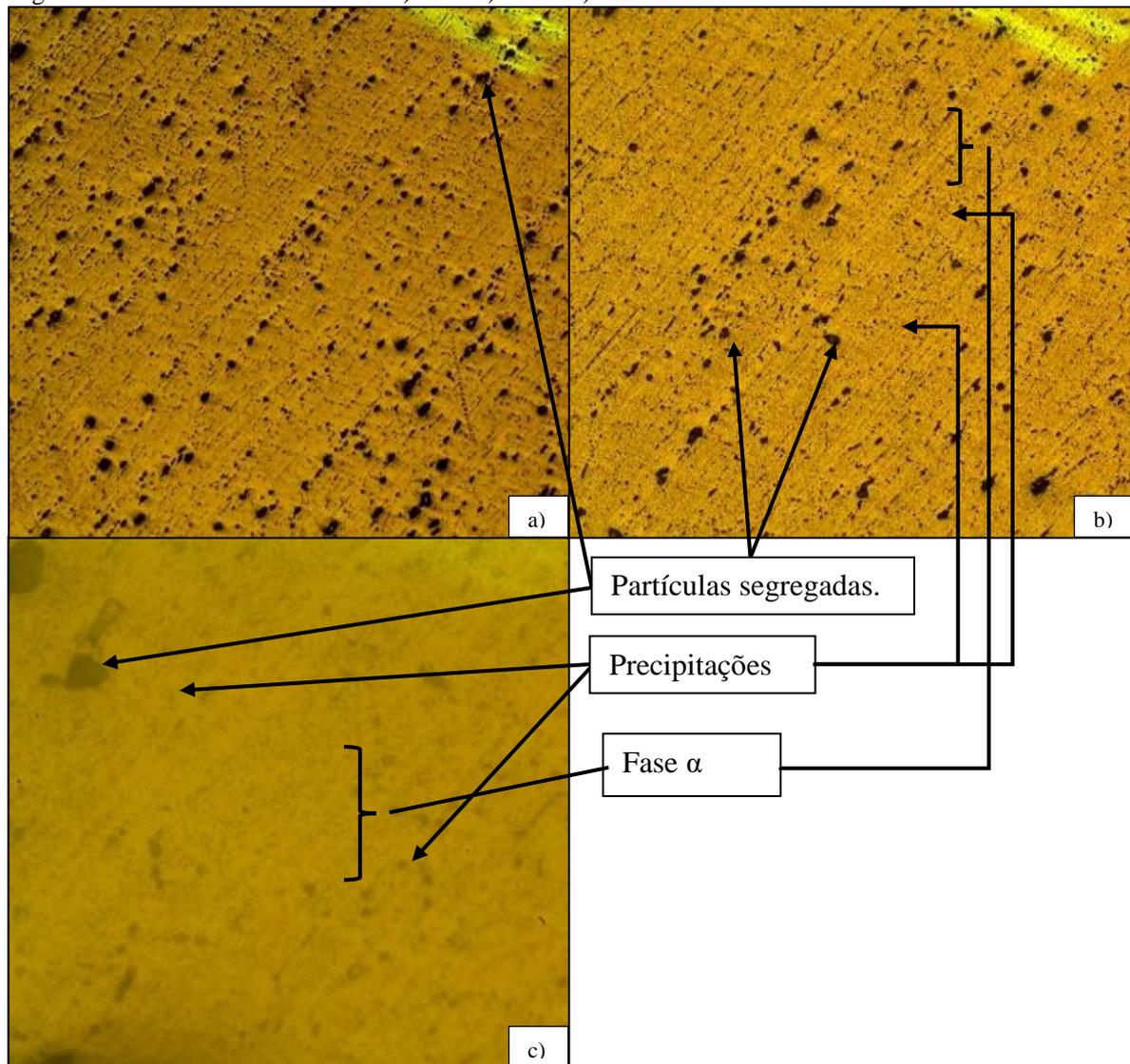
Fonte: Autoria própria.

#### 4.2.10 Amostra 9: 500° C, 3h:

Metal-base:

No metal-base da amostra 9, podemos verificar o efeito da sobreposição de grãos por meio da macroscopia (Figura 68, a) 40X) semelhante as demais amostras, podemos observar também muitas partículas segregadas em um volume razoável. Ao analisarmos a microscopia da amostra (Figura 68 b) 100X e c) 400X), podemos observar além das microestruturas anteriores a presença de precipitações formando a fase  $\alpha$ .

Figura 68. Metal-base da Amostra 9: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

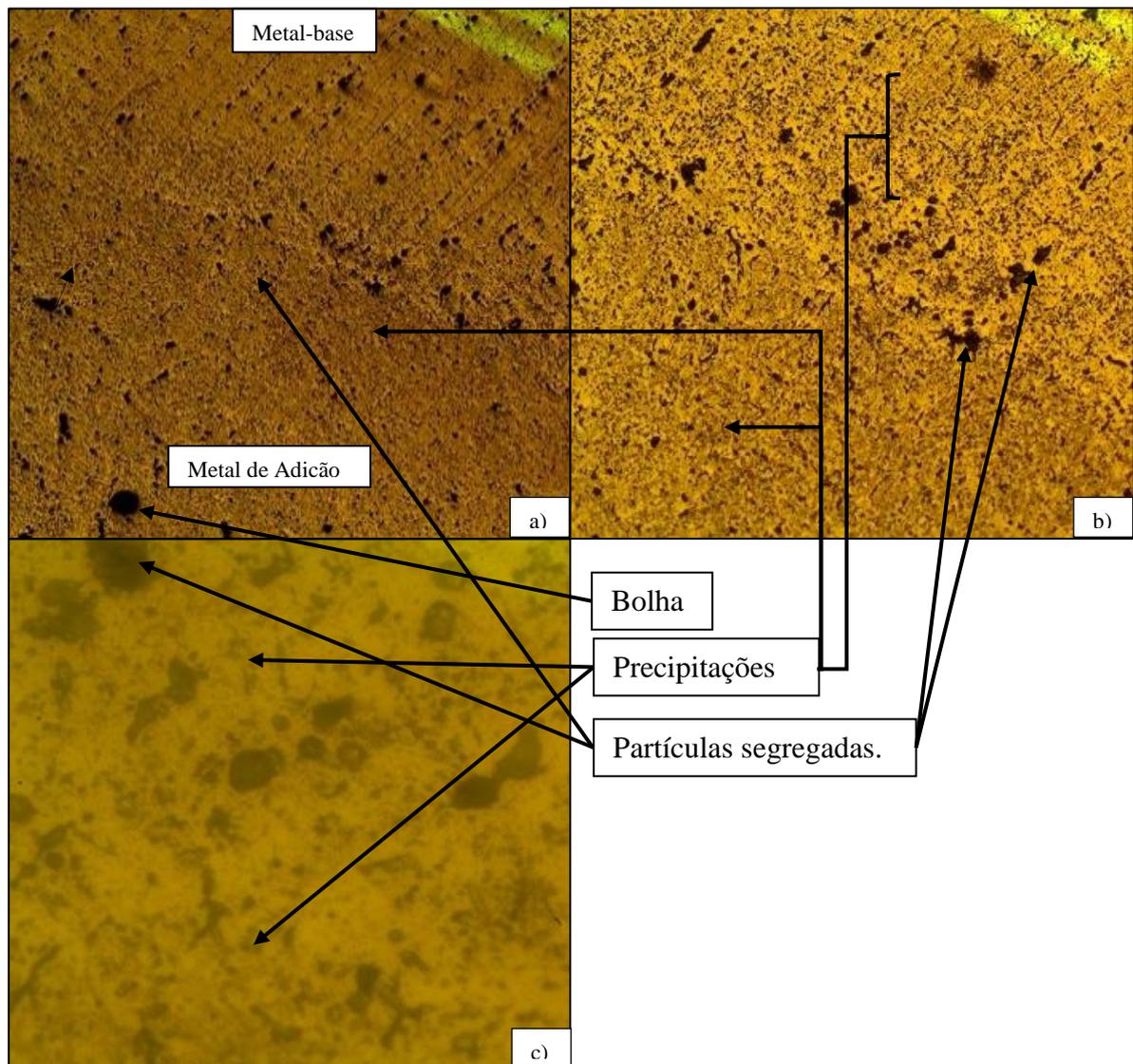


Fonte: Autoria própria.

### Zona de Soldagem:

Na zona de soldagem da amostra 9, verificou-se por sua macrografia (Figura 69, a) 40X) a presença de um alto volume de precipitações e segregações, isso se confirma ao analisarmos a micrografia da amostra (Figura 69, b) 100X e c) 400X), predominando massivamente o volume de precipitações e não havendo a presença da fase  $\beta$ .

Figura 69. Zona de Soldagem da Amostra 9: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

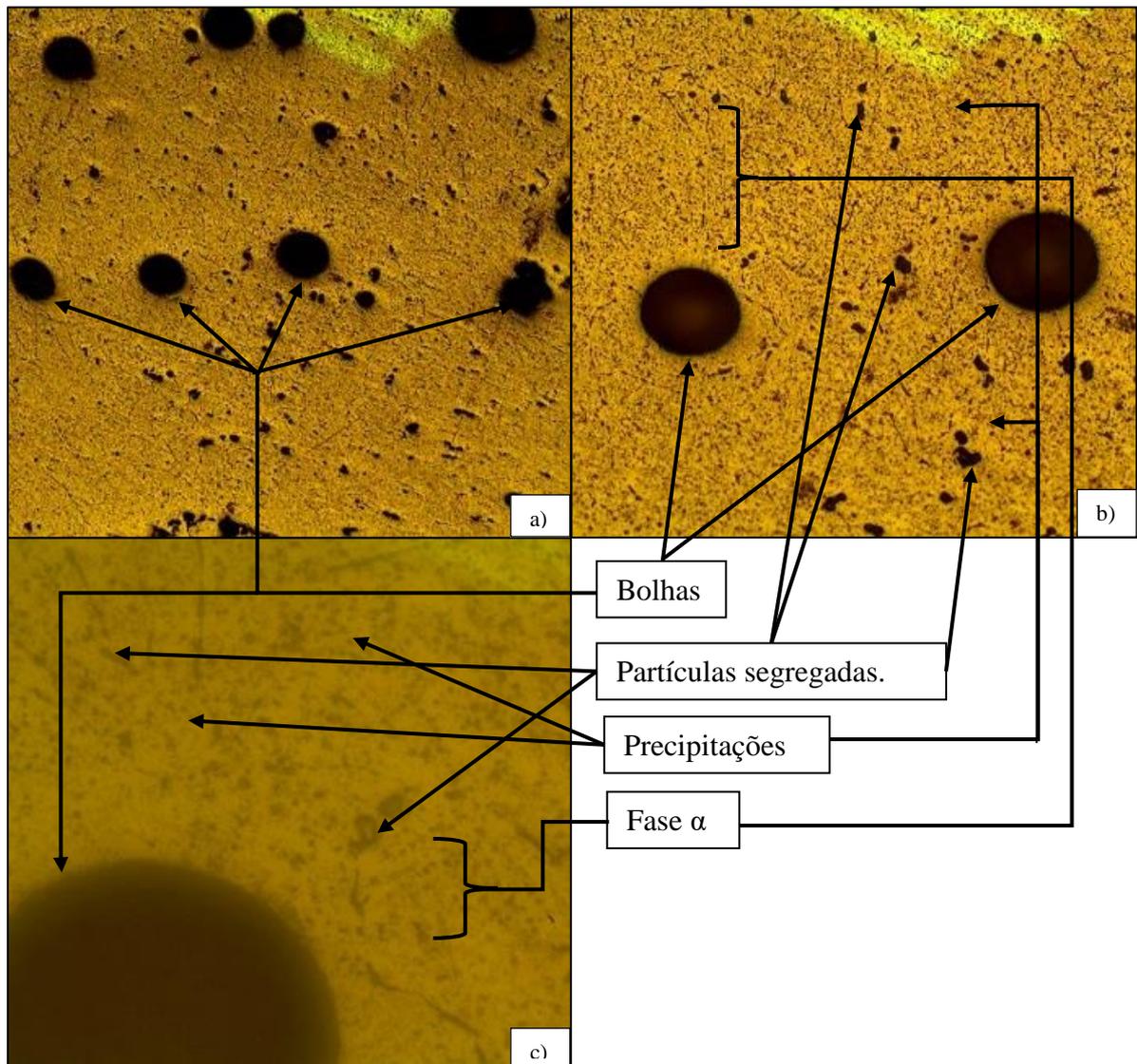


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 1° Passe:

Na região do metal de adição 1° Passe se verifica a presença de muitas bolhas (Figura 70, a) 40X), muitas delas advindas do processo de solidificação do metal de adição, mas outros, podem estar relacionados com a temperatura de tratamento térmico, que se encontra próxima da temperatura de fusão. Na microscopia (Figura 70, b)100X e c) 400X) se observa que a presença de precipitações formadoras da fase  $\alpha$  é predominante, estando recheada com poucas partículas segregadas.

Figura 70. Região do Metal de adição da Amostra 9 1° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.

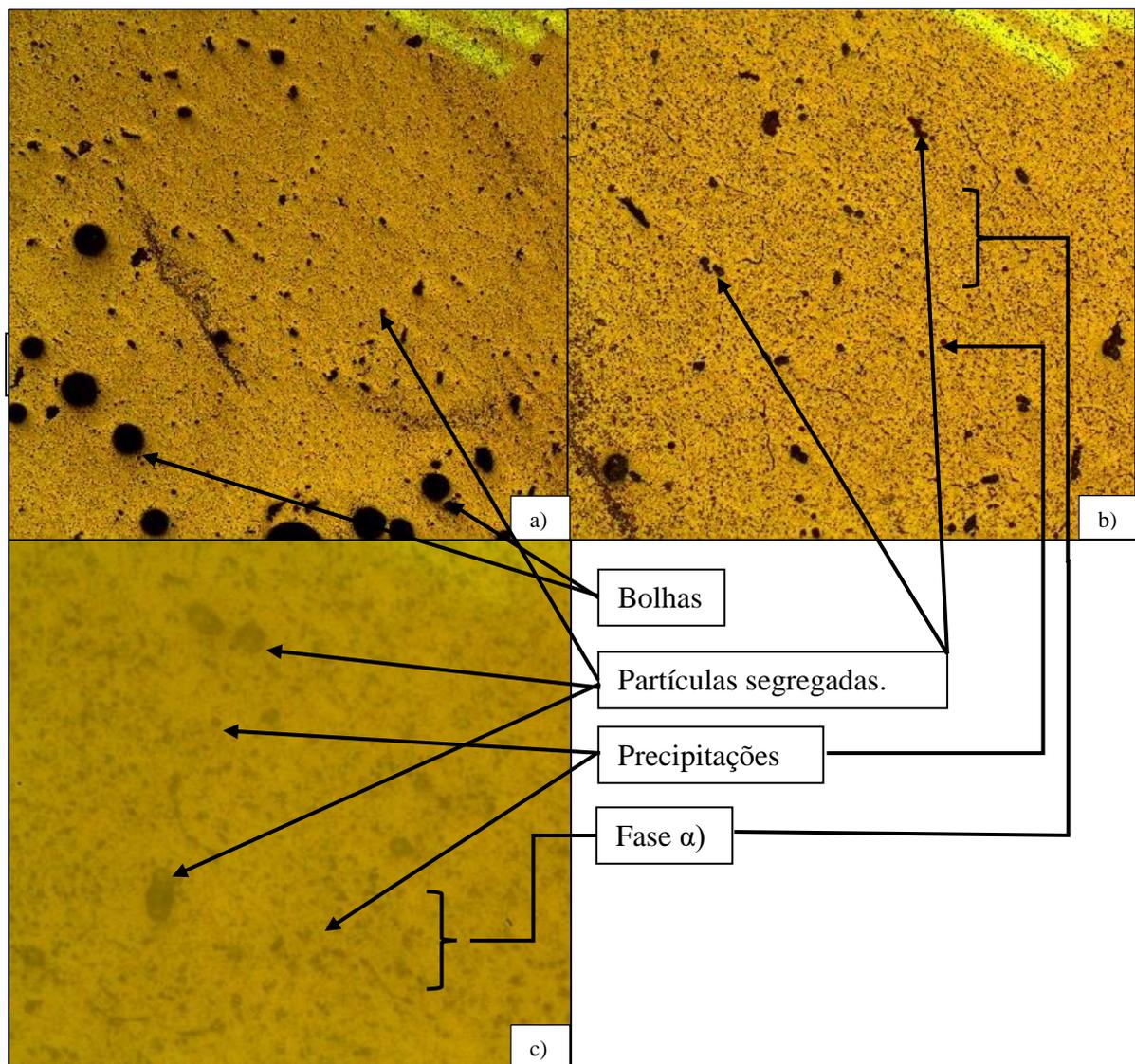


Fonte: Autoria própria.

### Metal de Adição 2° Passe:

Na região do metal de adição 2° passe, se verifica a presença de muitas bolhas (Figura 71, a) 40X). Através da microscopia (Figura 71, b) 100X e c) 400X), pode ser verificado que a presença de precipitações também é predominante, com um volume pequeno de partículas segregadas. Assim os microconstituintes também se apresentam na forma de precipitações, formando a fase  $\alpha$ .

Figura 71. Região do Metal de adição da Amostra 9 2° Passe: a) 40X. b) 100X. c) 400X.



Fonte: Autoria própria.

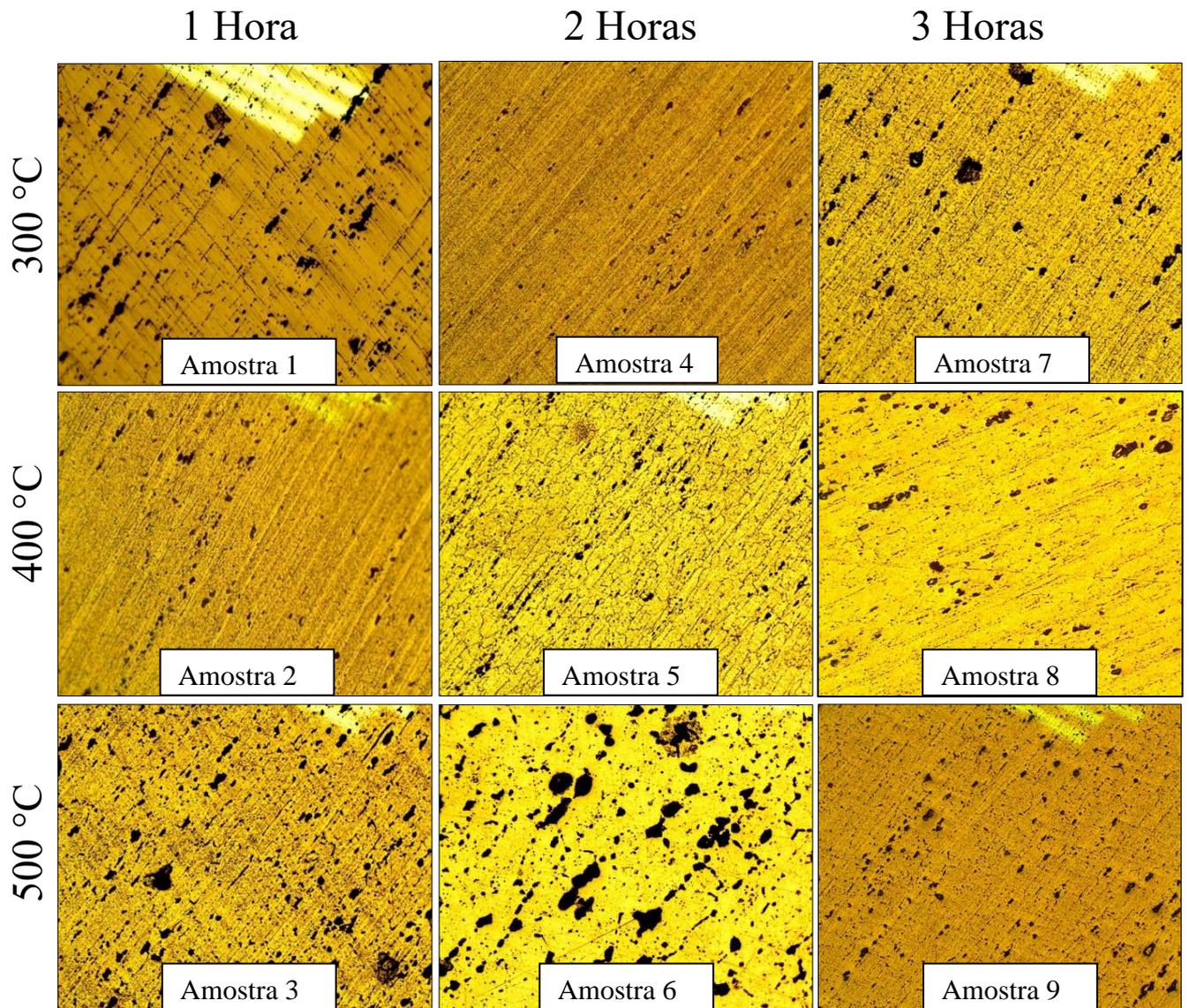
#### **4.2.11 Comparação entre a amostra padrão e as amostras tratadas termicamente:**

Neste tópico trataremos da comparação entre a amostra padrão e as amostras tratadas termicamente, seguindo a orientação das regiões definidas na metalografia, sendo elas: o metal-base, a zona de soldagem, o metal de adição 1° Passe, e o metal de adição 2° passe.

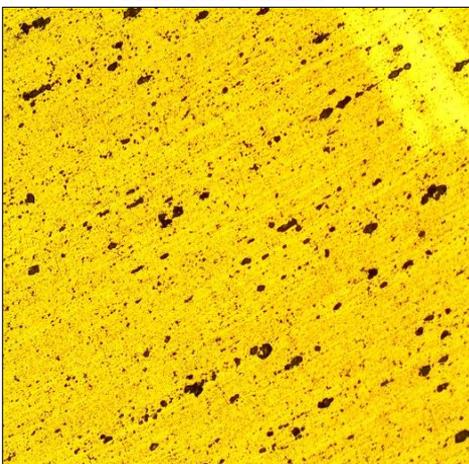
Utilizaremos para esta comparação as imagens na resolução de 100X, pois esta é intermediária entre as demais (40X e 400X), sendo possível verificarmos tanto os microconstituintes de maneira macroscópica quanto microscópica. A seguir temos a comparação da região do metal-base de todas as amostras:

#### 4.2.12 Evolução da microestrutura do metal-base:

Figura 72. Evolução da microestrutura do metal-base.



Amostra Padrão



Fonte: Autoria própria.

Pela metalografia do metal-base (Figura 72), podemos perceber que não houve uma influência muito significativa do tratamento térmico na microestrutura no metal-base das amostras, ou seja, as diferenças microestruturais variaram pouco com exceção da amostra 6, a qual apresentou vividamente partículas precipitadas de maior tamanho que as demais. Mas trataremos a seguir essas poucas variações que diferem as amostras tratadas da amostra padrão:

Na amostra 1, houve a formação da fase  $\beta$  no formato de agulhas, a diminuição no volume de precipitações e um aumento ligeiramente parcial no tamanho das partículas segregadas em relação a amostra padrão.

Ao compararmos a amostra 2 com a amostra padrão, houve uma diminuição do tamanho e no volume de segregações, sendo transformadas em partículas precipitadas.

Na amostra 3, percebe-se um aumento no volume de microconstituintes segregados na fase  $\alpha$  tanto em tamanho como em volume, de maneira que nessa fase existe uma concentração mais rica em segregações em relação a amostra padrão.

Na amostra 4 em relação a amostra padrão, verifica-se um volume menor de partículas segregadas apresentando uma microestrutura mais homogênea formada majoritariamente pela fase  $\alpha$ .

Ao compararmos a amostra 5 com a amostra padrão, verifica-se o surgimento da fase  $\beta$  nos entornos dos grãos da fase  $\alpha$  principal, preservando-se o volume de partículas segregadas, fenômeno que não foi observado nas amostras anteriores ou não pode ser observado, devido a precisão do ataque químico nesta amostra.

Na amostra 6, houve uma diferença significativa em relação a amostra padrão, onde vemos poucos microconstituintes na forma de precipitados e um grande volume de partículas segregadas que aumentaram também em tamanho.

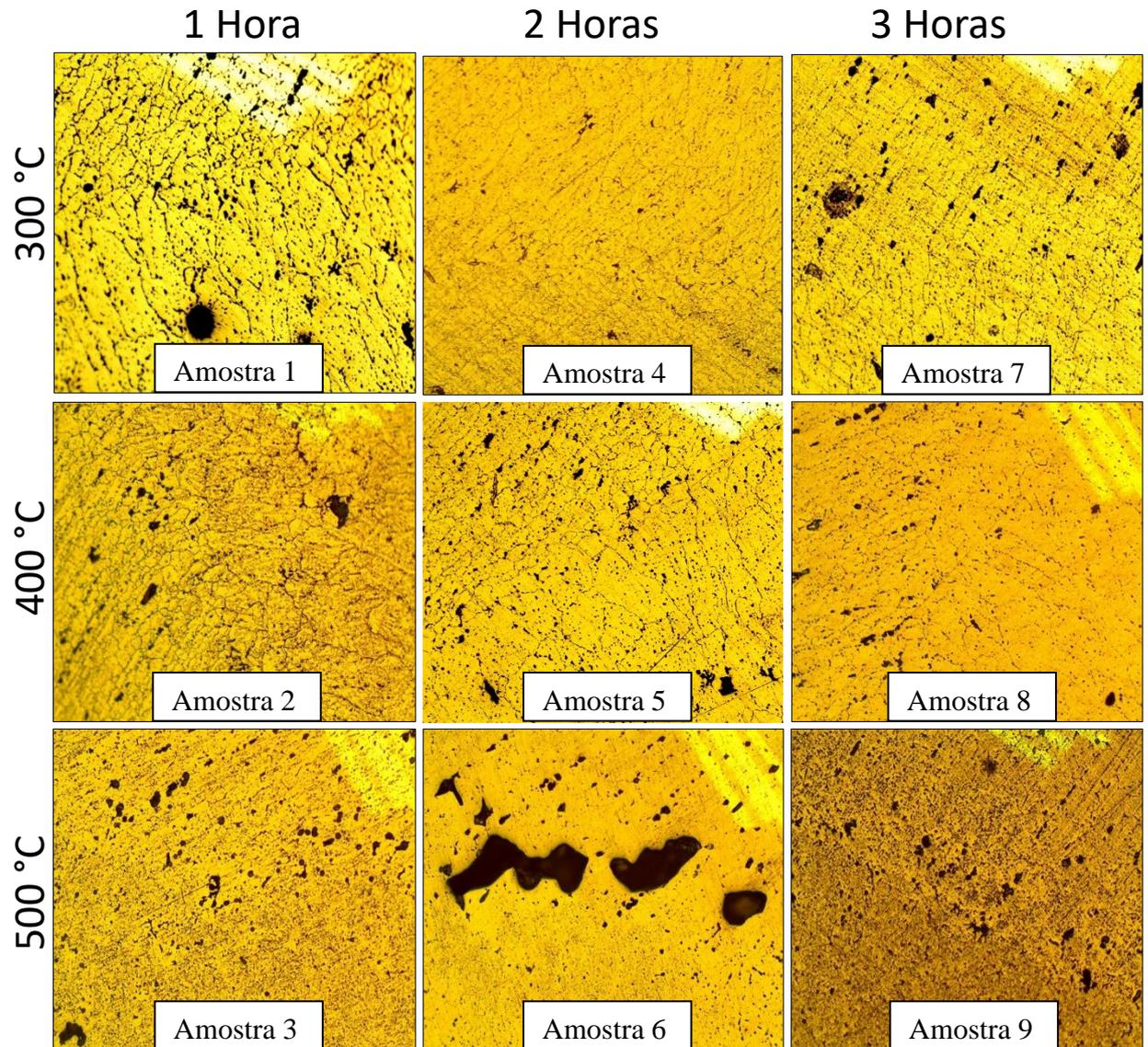
Na amostra 7, observa-se que em relação à amostra padrão houve a preservação do volume de partículas segregadas, mas podemos observar a presença da fase  $\beta$ , nos entornos de alguns grãos.

Na amostra 8, houve alguns resquícios da fase  $\beta$  cercado alguns grãos, a diminuição do volume de segregações e um ligeiro aumento na precipitação de microconstituintes em relação a amostra padrão.

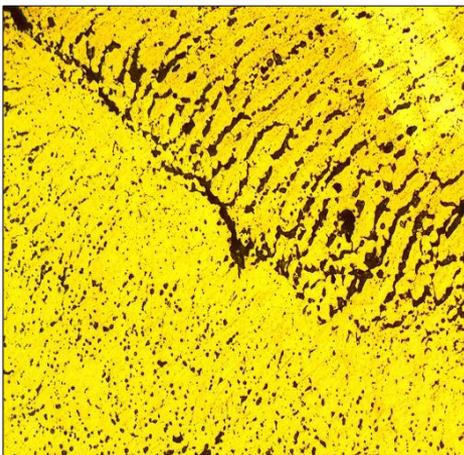
Na amostra 9, quando comparada a amostra padrão, verificamos uma grande semelhança microestrutural, somente um ligeiro aumento nos microconstituintes precipitados em toda região da amostra é visualizado como distinções entre as duas.

#### 4.2.13 Evolução da microestrutura da zona de soldagem:

Figura 73. Evolução da microestrutura da zona de soldagem.



Amostra Padrão



Fonte: Autoria própria.

Pela metalografia na zona de soldagem da junta soldada (Figura 73), podemos verificar um efeito muito significativo, pois vemos claramente a microestrutura dendrítica na zona central de soldagem cercada pela fase  $\beta$  ser transformada em diferentes microestruturas, algumas dendríticas, outras não, assim como seus microconstituintes, principalmente em função da temperatura de tratamento.

Comparando a zona de soldagem da amostra 1 com amostra padrão, podemos perceber-se a transformação parcial da fase  $\beta$  que se encontra principalmente de contorno as dendritas, para a forma estriada de maneira que esta fique nos entornos de grãos formados pela fase  $\alpha$  na zona de soldagem, sendo que estes aumentam de tamanho nas regiões adjacentes a zona de soldagem. Houve também a formação de um pequeno volume de partículas segregadas no metal-base. Havendo também diminuição de precipitados em toda região da amostra.

Na amostra 2, a principal diferença na microestrutura desta amostra e a amostra padrão é o surgimento da fase  $\beta$  e de grãos principalmente na zona de soldagem. Podemos verificar a presença da fase  $\beta$  contornando grãos mais arredondados e um pouco menores na parte central e maiores nas zonas adjacentes em direção ao metal de adição, além do volume de segregados e precipitados ser menor nesta amostra.

Na amostra 3, não vemos mais o surgimento da formação granular e da fase  $\beta$  conforme a amostra padrão, mas apenas um denso volume de precipitações em toda região da amostra e a falta de dendritas, além do surgimento de segregações na zona de soldagem o que difere substancialmente essa amostra da amostra padrão, provavelmente, estes segregados tenham sido o restante da formação dendrítica advinda da soldagem da junta.

Na amostra 4 se percebe uma grande semelhança entre esta amostra e a amostra 1, pois encontramos as mesmas transformações microestruturais. Diferentemente da amostra padrão, observa-se a formação da fase  $\beta$  que está situada no contorno de pequenos grãos na zona de soldagem os quais aumentam de tamanho nas regiões em direção ao metal de adição. Além da presença de precipitados mais refinados em toda região da amostra 4.

Ao compararmos a amostra 5 com a amostra padrão, verifica-se que as diferenças microestruturais estão no surgimento de uma granulação fina na zona de soldagem e a presença de dendritas na região em direção ao metal de adição, além do surgimento de um volume de precipitados bem distribuídos e ligeiramente mais refinados em toda amostra.

Na amostra 6 se observa que os efeitos microestruturais desta amostra em relação a amostra padrão são semelhantes aos apresentadas na amostra 3, pois podemos observar uma microestrutura sem a formação de fases e granulações semelhantemente a amostra padrão. Mas com a falta de dendritas, a presença de segregações, e precipitações refinadas nos entornos da

amostra. Outra diferença expressiva foi a falta de penetração na zona de soldagem, o que representa um grande problema em uma junta soldada, sendo que neste caso, este defeito pode ter sido originado no processo de soldagem.

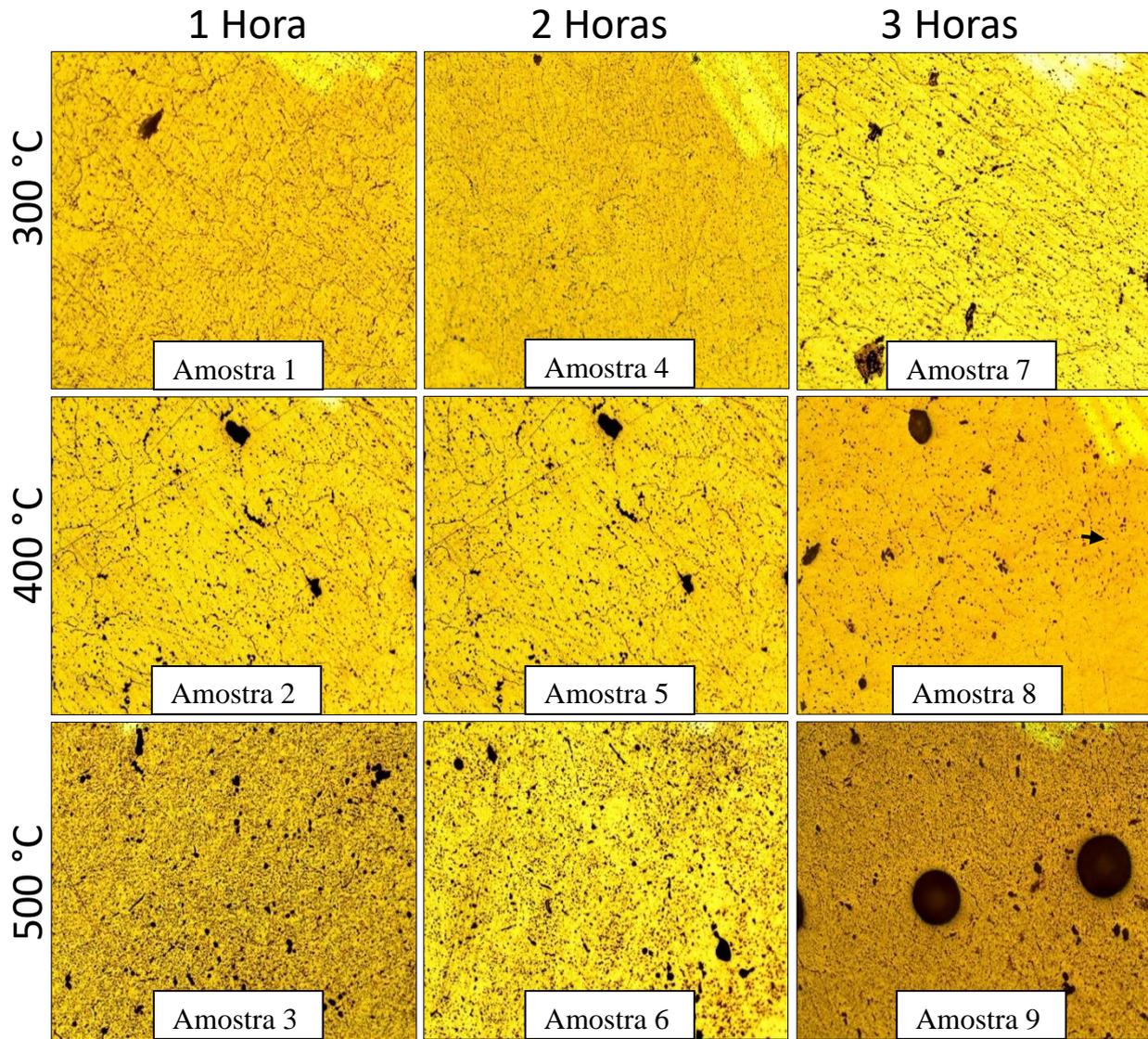
Na amostra 7 diferentemente da amostra padrão, percebe-se uma microestrutura granulada com grãos menores que a amostra 1 e 4, cercados pela fase  $\beta$  e com um certo volume de segregações na zona de soldagem. Percebe-se também um alto volume de precipitações refinadas no entorno de toda amostra.

Na amostra 8 se observa uma microestrutura muito semelhante as amostras 2 e 5, diferenciando esta amostra da amostra padrão devido ao surgimento da fase  $\beta$  em meio a pequenos grãos na zona de soldagem além de um volume razoável de partículas segregadas. Na região adjacente em direção ao metal de adição há dendritas, além da diminuição do volume de precipitados formadores da fase  $\alpha$ , que se apresentam de maneira mais refinada.

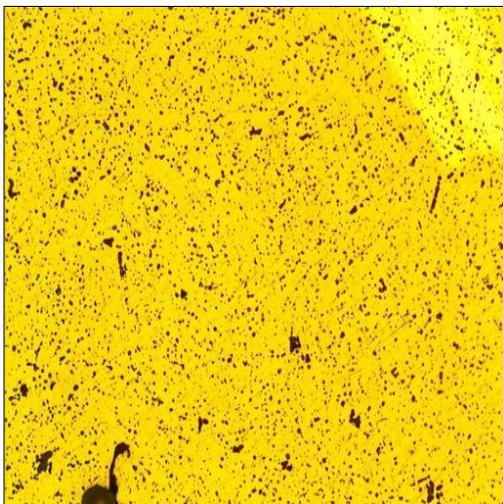
Na amostra 9, observa-se os mesmos efeitos mostrados nas amostras 3 e 6 no sentido de que não existe mais grãos e fases, simplesmente uma microestrutura sem dendritas, rica em segregados e precipitados que estão presentes em um volume massivo, essas são as diferenças que esta amostra apresenta em relação a amostra padrão.

#### 4.2.14 Evolução da microestrutura do metal de adição: 1° passe:

Figura 74. Evolução da microestrutura do metal de adição: 1° passe



Amostra Padrão



Fonte: Autoria própria.

Observa-se uma expressiva diferença entre as microestruturas do metal de adição: 1º passe, em relação a amostra padrão (Figura 74). Principalmente no que se diz a respeito ao surgimento de grãos e da fase  $\beta$  a qual as amostras tratadas a 300 e 400° C apresentaram. Enquanto que na amostra padrão se verifica somente um pequeno volume de segregações mergulhadas em um denso volume de precipitados. Apresentaremos agora estas diferenças.

A amostra 1 apresentou variações microestruturais significativas em relação a amostra padrão visto que a amostra 1 apresentou o surgimento de grãos formados pela fase  $\alpha$  cercados pela fase  $\beta$  e o volume de segregações que é quase desprezível, pois só vemos uma partícula. É possível verificar esta transformação além da redução das partículas precipitadas formadoras da fase  $\alpha$ , que na amostra 1 estão mais refinadas que na amostra padrão.

Na amostra 2, percebe-se uma microestrutura semelhante a amostra 1, diferenciando-se da amostra padrão mesma pela presença de grãos espaços formados pela fase  $\alpha$ , cercados pela fase  $\beta$ . Também se observam precipitações que se encontram refinadas. É possível observar que estes grãos são maiores dos apresentados nas zonas de soldagem, o que certamente terá influência nas propriedades mecânicas.

Na amostra 3 se verifica uma microestrutura bem semelhante a amostra padrão, em ambas se verifica a presença somente de precipitados e de partículas segregadas, sem haver granulação e muito menos a presença da fase  $\beta$ . Mas podemos constatar a diferença na forma do surgimento de precipitados que estão bem mais refinados e com um volume bem maior em toda região da amostra, além do tamanho das partículas segregadas que são maiores na amostra 3.

A amostra 4 apresenta uma microestrutura muito semelhante a amostra 1, que diferentemente da amostra padrão, é formada por grãos da fase  $\alpha$  rica em precipitados cercados pela fase  $\beta$ . Percebemos também a ausência de segregações as quais diluíram-se definitivamente na fase  $\alpha$  ou na fase  $\beta$ .

Na amostra 5 se observa praticamente o mesmo resultado na amostra 2, ou seja, uma microestrutura granulada formada pela fase  $\alpha$  cercada pela fase  $\beta$ . O que a diferencia da amostra padrão, é a presença de partículas segregadas e um volume menor de precipitações, embora as partículas precipitadas apresentem o mesmo tamanho. É interessante verificarmos que os grãos nessa amostra estão ligeiramente maiores do que as demais.

Na amostra 6, se observa uma microestrutura semelhante a amostra padrão e a amostra 3, onde é notável a presença de segregações e um denso volume de precipitações. Mas assim como a amostra três, a diferença entre essa amostra e a amostra padrão está no volume de

precipitações que estar mais refinado, além da presença diferencial de lamelas, o que não surgiu em nenhuma das amostras.

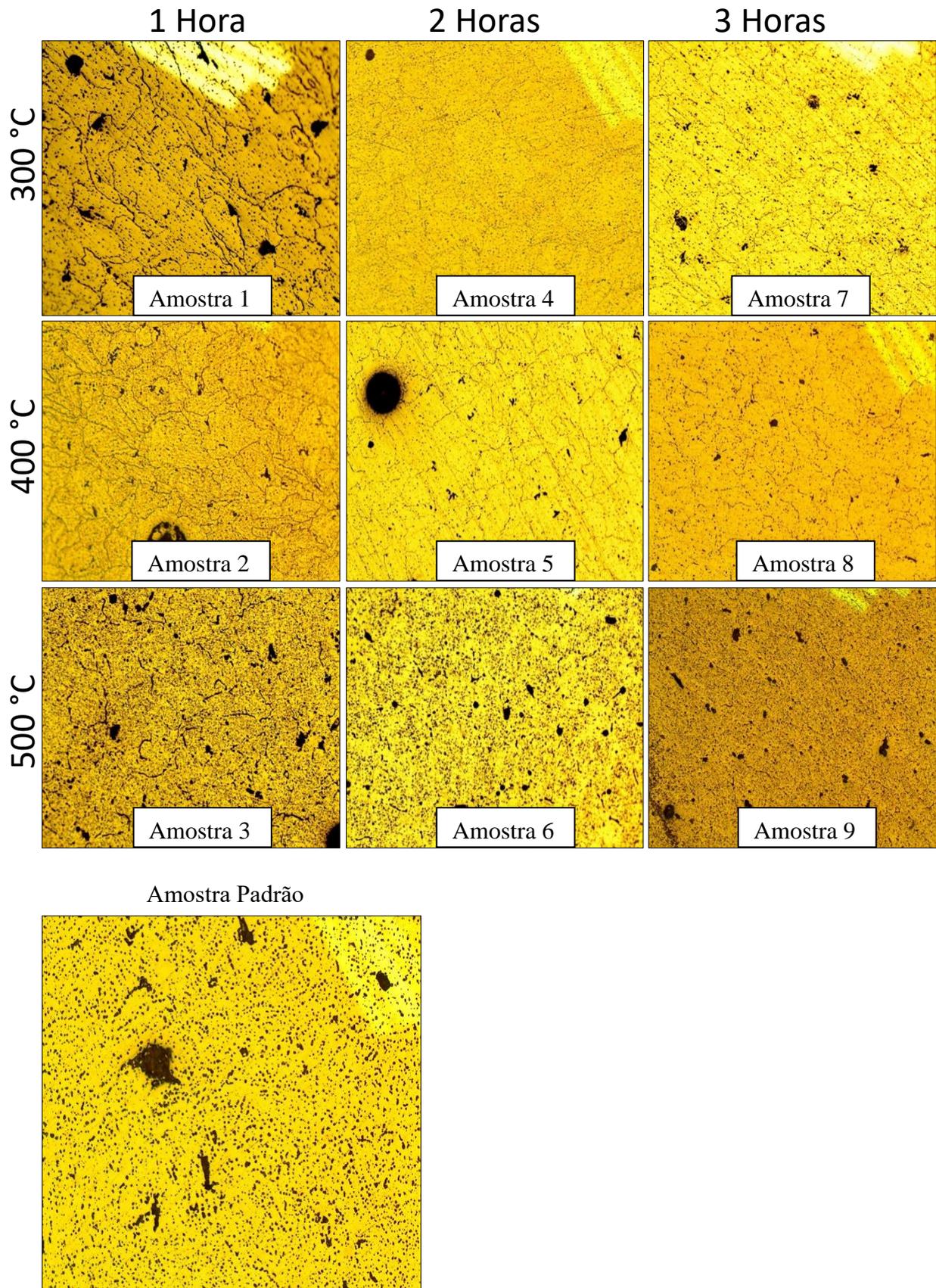
Na amostra 7, se verifica que da mesma forma que a amostra 1 e 4, a diferença entre esta amostra e a amostra padrão é o surgimento de uma granulação formada pela fase  $\alpha$  cercada pela fase  $\beta$ , além de um volume ligeiramente menor de precipitados formadores da fase  $\alpha$ . Embora esta amostra apresente algumas partículas segregadas, os grãos são muito semelhantes as amostras 1 e 4, assim poderemos perceber uma certa similaridade entre essas amostras.

Na amostra 8 se percebe que a principal diferença entre essa amostra e a amostra padrão é o surgimento estriado da fase  $\beta$  e o menor volume de precipitações distribuídas na amostra, não foi possível se observar uma granulometria, mas há uma similaridade entre as duas amostras através da existência de segregações que lhes são comuns.

Na amostra 9 se verifica uma microestrutura semelhante a amostra 3 e 6, onde a diferença entre esta amostra e a amostra padrão está no surgimento de um volume e tamanho maior de partículas segregadas, e um volume maior de partículas precipitadas embora estas estejam bem mais refinadas do que a amostra. Além da presença de vazios os quais influenciam negativamente o desempenho desta junção.

#### 4.2.15 Evolução da microestrutura do metal de adição: 2º passe:

Figura 75. Evolução da microestrutura do metal de adição: 2º passe.



Fonte: Autoria própria.

Na evolução da microestrutura do metal de adição: 2º passe (Figura 75), vemos um resultado semelhante ao que foi observado na evolução da microestrutura do 1º passe, vemos o surgimento da fase  $\beta$  principalmente nas temperaturas de 300 e 400°C, além do surgimento de grãos que serão observados de maneira mais nítida. Temos a seguir as diferenças em cada amostra em relação a amostra padrão.

Na amostra 1, percebe-se que houve uma transformação significativa de segregações e de partículas precipitadas na fase  $\beta$  que está envolta de grãos da fase  $\alpha$ . Esses grãos não são grandes se comparados com os grãos apresentados nas regiões anteriores e apresentam precipitações mais refinadas do que a existente na amostra padrão.

Na amostra 2, houve o surgimento de grãos formados pela fase  $\alpha$  com um menor volume de precipitações, cercados pela fase  $\beta$ , somente a presença de pequenas segregações que são comuns nas suas amostras.

Na amostra 3, embora o volume de partículas segregadas tenha sido preservado, podemos perceber uma microestrutura muito distinta em relação a amostra padrão e as demais amostras devido ao aparecimento da fase  $\beta$  na forma de lamelas, além de precipitados muito refinados formadores da fase  $\alpha$ .

Na amostra 4, se diferencia da amostra padrão por meio de grãos da fase  $\alpha$ , cercados pela fase  $\beta$ . Sendo que os precipitados que compõem a fase  $\alpha$  estão bem mais refinados do que a amostra padrão. Outro ponto importante é que a amostra não apresentou segregações, ou seja, todas elas foram dissipadas na forma de outras fases.

Na amostra 5, houve o surgimento de uma microestrutura granulada cercada pela fase  $\beta$  e com poucas segregações. Os grãos estão mais compactos que a amostra 4, sendo formados pela fase  $\alpha$  com um volume pequeno e bem refinado de precipitações.

Na amostra 6, temos uma microestrutura intermediária entre a amostra padrão e amostra 3, pois vemos que as três amostras apresentam predominantemente precipitações formadoras da fase  $\alpha$  e um pequeno volume de segregações. Na amostra 6, percebe-se um grande volume de precipitações bem refinadas formadoras da fase  $\alpha$ , o que a diferencia da amostra padrão, além de vazios.

Na amostra 7, percebe-se que da mesma forma que a amostra 1 e 4, a principal diferença entre essa amostra e a amostra padrão são os grãos de fase  $\alpha$  composta por precipitados refinados, cercados pela fase  $\beta$ . Somente a presença de alguns segregados assemelha esta amostra à amostra padrão.

Na amostra 8, observa-se que a diferença entre essa amostra e a amostra padrão é o surgimento de um refinado volume de partículas precipitadas formadoras da fase  $\alpha$  cercadas

pela fase  $\beta$ , mas não houve exatamente a formação de grãos e sim um conjunto macro formado pela fase  $\alpha$  contendo uma certa proporção da fase  $\beta$  de maneira estriada em toda a extensão da amostra. Essa proporção é ligeiramente menor do que as amostras anteriores.

Na amostra 9, podemos verificar os mesmos efeitos advindos da amostra 3 e 6, onde podemos acompanhar o surgimento de precipitações refinadas formadoras da fase  $\alpha$  com um volume muito pequeno de lamelas de fase  $\beta$  na forma vermicular. Embora o volume de partículas segregadas se preserve nas duas.

#### 4.3 Ensaio de Microdureza.

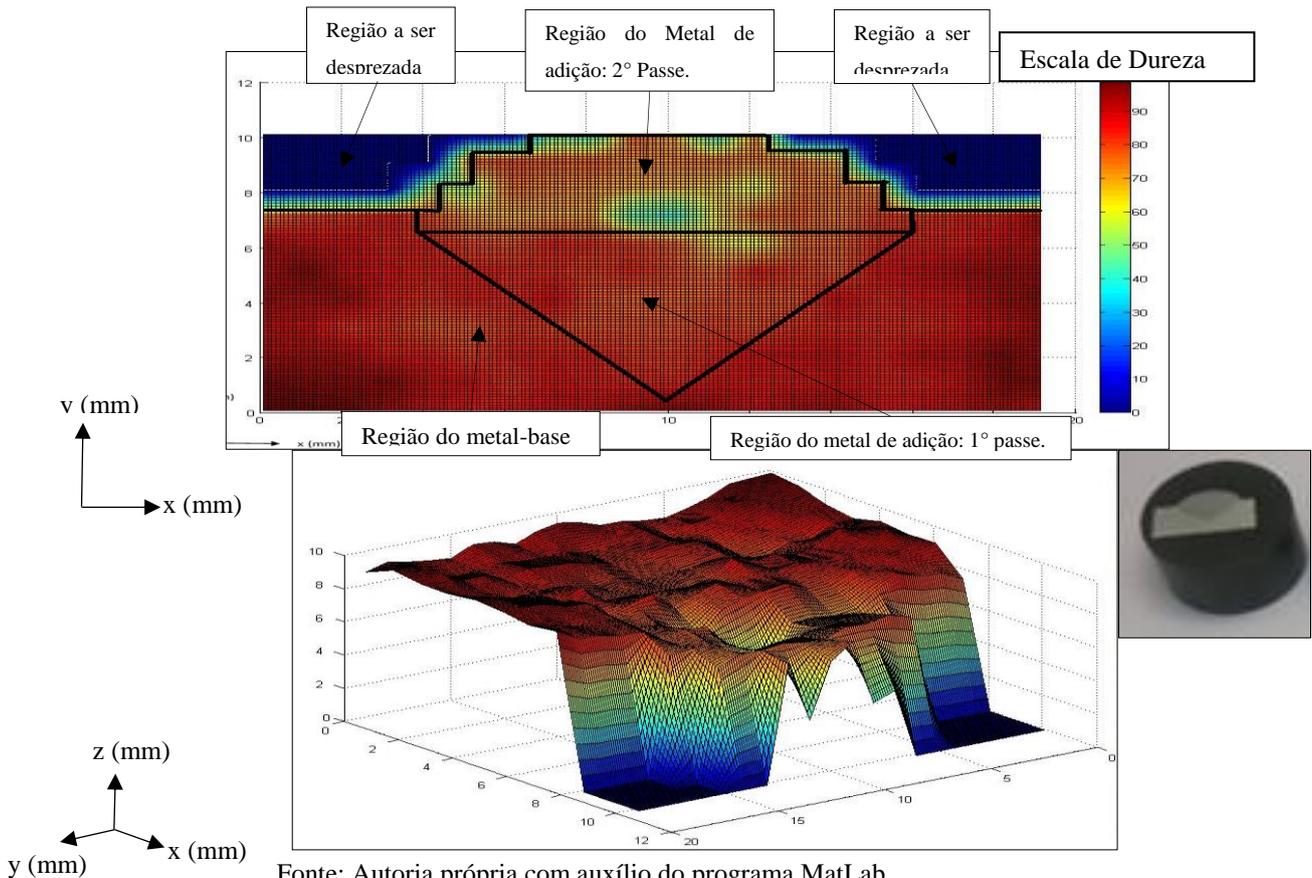
Trataremos agora do ensaio de microdureza. Como já estabelecido anteriormente, o ensaio de microdureza tem por objetivo determinar a dureza de materiais por meio de pequenas indentações que convertidas pelo software do microdurômetro, nos retornam o valor da dureza do material. A medida da dureza será o fator de desempenho que será comparado em cada amostra para avaliarmos os efeitos do tratamento térmico.

Como abordando anteriormente, foram definidas três regiões: metal-base, metal de adição 1° Passe e metal de adição 2° Passe, afim de calcularmos a média da dureza em cada área e assim fazermos a comparação das amostras por região. A seguir temos a amostra padrão:

**4.3.1 Amostra Padrão (sem tratamento térmico).**

A amostra padrão será a peça chave de todo o projeto visto que ela possui os parâmetros comparativos a qual servirão de base para verificarmos se a influência do tratamento térmico é positiva ou negativa. Temos a seguir, o gráfico da visão superior juntamente com o gráfico na forma de curvas de nível (Figuras 76 e 77) e uma tabela com as medições realizadas, onde se apresentam a média geral das medições em cada região definida, os limites máximos e mínimos, e o desvio padrão:

Figuras 76, 77. Gráficos plano e em curvas de nível da amostra padrão.



Fonte: Autoria própria com auxílio do programa MatLab.

Tabela 6: Medições realizadas na amostra padrão (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV)

0	0	0	0	0	0	0	41,6	36,8	75,9	66,8	34,1	70,6	0	0	0	0	0	0	
0	0	0	0	0	75,2	78,9	76,3	76,8	71,9	72,6	74,5	73	73	67,7	0	0	0	0	0
0	0	0	0	54,4	52,8	74,3	72	70,7	68	67,1	64,7	58,1	73,5	73,5	72	0	0	0	0
74,1	79,9	81	84,9	78	68,9	67,3	68,8	68,1	42,5	37,6	62,4	75,9	76,8	73,2	80,6	81	83,6	84	91,2
90,2	87,2	87,4	83,4	83,9	78,9	78	83,7	82,1	80	75,8	62,7	59,6	74,3	75,6	82,3	83,9	83,7	87,6	89,1
89,7	95,4	87,7	85,8	83,8	84,4	83,2	82,5	80,2	83,4	78,7	74,7	84,6	80,8	76,9	86,2	87,3	91	92	91,9
91,9	90,1	92,6	84,7	82,2	85,1	82,3	87,8	78,1	75,8	76,4	77,4	77,6	77,5	87,9	82,5	85,5	85,8	92,1	93,4
88,1	87,5	80,7	81,8	76,7	76,8	81,4	79,6	77,8	78	77,2	80	78,5	81,7	82,7	82,5	81,6	84,8	87,5	91,5
90,9	90,5	90,1	84,7	84,7	80	84,1	84,8	83,8	81,2	80,8	83,8	86,5	86,9	88,2	84	88,9	88,9	95,5	91,9
96,5	94,5	93,5	94,6	87,8	86,5	81,1	86,1	83,9	83,1	82,1	85,3	84,7	84,8	86,6	84,1	83,6	86,6	94,1	94,5
98,8	98,1	97,3	91,4	87,5	84,6	85,5	87,7	87,9	92,1	94,4	91,9	86,8	90,7	91,6	85,9	87,1	88,9	91,3	87,9

Zonas	Intervalo (HV)			Média (HV)	Desvio Padrão
	Min	Máx	Variacão		
Metal Base	74,1	98,8	24,7	87,54	4,81
Metal de Adição: 1° Passe	59,6	87,9	28,3	79,71	5,28
Metal de Adição 2°Passe	34,1	84,9	50,8	67,45	12,57

Fonte: Autoria própria.

Podemos observar que para o metal-base, a amostra apresentou valores superiores as demais regiões. Apesar do intervalo possuir uma variação significativa de 24,7 HV, observa-se pelo desvio padrão (4,81) que a maioria dos valores se encontram mais concentrados próximos a média (87,54). Outro fato que merece destaque, é que nas zonas mais adjacentes a zona de soldagem no metal-base, se encontram os maiores valores de dureza e o valor máximo (98,8 HV) devido a presença de segregações e a conformação mecânica. Assim, a zona afetada pelo calor (ZAC), apresenta uma queda em sua dureza.

Para a zona do metal de adição 1° passe, observa-se uma queda no valor da dureza em relação ao metal-base, uma variação de 28,3 HV e a média de 79,71 HV. Mas vemos que a maioria das medidas não estão tão dispersas, como podemos observar o valor do desvio padrão (5,28). Observa-se também pelo gráfico que o valor mínimo (59,6 HV) decresce quase 19 HV em relação à média (79,71 HV), essas quedas são causadas pela existência de bolhas, como veremos na zona a seguir.

Para zona do metal de adição: segundo passe, encontramos uma larga variação no intervalo (50,8 HV), um desvio padrão relativamente elevado (12,57) em relação as demais regiões, e uma média menor que as demais regiões (67,45 HV). Percebe-se também que poucos valores se aproximam do valor máximo (84,9 HV), o que indica que houve mudanças microestruturais. Com um desvio padrão alto, percebe-se a presença de várias bolhas, o que faz com que a dureza caia abruptamente quando medida nos pontos porosos, como no valor mínimo onde foi medido 34,1 Vickers.

A amostra padrão apresentou uma dureza mais alta na região do seu metal-base e conforme as regiões foram convergindo para as zonas do metal de adição, a dureza foi diminuindo conforme Neto (2016), a qual apresentou as mesmas faixas de medidas tanto para o metal-base, quanto para o metal de adição no primeiro e no segundo passe. Temos também que devido a bolhas, os valores da dureza diminuíram na zona do metal de adição: segundo passe, da mesma forma que Neto (2016) concluiu em seu estudo.

No metal-base observam-se os efeitos provenientes do processo de laminação da chapa, o que provavelmente tenha tornado os grãos dessa região menores e mais compactos, além da presença partículas segregadas de magnésio, o que contribui para a elevação da dureza. Quanto a região do metal de adição 1° passe, observa-se um valor de dureza intermediário entre as zonas da amostra devido provavelmente a microestrutura que embora apresente um bom volume de segregações de magnésio juntamente com outros elementos, não foram laminadas. Na região do metal de adição 2° passe, verifica-se o efeitos das bolhas. Elas diminuem a medida da dureza, tanto no ponto como a dureza média em toda sua região.



No metal-base se observa que as medidas de dureza são maiores em relação as demais regiões, assim como observado na amostra padrão. Pode-se observar a uniformidade nas medidas através do baixo desvio padrão (3,79) e que o valor da dureza média (85,7 HV) foi ligeiramente menor do que amostra padrão (87,54 HV), ou seja a diminuição aproximada de 2%. O valor máximo (95,8 HV) surge devido a existência de segregações. O valor mínimo (76,5 HV) se encontra bem perto da zona de soldagem, o que pode representar a zona afetada pelo calor.

No metal de adição 1° passe, observa-se uma ligeira elevação na dureza média (80,2 HV) em relação a amostra padrão (79,51 HV), o que representa um aumento de aproximadamente 1 por cento. Vemos que a dureza na região é mais uniforme devido ao baixo desvio padrão (3,87) e a variação que é menor (17,5 HV) inclusive do que o metal-base. Assim é até difícil descrever a razão que fundamenta os valores máximo (88,2 HV) e mínimo (70,7 HV).

No metal de adição 2° Passe vemos uma média de dureza (74,4 HV) maior do que a mesma região da amostra padrão (67,45 HV), o que representa um ganho de 10% no valor da dureza. Podemos também observar a presença de bolhas que originam o valor mínimo (37,4 HV), tornando também maior a variação (50,9 HV).

Oliveira (2016), encontrou valores médios ligeiramente maiores para as regiões do metal-base (90 HV), e metal de adição primeiro passe (86,6 HV), nas mesmas condições descritas.

Percebe-se, uma grande semelhança entre os valores encontrados com os de Oliveira (2016). No metal-base, verifica-se a queda de dureza devido a uma anulação parcial dos efeitos da conformação mecânica. Observa-se também uma maior uniformidade em todas as regiões da amostra principalmente no metal-base e metal de adição 1° Passe, o que é um efeito consequente do tratamento térmico de recozimento.



No metal-base verifica-se uma média menor (82,8 HV) que amostra padrão (87,5 HV), ou seja, uma diminuição próxima de 6 por cento. Mas podemos observar uma maior uniformidade em todo o metal-base, pois o desvio padrão é pequeno e a variação diminuiu em relação as outras amostras, assim como os pontos máximo (92,9 HV) possivelmente medido em cima de uma partícula segregada, e mínimo (74,5 HV).

No metal de adição 1° Passe, em relação a amostra padrão, pode-se perceber um valor médio (80,9 HV) ligeiramente mais elevado em 1,5%, verifica-se também um grau de uniformidade maior do que qualquer região anterior, tanto no desvio padrão (2,92), quanto na variação que é somente 14,3 HV. Portanto os pontos máximo (86,4 HV) e mínimo (72,1 HV) não apresentam nenhuma distinção devido estarem próximos da região média.

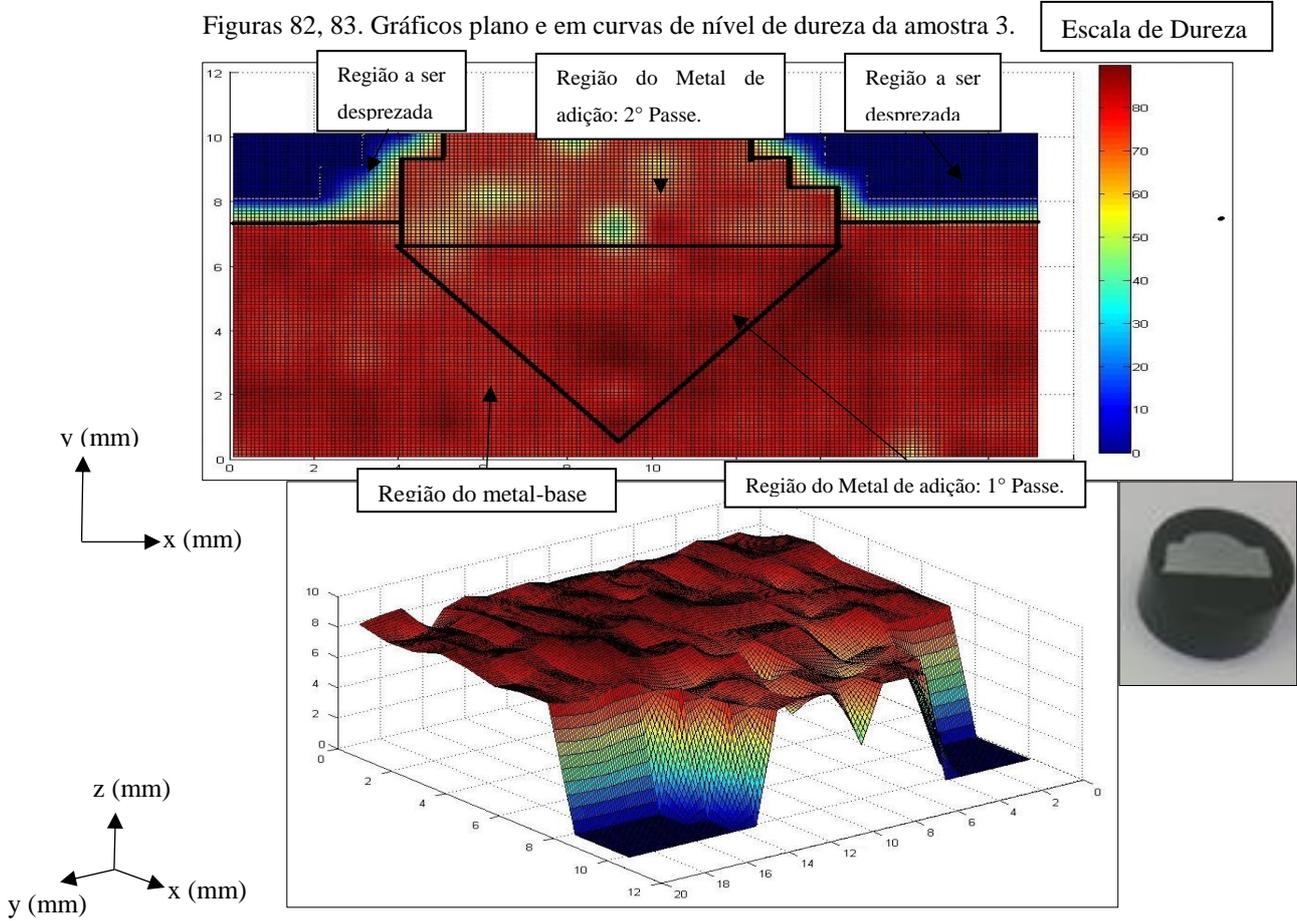
No metal de adição 2° Passe, verifica-se que o valor médio dessa região (78,5 HV) é maior do que o valor médio da mesma região na amostra padrão, a dureza dessa região na amostra aumentou 16 %. O que indica que além de mudanças microestruturais, a amostra possui uma região com menor volume de bolhas e de valores mais uniformes em torno da média, como podemos observar no desvio padrão (5,70). Observa-se também um valor máximo bem elevado (91 HV), este pode estar diretamente relacionado com a presença da formação granular e da fase  $\beta$  de magnésio.

De forma geral, o tratamento térmico a essas condições diminuiu a dureza do metal-base anulando com mais intensidade o efeito do encruamento, preservou e tornou a dureza do metal de adição 1° Passe mais uniforme e aumentou substancialmente a dureza da região do metal de adição 2° Passe, devido principalmente a menor quantidade de bolhas, uma microestrutura mais granulada e com a presença da fase  $\beta$ .

**4.3.4 Amostra 3, 500° durante 1h:**

Trataremos a seguir a amostra 3 (Figuras 82 e 83), ou seja, a amostra tratada a 500°C durante 1 hora:

Figuras 82, 83. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 3.



Fonte: Autoria própria com auxílio do programa MatLab.

Tabela 9: Medições realizadas na amostra 3 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).

0	0	0	0	0	72,8	73,3	73,4	36,5	72,1	78,4	76,3	72,9	0	0	0	0	0	0	
0	0	0	0	0	71,6	72	75	70,8	70,2	72,9	56,1	74,2	68,3	73,6	0	0	0	0	
0	0	0	43,1	73,5	65,3	51,3	61	71,6	72,4	67,3	75,5	77,4	70,5	79,1	0	0	0	0	
78,7	77,2	77,2	77,2	63,2	58,8	71,8	73,5	74,7	38,6	82,2	74,6	66	66,2	70,9	79,4	78,6	74,9	76	79,1
78,2	83,2	77,3	81,3	78,2	66,1	78,7	77,5	76,3	72,7	71,2	83	80,6	81	86	82,2	76,5	79,1	77,1	78,8
79,1	77,1	80,6	75	69,5	76,2	73,4	74,1	75	75,1	79,5	77,1	76,5	83,1	89,8	85,5	76,4	79	73,8	75,4
78,5	73,8	75,7	75	77,8	77,9	78,3	80,2	83,5	83,7	80	84,6	82,9	84,6	83,9	87,6	82,3	83	80	79,9
78,7	74,1	79,1	70,1	78,6	75,4	76,2	75,9	82,3	87,6	84	80,9	81,4	84,1	78,7	80,7	76,1	77,4	83,1	82,2
83,5	82,7	81,2	82,3	78	80,5	75,1	78,6	78,6	72,3	82,1	84,9	79,8	81,2	77,8	83,1	76,9	79,9	80,6	76,1
81,1	78,7	78,9	83,4	78,4	85,3	76,8	80,1	76,3	85,4	79,7	78,9	75,2	78	75,8	81,6	74,9	76,3	73,1	75,4
71,8	78,8	76,9	80,2	75,7	74,7	76,9	74,1	76,1	76,6	76,1	79,6	78,5	77,2	80,6	76,2	58	82,9	81,8	79,4

Zonas	Intervalo			Média (HV)	Desvio Padrão
	Min	Máx	Variação		
Metal Base	58	89,8	31,8	78,6	3,93
Metal de Adição: 1° Passe	66,1	87,6	21,5	78,7	4,65
Metal de Adição 2°Passe	36,5	82,2	45,7	68,7	10,23

Fonte: Autoria própria.

No metal-base, se verifica a queda do valor da dureza média (78,6 HV) em relação amostra padrão (87,5 HV), aproximadamente 11%, o que mostra o efeito da mudança microestrutural. O ponto de máximo (89,8 HV) se encontra a um valor ligeiramente afastado do valor médio, mas não tão afastado como o ponto de mínimo (58 HV). Mas mesmo com tais discrepâncias, pode-se observar no desvio padrão (3,99) que essa área da amostra está bastante uniforme em toda região do metal-base.

No metal de adição 1º passe, percebe-se também um decréscimo do valor médio (78,7 HV) em relação a amostra padrão de aproximadamente 1 %. Com os valores mínimo (66,1 HV) e máximo (87,6 HV) relativamente longe do valor médio. Assim como o desvio padrão que é maior do que a mesma região nas amostras anteriores.

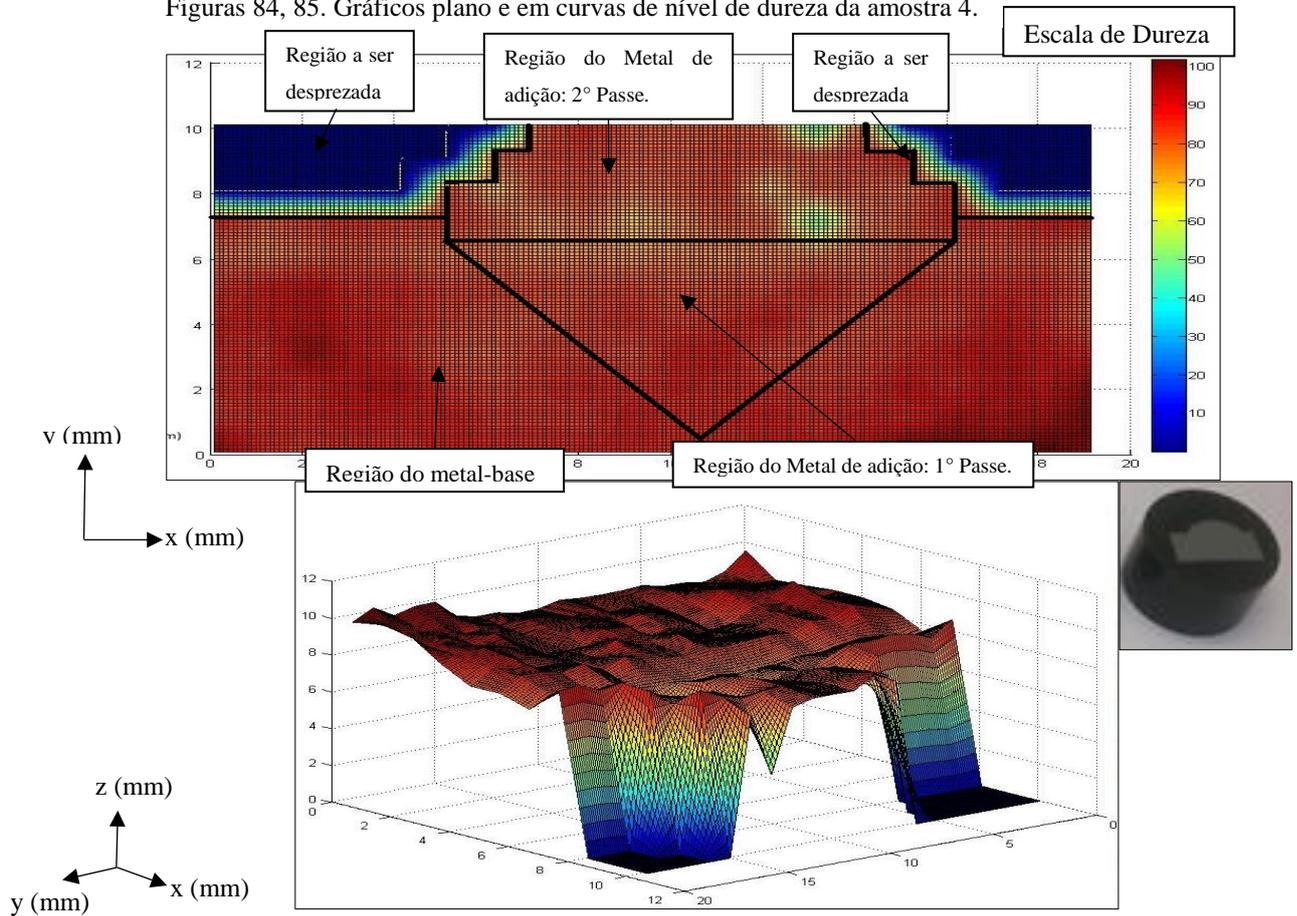
O metal de adição 2º passe apresenta um valor médio (68,7 HV) aproximadamente 1,5% maior do que a amostra padrão. Percebe-se também a presença de bolhas responsáveis pelo ponto mínimo (36,5 HV) e sua frequência que é alta como vemos no desvio padrão (10,23). A variação também é alta (45,7 HV), e o ponto máximo (82,2 HV) pode estar relacionado com a presença de segregações.

Assim, o tratamento térmico em termos de dureza não apresentou resultados muito positivos na amostra, pois no metal-base se verifica um efeito intenso contrário ao encruamento na conformação da chapa, fazendo com que a dureza caísse. Além de também haver uma diminuição da dureza média no metal de adição 1º Passe e um ganho não muito significativo na última região. Todas essas mudanças estão ligadas a existência de bolhas e a microestrutura alcançada que é bastante homogênea em toda a amostra, formada predominantemente somente pela fase  $\alpha$ .

4.3.5 Amostra 4, 300°C durante 2 h:

Temos a seguir a amostra 2 (Figuras 84 e 85), ou seja, a amostra tratada a 300°C durante 2 horas:

Figuras 84, 85. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 4.



Fonte: Autoria própria com auxílio do programa MatLab.

Tabela 10: Medições realizadas na amostra 4 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).

0	0	0	0	0	0	0	79,4	86,1	78,4	78,6	78,5	75,6	41,2	75,1	0	0	0	0	0	
0	0	0	0	0	0	77	81,1	81,9	78,9	78,4	81,1	80,6	78,6	81,8	87	0	0	0	0	
0	0	0	0	0	80,9	66,9	79,3	80,2	75,7	78,1	81,1	66,9	78,3	77,7	75,7	84,3	0	0	0	
86,2	78,6	82,7	84,2	82,8	83,2	78,4	71,9	74,9	67,4	72,5	78,4	77,6	50,3	73,8	79,4	85,1	83,1	88	87	
75,8	73,2	76,4	78,5	76,9	74,6	75,1	72,7	72,5	71,5	73,2	72	73,4	72,8	74	78,9	75,7	78,7	78,8	72,8	
83,6	86,9	90,3	84,7	86	81,1	82,2	81,4	80,4	81,3	79,4	80,2	80,7	85,1	80,1	85,2	82,7	84,9	85	77,6	
85,9	87,2	89,9	86,3	85,7	81,8	79,3	79	81,9	84,8	81,6	83,3	88	80,9	80,3	81,1	81	88,4	84,3	77,3	
86	83,7	95	87,9	84,8	78,3	77,1	82,3	82,1	79,6	86,8	87,4	80,6	80,3	81	84,1	87,9	90,1	87,9	85,4	
84,5	86,6	85,6	89,1	90,6	83	80,9	84	86,3	84,5	86,5	84,8	84,2	82,9	83,6	89,4	85	90,1	87,9	95,8	
83,4	83,9	85,4	87,8	86,3	87,4	83,3	83,9	82,8	87,3	84,5	86	87,1	84,8	86,7	85,4	91	90,6	91,9	98,6	
95,3	86,2	82,5	84,1	84,4	86,8	86,1	85,9	86,2	87,2	84,6	84,2	86,6	86,6	88,8	98,6	98,3	95,4	101,7	95,9	
Zonas		Intervalo			Média (HV)		Desvio Padrão													
		Min	Máx	Variação																
Metal Base		72,8	101,7	28,9	85,5		5,21													
Metal de Adição: 1º Passe		71,5	88	16,5	80,2		4,76													
Metal de Adição 2ºPasse		41,2	87	45,8	76,6		8,37													

Fonte: Autoria própria.

No metal-base temos a dureza média de 85,5 HV, ou seja, 2,5% menor do que o valor médio da amostra padrão embora a medida máxima de dureza tenha alcançado 101,7 HV superior a todos os pontos de máximo nas amostras anteriores. O valor mínimo 72,8 HV se encontra razoavelmente longe do valor médio. Mas se observa que o desvio padrão (5,21) não é tão elevado mostrando uma certa uniformidade em toda a amostra.

No metal de adição 1° passe, observa-se um valor médio de 80,2 HV, aproximadamente 1 por cento maior do que a mesma região da amostra padrão. Percebe-se uma boa uniformidade nessa região da amostra devido ao baixo desvio padrão que é 4,76, e que os pontos máximo (88 HV) e mínimo (71,5 HV) estão próximos aos valores médios.

No metal de adição 2° passe, o valor da dureza média é de 76,6 HV, ou seja, 13,5% maior em relação a amostra padrão, provavelmente devido a microestrutura granulada que apresentou um valor de máximo de 87 HV. Embora também exista a insurgência de bolhas que estão relacionadas com o valor mínimo (41,2 HV) e a alta variação, essa região da amostra é razoavelmente uniforme em sua dureza, como se observa no valor do desvio padrão.

Então, o tratamento térmico de recozimento trouxe uma expressiva mudança microestrutural que é negativa em relação ao metal-base (principalmente por anular o encruamento da fabricação da chapa) e positiva em relação as demais regiões do metal de adição devido ao surgimento de grãos e da fase  $\beta$ . Observa-se também uma melhor uniformidade em toda a amostra, sendo que esta pode estar relacionada com a microestrutura rica em precipitações que está presente de forma predominante nas duas últimas regiões.

4.3.6 Amostra 5, 400° durante 2h.

Temos a seguir a amostra 5 (Figuras 86 e 87), ou seja, a amostra tratada a 400°C durante 2

Figuras 86. 87. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 5.

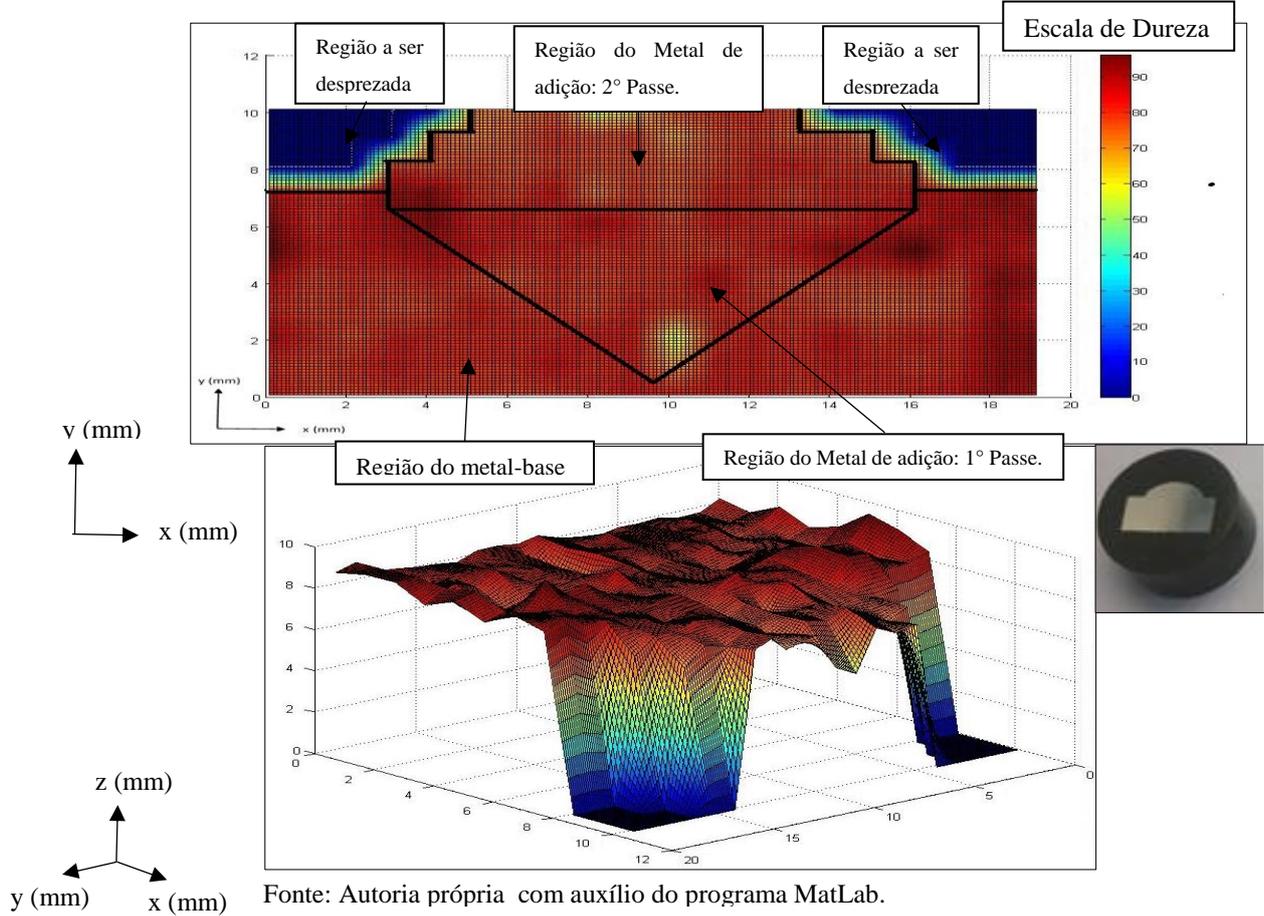


Tabela 11. Medições realizadas na amostra 5 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).

0	0	0	0	0	70,9	69,1	73,5	53,5	58,4	76	78,8	79,8	75,4	0	0	0	0	0	0
0	0	0	0	73,4	68,9	73,3	79,3	75	77,2	65,3	75,3	78,1	73,1	75,7	66,7	0	0	0	0
0	0	0	76,1	74,3	76,2	73,9	77,6	76	76,2	73,2	76,4	80,4	81,6	78,4	78,3	70,6	0	0	0
84,3	80,7	80,1	89,6	90,2	79,4	76,7	84,2	69,3	77,4	72,7	80,8	79,4	76,7	80,8	80,1	84,5	83,7	90,5	84,8
90,7	79,3	82,7	86,9	91,1	81,4	83	79,5	87,1	81,8	75,8	82,3	80,7	79,6	79,4	83,8	82,8	86,7	85,5	88,6
94,6	82,7	82,2	84,4	86,7	83,8	80,1	81,7	78,5	80	77,6	77,4	80,2	83,1	89,9	87	96	81,7	84,7	81,6
84,4	76,6	78,9	77,7	81,1	76,9	74,5	79,1	76,8	78,5	78,8	86,6	77,3	75,3	76,6	75,6	78,1	76,6	90,3	87,7
80,2	76,4	78,2	75,4	76,1	82,2	79,2	78,8	75,8	80,9	78,1	80,1	79,2	78	74,8	71,9	73,3	75,7	88,2	82,1
86,2	80,3	75,2	81,2	81	80,7	79,9	80,9	81,8	82,3	55,3	80	81,6	79,4	84,7	78,6	82,1	80,4	89,6	89,2
79,6	76,9	79,2	82,4	79,8	79,4	79,5	84,1	79,3	81,1	65,4	81,6	81,3	79,6	81,9	80,8	77,9	80,4	89,1	89
82,4	77,8	77,4	79,4	78,7	78,9	76,9	78,3	80,1	83,2	81,1	82,4	82,2	78,6	79,8	80,4	81,7	82,6	88,9	86,1
96																			
Zonas	Intervalo			Média (HV)	Desvio Padrão														
	Min	Máx	Variação																
Metal Base	71,9	96	24,1	81,7	4,56														
Metal de Adição: 1º Passe	55,3	91,1	35,8	80,0	5,36														
Metal de Adição 2ºPasse	53,5	90,2	36,7	75,7	6,43														

Fonte: Autoria própria.  
horas:

No metal-base da amostra 5, verifica-se um valor médio de 81,7 HV, ou seja, uma queda de aproximadamente 6,5%. Também verifica-se que o valor máximo 96 HV, se encontra próximo a zona de soldagem, o que não é comum. Quanto aos demais elementos, a região dessa amostra apresentou-se bastante uniforme, tanto pelo valor do desvio padrão 4,56, quanto ao ponto mínimo (71,9 HV).

Na zona de soldagem no metal de adição 1° Passe se verifica um valor médio de 80 HV, muito próximo ao metal de adição e 0,6 % maior que a mesma região na amostra padrão (79,51 HV). Verifica-se também um valor mínimo de 55,3 HV bem distante do valor médio, o que representa a existência de alguma falha como bolhas. Em relação aos seus valores a amostra nessa região apresentou uma dispersão relevante quando se observa o desvio padrão de 5,36, havendo também um distanciamento no valor do valor máximo (91,1 HV) em relação ao valor médio.

Na zona do metal de adição 1° passe se observa um valor médio de 75,7 HV, o que representou um aumento de 12 % em relação ao valor da dureza média. O valor máximo de 90,2 HV e o mínimo 53,5 HV se encontram longe dos valores médios, podendo estar relacionados com a existência de segregações e também de bolhas. Mas apesar dos extremos, essa região apresentou valores relativamente uniformes como se verifica no valor do desvio padrão (6,43 HV), que para essa região é ligeiramente baixo.

Temos nesta amostra pontos positivos e negativos através da aplicação do tratamento térmico. O mesmo anula com certa intensidade o efeito da conformação mecânica e diminui a dureza no metal-base, mas melhora a dureza nos cordões de solda que estão mais uniformes e mais duros.



No metal-base da amostra 6, se observou uma diminuição expressiva no valor da dureza média, pois o mesmo apresentou uma dureza média de 75 HV. O que corresponde a redução de 14,3% da dureza em relação a amostra padrão, além de uma significativa variação (46,4 HV), e o que corresponde a uma expressiva queda no valor do metal-base mínimo (48,4 HV), provavelmente devido à falta de penetração, além de um significativo desvio padrão (6,75). Assim para esta região, vemos uma certa dispersão em seus valores.

No metal de adição 1º passe, verifica-se também uma queda de 6% no valor médio da dureza (75,4 HV), uma alta variação, além da diminuição do valor mínimo da dureza (39,6 HV) devido à falta de penetração. O valor máximo (96 HV) se relaciona com partículas segregadas que também surgiram e meio a um denso volume de precipitações.

No metal de adição 2º passe se obteve um valor médio de 72,7 HV, sendo aproximadamente 8 por cento maior que a média, embora este apresente um alto desvio padrão (11,19), uma alta variação (50,7 HV) e um valor mínimo de 46,9 HV, provavelmente devido a existência de bolhas. O que chama atenção é que o valor máximo de dureza (97,6 HV) é superior inclusive ao metal-base, o que pode se relacionar com a presença de partículas segregadas de tamanho maior.

Vemos então que o tratamento térmico a essas condições apresentou uma influência parcialmente negativa principalmente no metal-base e no metal de adição 1º Passe. Mas estes resultados não se justificam somente pela ineficiência do tratamento térmico e da nova microestrutura gerada, e sim pela existência de defeitos oriundos do processo de soldagem como bolhas e a falta de penetração.



Verifica-se que o metal-base da amostra tratada nessas condições, apresentou uma dureza média (87,9 HV) ligeiramente maior que a amostra padrão por 0,6%, uma grande uniformidade devido ao baixo valor do desvio padrão (3,5) e uma baixa variação, sendo assim, o valor máximo (97,1 HV) e o valor mínimo (80,9 HV) se encontram próximos do valor médio.

Na região do metal de adição 1° passe se verifica uma dureza média (81,7 HV) 2,75% maior do que a dureza média dessa mesma região na amostra padrão, e também uma grande uniformidade nessa região devido ao baixo desvio padrão (3,32). Assim da mesma forma que o metal-base os valores extremos também se encontram próximos do valor médio. O valor máximo com 88,5 HV e o valor mínimo 75,2 HV.

Na região do metal de adição 2° passe, observou-se uma dureza média de 76,9 HV, ou seja, 14 % maior do que a amostra padrão. Além de uma alta uniformidade do mesmo modo que as demais regiões, pois o valor do desvio padrão (4,55), é pequeno principalmente para essa área, assim como a variação de 24,3 HV, embora o valor mínimo (62,5 HV) se encontre um pouco afastado do valor médio.

Assim temos que o tratamento térmico sob essas condições gerou efeitos positivos nas três zonas, no metal-base vemos o surgimento da fase  $\beta$  nos contornos de grãos alongados e uma maior evolução de precipitações, o que pode justificar o aumento da dureza média, embora não ser esperado tal aumento. Nas zonas do metal de adição no primeiro e segundo passe, observa-se uma uniformidade microestrutural que se trata de grãos ricos em precipitados, cercados pela fase  $\beta$ . O que também contribui para o aumento da dureza assim como a ausência de bolhas.

**4.3.9 Amostra 8, 400°C durante 3h:**

A seguir será apresentada a amostra 8 (Figuras 92 e 93), sendo a mesma tratada 400°C durante 3 horas:

Figuras 92. 93. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 8.

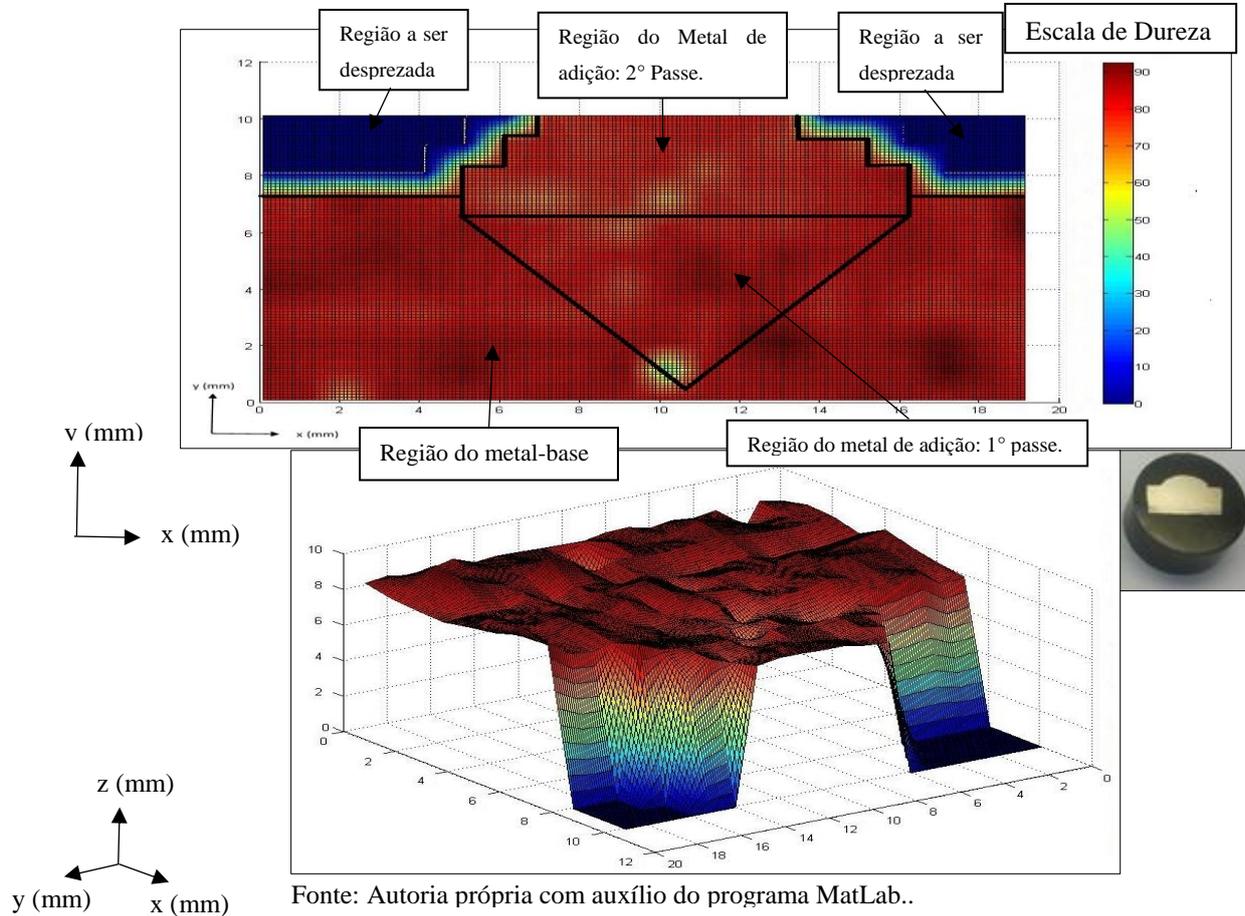


Tabela 14: Medições realizadas na amostra 8 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).

0	0	0	0	0	0	0	76	76,7	78,9	78,9	79,4	79,4	77,4	0	0	0	0	0	0
0	0	0	0	0	0	76,6	78,8	74,4	76,4	77,7	78,9	76,9	73,5	78	67	0	0	0	0
0	0	0	0	0	75,4	77,9	78,8	77,5	77,4	79,4	69,3	78,2	77,8	78,7	80,1	85,2	0	0	0
78,7	76,7	85,4	82,1	80,3	75,6	69	65,4	74,1	76,9	60,4	78,1	75,6	75,8	78	79,1	80,7	78	79,2	88,4
80,8	80,6	82,3	84,7	81,9	84,2	81	80	75	66,8	81,1	76,6	77,9	76,3	79,6	79,9	83	80,8	79,3	91,5
83,7	83,1	85,7	86,3	83,7	82	80,9	76,4	79,9	81,1	82,2	85,8	80	86	81,5	81,7	83,6	81,9	78,6	81,9
88	86,3	84,2	81,9	84,3	81,4	80,5	81,9	80,4	71,8	83	86,3	85,2	82,6	77,9	82	80	77,8	81,6	79,5
80,1	78,1	76,6	77,5	75,7	79,8	78,6	76,1	76,2	77,9	80,5	77,8	81,8	81,7	76,1	81,3	76,8	77,6	77,3	76,7
83,8	83	82,4	82,9	83,8	85,6	84,5	83,6	82,5	83,1	83,1	79,1	87,8	92,4	83,7	82,8	85,4	90,2	82,3	77
84,9	81,2	79,3	81,7	84,9	88,5	82,9	81,3	81,8	86	41,3	81,9	82,1	84,6	83,6	83,1	82,5	92,2	85	78,5
81,6	83,7	62,7	83,4	81,5	82,7	80,8	83,6	83,2	80,9	81,1	81,4	81,9	82,2	81	85,3	82,5	81	83	81,5

Zonas	Intervalo			Média (HV)	Desvio Padrão
	Min	Máx	Variação		
Metal Base	76,7	91,5	14,8	82,6	4,11
Metal de Adição: 1º Passe	75	86	11	81,1	3,44
Metal de Adição 2ºPasse	67	78	11	73,6	5,22

Fonte: Autoria própria.

No metal-base temos um valor médio de 82,6 HV, o que representa uma queda de dureza em relação amostra padrão de 5,6%. A região está mais uniforme, como se observa no baixo desvio padrão (4,11), a baixa variação (14,8 HV), e o valor máximo (91,5 HV) e mínimo (76,7 HV) que estão ligeiramente próximos da média.

No metal de adição 1º passe, verifica-se que a dureza média (81,1 HV) aumentou 2% em relação a amostra padrão. Essa região, também possui uma uniformidade significativa, como podemos observar no baixo desvio padrão (3,44) e uma baixa variação, assim os valores máximo (86 HV) e mínimo (75 HV) estão bem próximos do valor médio da amostra.

No metal de adição 2º Passe, se observa que a dureza média apresentada (73,6 HV) é aproximadamente 9% acima da dureza da mesma região em relação a amostra padrão. A uniformidade também é apreciável, como se verifica através do baixo desvio padrão 5,22, e a baixa variação de 11 HV. Além dos valores máximo (78 HV) e mínimo (67 HV) que estão bem próximos do valor médio.

Nessas condições de tratamento térmico, em termos de dureza, o tratamento removeu os efeitos do encruamento no metal-base, fazendo com que a dureza caísse nessa região, quanto as demais, houve a geração de uma nova microestrutura granulada, e esta apresentou um ganho de dureza bem significativo principalmente na região do metal de adição 2º Passe.

**4.3.10 Amostra 9, 500° durante 3h:**

Temos a seguir a amostra 9 (Figuras 94 e 95), sendo tratada a 500°C durante 3 horas:

Figuras 94 e 95. Gráficos plano e em curvas de nível de dureza da amostra 9.

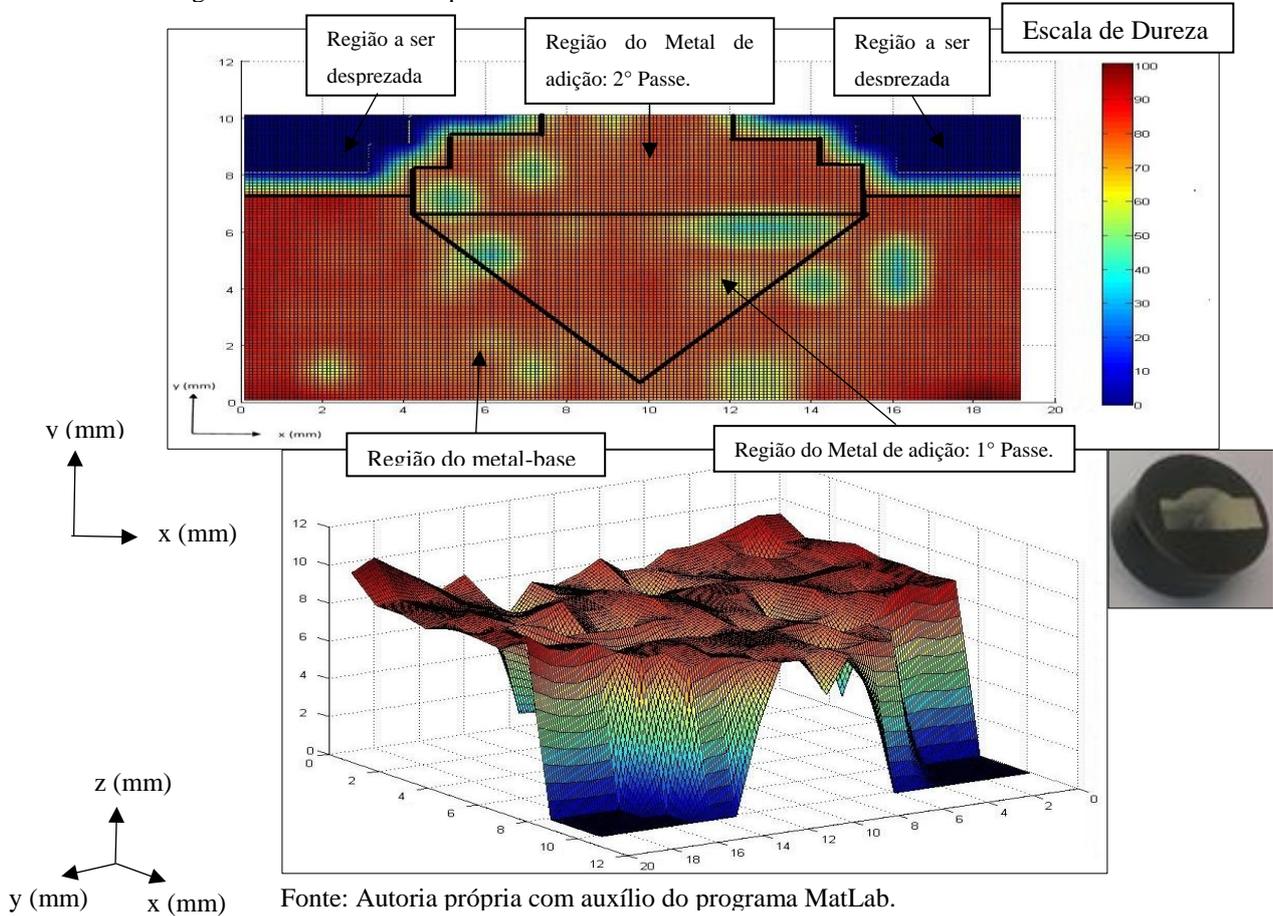


Tabela 15: Medições realizadas na amostra 9 (os valores a seguir estão nas unidades de dureza Vickers-HV).

0	0	0	0	0	0	0	53,1	76,1	57	77,1	77,6	46,5	0	0	0	0	0	0	0
0	0	0	0	0	73,2	75,7	73,2	75,2	71,7	81,4	74,5	77,9	79,3	75,3	0	0	0	0	0
0	0	0	0	71,5	78,6	75,4	47,3	74,8	75,8	76,6	77,2	74,5	81,3	79	77,9	0	0	0	0
88	85,8	89,9	84,5	72,7	35,8	75,9	77,4	75,8	76,4	77,1	77,7	79,2	79,8	79,3	76,9	83,3	80,8	83,8	92,5
86,2	84,7	81,8	83	74,4	71,5	72,8	75,9	67,2	76,9	70,1	58,8	37,2	37,8	47,7	77	78,6	79,2	83,6	80,9
87,2	85,1	77,3	77,7	81,8	64,3	32,5	75,9	76	79,5	76,5	77,7	75,9	75,5	76,1	75,9	38,1	80,4	84,7	82,4
86,7	83,8	82,8	81,7	79,4	64,1	79,2	78,5	77,2	80,1	83,1	68,6	60,5	70	38,6	76,7	33,2	82,3	76,9	82,9
89,4	79,6	77,3	77,1	77,3	79,2	79,6	79,4	77,4	76,8	80,9	74,8	75,1	82,1	79	73,3	77,9	83	80,4	78,2
86,5	83,4	80,7	82,7	75,2	75,3	65,9	73,1	69,8	74,6	78,7	76,9	77,1	75,2	70,4	76,2	78,2	80,4	82	81,5
83,7	82,8	55	80,7	75,7	72,8	75,8	55,5	75	68,6	73,6	73,5	57,2	60,1	75,8	76,3	81,7	80	82,9	81,5
91,8	92,7	88,6	84,3	81,9	81,7	74	74,1	82,7	76	71,9	75,5	61,3	60,7	84,6	78,7	86	93	100,6	94,4
		Zonas		Intervalo			Média (HV)		Desvio Padrão										
				Min	Máx	Varição													
		Metal Base		33,2	100,6	67,4	78,3		10,49										
		Metal de Adição: 1º Passe		32,5	83,1	50,6	71,0		11,85										
		Metal de Adição 2ºPasse		35,8	81,4	45,6	73,0		10,18										

Fonte: Autoria própria.

No metal-base, a dureza média (78,3 HV) apresentou uma queda de 10,5% na dureza em relação a amostra padrão, esse valor de queda é bastante expressivo. Observa-se também uma altíssima variação (67,4HV) entre o valor máximo (100,6 HV) e o valor mínimo (33,2 HV), apresentando também um alto desvio padrão (10,49) logo os valores dessa região estão bem dispersos.

No metal de adição 1° Passe, se observa um resultado não muito diferente do que o metal-base, pois a média da dureza nesta região (71 HV) diminuiu aproximadamente 11%, em relação a mesma região da amostra padrão, apresentando um valor mínimo (32,5 HV) baixíssimo, uma alta variação (50,6 HV) e uma alta dispersão, como se observa no alto valor do desvio padrão (11,85).

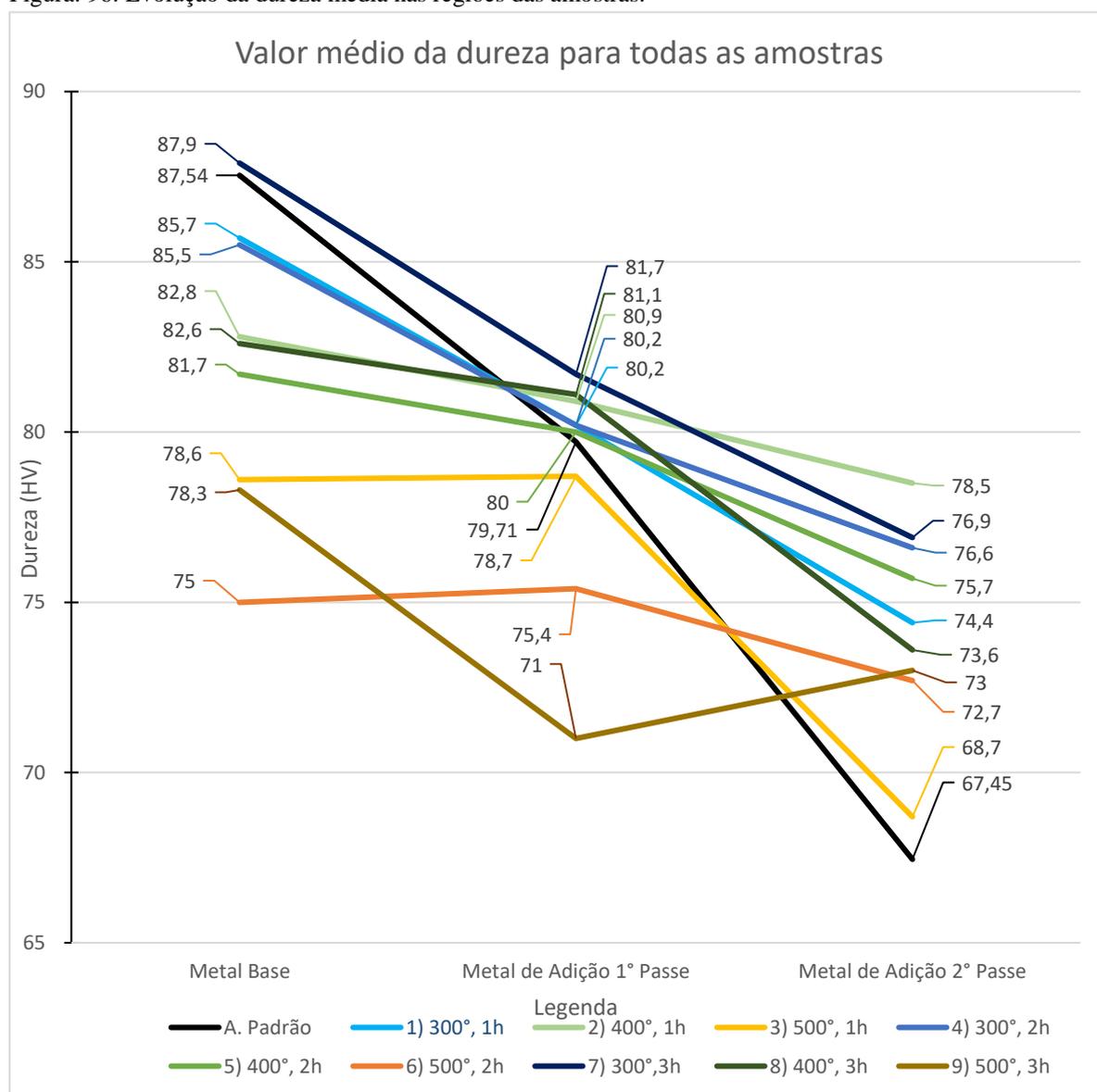
No metal de adição temos ainda um aumento no valor da dureza média (73 HV), o que corresponde a 8% a mais do que a amostra padrão, embora a amostra apresente valores bastante dispersos, como se observa no alto desvio padrão 10,18, uma alta variação (45,6 HV) e um valor mínimo também muito baixo (35,8 HV), diretamente relacionado com o alto volume de bolhas na amostra.

Temos então que o tratamento térmico a essas condições, não foi muito eficaz devido a agressão que este causou na amostra, principalmente no metal-base, devido a microestrutura formada basicamente por precipitações e um alto volume de bolhas, os quais podem ter sido originadas no processo ou mesmo no tratamento térmico devido à alta temperatura. Assim e maneira geral, os ganhos na zona do metal de adição 2° passe, não são mais relevantes que as percas.

#### 4.3.11 Comparação final das durezas médias.

Temos a seguir a comparação final (Figura 96) de todas as regiões no gráfico de barras afim de que se observem os melhores resultados e suas respectivas condições de tratamento térmico:

Figura: 96: Evolução da dureza média nas regiões das amostras.



Fonte: Autoria própria.

Verifica-se uma certa similaridade para mesma temperatura na dureza média das amostras, apesar de alguns desvios, principalmente no metal de adição 2º Passe. De forma geral observa-se que as curvas para mesma temperatura, estão ligeiramente agrupadas, motivo este para se assumir a tonalidade familiar para cada temperatura.

A curva escura representa a amostra padrão que apresenta uma dureza maior do que quase todas as amostras no metal-base, somente uma amostra apresentou uma melhor dureza em relação ao seu metal-base. Na zona do metal de adição 1° passe, a amostra padrão apresentou um valor de dureza intermediário em relação as outras. E na zona do metal de adição 2° passe, percebe-se a região com menor dureza do que todas as outras tratadas termicamente, o que mostra a possibilidade de melhoria dessa propriedade estritamente nessa região.

Na zona do metal-base verifica-se o agrupamento das amostras de mesma temperatura, e é possível observarmos o impacto da temperatura na queda da dureza, pois a medida que se aumentou a temperatura de tratamento, a dureza nessa região diminuiu, tudo isso reflete a mudança microestrutural na forma dos grãos no material, que possivelmente devido a laminação, estejam bem compactos devido ao esmagamento e ao encruamento, como se observou na microscopia. Assim as amostras a 300°C apresentaram um melhor resultado, preservando as condições iniciais da chapa, no caso na amostra 7, observou-se uma pequena melhoria alcançada pela amostra após o tratamento no seu metal-base.

Na zona do metal de adição 1° passe, mas resultados positivos se seguiram, com o contínuo destaque para amostra 7 que permaneceu a apresentar a melhor resposta a aplicação do tratamento térmico. Houve também a evolução na dureza média das amostra 2 e 8 que apresentaram uma certa variação acima da amostra padrão. Quanto as demais, elas se encontram muito próximas da mesma ou em menor valor, como se o tratamento térmico não gerasse um efeito significativo, ou até mesmo negativo, o que aconteceu com as amostras tratadas a 500° C. Vale ressaltar que os defeitos oriundos do processo, neste caso se somam, assim como aconteceu na amostra 6 e 9 que além da redução da dureza microestruturalmente, houve também um significativo volume de bolhas e a ocorrência de defeitos como a falta de penetração, o que também trouxe percas no valor médio da dureza.

Na zona do metal de adição 2° passe, observa-se o maior aumento da dureza na amostra 2, esta apresentou o melhor rendimento nesta zona seguida pela amostra 7 e as demais, permanecendo no menor valor a amostra padrão. O que justifica a aplicação do tratamento térmico estritamente nessa área, pois vemos que a microestrutura apresentada na amostra padrão é distinta em relação à demais tratadas a 300 e 400° C. Mas semelhante à das amostras tratadas a 500°C, que mais uma vez, apresentaram os piores resultados comparados com as demais. Apesar da existência de um alto volume de bolhas e defeitos, os valores correspondentes das medidas são da própria superfície plana, e estes apresentam um baixo rendimento em termos de dureza. Esse fato ocorre pela insurgência predominante da fase  $\alpha$  rica

em precipitações, exceto por alguns poucos pontos ricos em elementos segregados que demonstram os maiores resultados.

#### 4.4 Sugestões

Afim de complementar o estudo da presente obra, sugiro que possam ser desenvolvidas adicionalmente os seguintes ensaios e pesquisas:

- Ensaio de tração com o uso da mesma metodologia deste projeto.
- Ensaio de oxidação com o uso da mesma metodologia deste projeto
- Influência do tratamento térmico de recozimento a diferentes temperaturas e tempos em juntas soldadas de alumínio naval, com resfriamento ao ar livre nos processos de soldagem MIG e TIG.
- Influência do tratamento térmico de recozimento a diferentes temperaturas e tempos na soldagem da liga de aço naval, com resfriamento ao ar livre.
- Influência do tratamento térmico de recozimento em juntas soldadas de alumínio naval a temperatura de 300, 400 e 500 °C com os tempos de 15, 30 e 45 minutos com os processos de soldagem MIG e TIG.

## 5 CONCLUSÃO

Na análise química, verificou-se um grave excesso de magnésio e manganês, assim a chapa utilizada por norma é o alumínio 5083. Este excesso gerou um surgimento mais acentuado da fase  $\beta$ , como observado nas amostras tratadas a 300 e 400°C, além de ter um efeito positivo nas propriedades mecânicas da junta.

Pelos ensaios que foram realizados nas amostras tratadas termicamente, comprovou-se um efeito real sob as diferentes condições de tratamento térmico. Ao analisarmos os ensaios de metalografia e microdureza, observou-se que as regiões visualizadas apresentam várias mudanças microestruturais e mecânicas em relação a amostra padrão. Mudanças que se distinguiram principalmente pela temperatura. Essas distinções estão diretamente ligadas a influência do magnésio como elemento de liga principal, a qual em sua forma concentrada, é influente nos resultados de dureza, mas deprecia a mesma quando este se precipita com os demais elementos na fase  $\alpha$ .

Na região do metal-base pelo ensaio de metalografia não vemos muitas diferenças microestruturalmente, visto que a microestrutura apresentou poucas variações em termos de microconstituintes e algumas amostras não foram visualizadas com nitidez. Mas mecanicamente, observou-se principalmente a queda da dureza em quase todas as amostras tratadas termicamente, efeito justificado pela recristalização de grãos provavelmente encruados durante a laminação da chapa, além da dispersão do magnésio na forma de precipitados. Mas a amostra 7 (tratada a 300°C durante 3 horas), mostrou um resultado diferente das demais, ela mostrou um leve aumento na dureza de 0,75%, o que pode ser justificado pelo surgimento da fase  $\beta$  nos entornos dos grãos da amostra, além de um alto volume de partículas segregadas.

Na zona de soldagem, vemos diversos efeitos microestruturais e o surgimento de variadas microestruturas oriundas de um cordão dendrítico mostrado na amostra padrão, tais como grãos, fases, novas dendritas e etc. É importante salientar que estas microestruturas foram muito influentes principalmente na formação dos novos microconstituintes na zona do metal de adição 1° passe. Nesta região, o tratamento térmico teve um efeito positivo, ou seja, as amostras tratadas a 300° e 400° apresentaram uma dureza relativamente maior que a amostra padrão devido a microestrutura granulada envolvida pela fase  $\beta$ , com destaque mais uma vez a amostra 7 que apresentou uma melhoria em 2,75% em termos de dureza. Diferentemente das amostras tratadas a 500°C, que mostram uma microestrutura predominantemente formada pela fase  $\alpha$  (alumínio mais precipitações), com a presença de algumas segregações de magnésio e outros

elementos, apresentando uma queda na dureza. Assim, o efeito do tratamento térmico a esta temperatura é negativo nesta região.

Na região do metal de adição 2º passe, observou-se um efeito positivo com a aplicação do tratamento térmico em todas as amostras, com destaque a amostra 2 (tratada a 400°C, durante 1 hora) que alcançou um aumento de dureza de 16%. Nesta região, a microestrutura da amostra padrão evoluiu para uma microestrutura granulada nas amostras de 300° e 400°C (o que lhe conferiu um maior aumento da dureza). O que não aconteceu nas amostras de 500°C, permanecendo com uma microestrutura semelhante a amostra padrão rica em precipitações de magnésio e os demais elementos constituintes, não alcançando um alto rendimento em termos de ganho em dureza.

Assim, em função dos resultados alcançados os melhores efeitos do tratamento térmico foram apresentados nas amostras 2 à temperatura de 400°C durante 1h e na amostra 7 à 300°C durante 3 horas.

Sendo as condições de tratamento térmico da amostra 2 estritamente para melhoria do cordão de solda externo a soldagem, pois mesmo este melhorando a dureza também do metal de adição 1º passe em 1,5 %, há uma queda de 6% da dureza no metal-base. Na amostra 7, pode-se utilizar as condições deste, para situações que favoreçam a dureza nas regiões do metal de adição, mas se preserve a dureza no metal-base.

## 6 REFERÊNCIAS

- ALMIR, R. R. **Metalografia preparação de amostras**. 2010.
- **AMERICAN SOCIETY FOR METALS**, Metals Handbook, 8 ed. Vol. 8, Metals Park, 1973, p. 43.
- BARBOSA, C. **Metais não Ferrosos e suas Ligas – Microestrutura, Propriedades e Aplicações**, Editora E-papers, 2014. 532 pgs.
- BARROS, Ricardo Barbosa. **Projeto e construção de embarcações militares e civis na base naval de val-de-cães (BNVC): uma ferramenta para o desenvolvimento da Região Amazônica Oriental**. Rio de Janeiro, 2016.
- BITTENCOURT, A. **Bacia amazônica: vias de comunicação e meios de transporte**. Rio de Janeiro. Ed. ACA, 1957.
- BRADASCHIA, C. **Fundições de Ligas Não Ferrosas**. In: CURSO ABM, 1988, São Paulo.
- Técnicas de Fundição do Alumínio e suas Ligas, São Paulo: ABM, 1988.
- CALLISTER, Jr; WILLIAM, D. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**; Tradução: Sérgio Murilo Stamile Soarres. Rio de Janeiro: LTC, 2008.
- CARDOZO, J. R. G. **A indústria do alumínio: estrutura e tendências**. BNDS, 2009.
- CELESTINO, O. S. F. **Caracterizações de propriedades microestruturais e mecânicas de ligas aa 1100 e aa 5052 processadas pela técnica de laminação acumulativa (accumulated roll bonding –arb)**. São Paulo, 2009. Dissertação de Mestrado – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo.
- CHIAVERINI, Vicent. **Tecnologia Mecânica**. 2. ed. São Paulo: McGraw-Hill, 1986.
- COELHO, A. C. M. A. **Efeito do Tratamento Térmico na Resistência à Corrosão da Liga de Alumínio AA5086 H116**, 2013. Monografia (Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Ceará.
- DUTRA, J.C.; SILVA, R. H. G. e; MARQUES, C. **Características de fusão e potência de soldagem com a transferência mig - cmt versus mig convencional para Alumínio 5183**. Soldag. Insp. São Paulo, Vol. 18, Nº. 01, p.012-018, Jan/Mar 2013.
- EASTERLING, K. E. **Introduction to physical metallurgy of welding**. London: Butterworths, 1983.
- ESAB, **Apostila de Soldagem MIG/MAG**. Pag. 3 e 25, 2005.
- FILHO. A. G. **História econômica da construção naval no brasil: formação de aglomerado e performance inovativa**. Economia, v.12, n.2, p.309–336, 2011.
- FLEMINGS, M. C. **Solidification processing**. New York: McGraw Hill, 1974.
- **Fundamentos e Aplicações do Alumínio, pela Associação Brasileira do Alumínio**.
- Disponível em: <<http://abal.org.br/site/pdf/fundamentos-do-aluminio/001.pdf>> Acessado em: 03/06/2017.

- GROOVER, M. P. **Introdução aos processos de fabricação**. 1. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2014. 737p.
- KEE, Jeom Paik. **Mechanical properties of friction stir welded aluminum alloys 5083 and 5383**. 2013.
- KOU, S. **Welding Metallurgy**. 2. ed. New York: John Wiley & Sons, Inc., 2002.
- KURZ, W.; FISHER, D.J. **Fundamentals of solidification**. Aedermannsdorf, Switzerland: Trans-Tech Publications, 1986. 242p.
- Lima, T. C. **Propriedades mecânicas**. 2011.
- Disponível em: < <http://docplayer.com.br/17967028-Propriedades-mecanicas-v.html> > Acessado em 13/06/17.
- J. MENDONÇA CONSULTORIA; consultor: Luiz Felipe Quaresma. Projeto de assistência técnica ao setor de energia. Relatório Técnico: **Perfil do alumínio**. Ministério de Minas e Energia, 2009.
- LINS, N. V. M.; RODRIGUES, L. R. Q.; BARREIROS, N. R.; MACHADO, W. V. **Construção naval no amazonas: proposições para o mercado**. [S.D].
- LABORATÓRIO DE ÓPTICA: **Espectroscopia óptica**. Instituto de Física de São Carlos. Universidade de São Paulo.
- Disponível em: <<https://hal9k.ifsc.usp.br/~smaira/gradua%c3%a7%c3%a3o/5%c2%ba%20semestre/laborat%c3%b3rio%20de%20f%c3%adsica%20iv/apostila/09espectroscopia.pdf>> Acessado em: 12/06/17.
- MELADO, Marcos Caetano. **Estudo das tensões residuais e caracterização das propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas de liga de alumínio AA5086**/ Marcos Caetano Melado. – Niterói, RJ : [s.n.], 2014.
- MIGUEL, F. **Processamento por fricção linear caracterização e análise de ligas de alumínio processadas AA5083-O e AA7022-T6**. Novembro de 2007. Dissertação de Mestrado – Universidade Técnica de Lisboa.
- NETO, J. C. **Determination of mechanical properties for microhardness mapping in A 5052 aluminum alloy welded by mig process**. CEBECiMat. 2016.
- **PIM fatura R\$ 28,4 bilhões de janeiro a maio de 2016**, por Layana Rios.
- **O alumínio nas águas**, por Marcio Ishikawa. Disponível em: < <http://aluauto.com.br/o-aluminio-nas-aguas/>> Acessado em: 18/11/2017.
- Oliveira, J.B. **Efeitos dos diferentes tempos de recozimento nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de alumínio naval 5052**. 2016.
- Disponível em: < <http://site.suframa.gov.br/noticias/pim-fatura-r-28-4-bilhoes-de-janeiro-a-maio-de-2016>> Acessado em: 18/11/2017.
- PINTO, F. A. M.; MACHADO. M. L. P.; CARDOZO, R. F. A. **Estudo do comportamento do tamanho de grão na laminação do alumínio**. III Jornada de Iniciação Científica do Cefetes I Jornada de Iniciação em Desenvolvimento Tecnológico e Inovação 23-24/10/2008.

- **Processo de Soldagem: MIG/MAG (GMAW)** por ESAB, Centro de Conhecimento. Disponível em: [http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo\\_soldagem\\_mig\\_mag\\_gmaw.cfm](http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_mig_mag_gmaw.cfm) < > Acessado em: 18/11/2017.
- **PRODUCT DATA SHEET - Aluminium 5052** por: UNS. Disponível em: <http://www.southernmfg.com/modules/products/files/Aluminum205052.pdf> < > Acessado em: 18/11/2017.
- **Suframa discute expansão do polo naval**, por Lisângela Costa. Disponível em: [www.suframa.gov.br/suf\\_pub\\_noticias.cfm?id=10454](http://www.suframa.gov.br/suf_pub_noticias.cfm?id=10454) < > Acessado em: 18/11/2017.
- Telecurso 2000, módulo: **Universo da mecânica: Materiais**, pág. 123, Editoração eletrônica: Célia Amorim Pery, 2000.
- Telecurso 2000, módulo: **Universo da mecânica: Tratamentos térmicos**, pág. 4, Editoração eletrônica: Cleide Aparecida da Silva, 2000.
- UHEYAMA, T.; TONG, H.; HARADA, S.; PASSMORE, R.; USHIO M. AC. **Pulsed GMAW improves sheet metal joining**. *Welding journal*. Issue 84(2), p. 40-46, 2005.
- VEIGA, R. S. de S.; COELHO, M. I. B. A. **Setor naval do estado do Amazonas: Análise dos principais segmentos no período de 2009 - 2013**. In: XXXV Encontro nacional de engenharia de produção. Fortaleza-CE, 2015.
- WANG, Bo. CHEN, X. PAN, F. **Effects of cold rolling and heat treatment on microstructure and mechanical properties of AA 5052 aluminum alloy**. 2015.
- WEI. Y; Chung, YI HUNG. Fei. **Weibull statistics for evaluating failure behaviors and joining reliability of friction stir spot welded 5052 aluminum alloy**. Japan Institute of Metals, 2008.
- ZEEMANN, A. **Tensões Residuais de Soldagem**. **Novo Infosolda**. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/metal/tenses-residuais-na-soldagem.pdf> < > Acesso em: 18/11/2017.