



UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA

CENTRO TECNOLÓGICO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE  
MATERIAIS

Giovan Luis Dalmagro

**Estudo da Soldabilidade de Pás de Turbinas de Superliga de Níquel GTD-111  
pelo Processo TIG**

Florianópolis

2023

Giovan Luis Dalmagro

**Estudo da Soldabilidade de Pás de Turbinas de Superliga de Níquel GTD-111  
pelo Processo TIG**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da Universidade Federal de Santa Catarina como requisito parcial para a obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

Orientador: Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez,  
Dr. Eng.

Florianópolis

2023

Ficha de identificação da obra elaborada pelo autor,  
através do Programa de Geração Automática da Biblioteca Universitária da UFSC.

Dalmagro, Giovan Luis

Estudo da Soldabilidade de Pás de Turbinas de Superliga de Níquel GTD-111 pelo Processo TIG / Giovan Luis Dalmagro ; orientador, Carlos Enrique Niño Bohórquez, 2023.  
244 p.

Dissertação (mestrado) - Universidade Federal de Santa Catarina, Centro Tecnológico, Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Florianópolis, 2023.

Inclui referências.

1. Ciência e Engenharia de Materiais. 2. superliga de níquel. 3. soldagem TIG. 4. tratamentos térmicos. 5. metalurgia física. I. Bohórquez, Carlos Enrique Niño . II. Universidade Federal de Santa Catarina. Programa de Pós Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais. III. Título.

Giovan Luis Dalmagro

**Estudo da Soldabilidade de Pás de Turbinas de Superliga de Níquel GTD-111 pelo  
Processo TIG**

O presente trabalho em nível de Mestrado foi avaliado e aprovado, em 16 de março de 2023, pela banca examinadora composta pelos seguintes membros:

Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr. Eng.

Universidade Federal de Santa Catarina

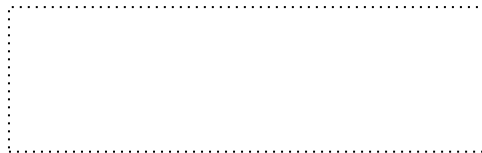
Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Dr. Eng.

Universidade Federal de Santa Catarina

Prof. Mateus Barancelli Schwedersky, Dr. Eng.

Universidade Federal de Santa Catarina

Certificamos que esta é a versão original e final do trabalho de conclusão que foi julgado adequado para obtenção do título de Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.



Coordenação do Programa de Pós-Graduação



Prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, Dr. Eng.

Orientador

Florianópolis, 2023.

A todos aqueles que ainda acreditam que  
a educação salva.

## **AGRADECIMENTOS**

A Deus.

À minha família, em especial aos meus pais, Lucemar e Luiz e ao meu irmão, Jean, que nunca me deixaram saber o que é estar desamparado e sem um lugar para chamar de lar.

Ao meu orientador, prof. Carlos Enrique Niño Bohórquez, que tanto me auxiliou neste trabalho, tanto nos ensinamentos passados, quanto nos trabalhos manuais.

A todos os integrantes do Laboratório de Conformação Mecânica, que atendem todos os estudantes de forma igualitária e não medem esforços para atender a comunidade acadêmica.

Ao Dr. Eng. Ricardo Vilain de Melo e ao M. Eng. Gustavo Freitas, pelo tempo disponibilizado para discussões de resultados, revisões de texto e momentos de descontração.

Ao Dr. Eng. Pedro Lamarão, por ter me orientado no período de graduação e agora, novamente, pela revisão deste trabalho.

A toda a família Souza, em especial à Aline, pelo apoio nos momentos de dificuldade e pela compreensão nos momentos de ausência.

Mas se eu dissesse, meus concidadãos, que enviaremos à Lua, a 240.000 milhas de distância da estação de controle em Houston, um foguete gigante com mais de 300 pés de altura, o comprimento deste campo de futebol, feito de novas ligas metálicas, algumas das quais ainda não foram inventadas, capazes de suportar calor e tensões várias vezes maiores do que nunca antes suportados, montados com uma precisão melhor do que o melhor dos relógios, carregando todos os equipamentos necessários para propulsão, orientação, controle, comunicações, comida e sobrevivência, em uma missão nunca antes tentada, para um corpo celeste desconhecido, e depois devolvê-lo com segurança à Terra, reentrando na atmosfera a velocidades de mais de 25.000 milhas por hora, causando calor cerca de metade da temperatura do Sol e faça tudo isso, e faça certo, e faça primeiro antes que esta década termine, então devemos ser ousados. (Kennedy, John F. – 1962)

## RESUMO

A superliga a base de níquel GTD-111, que é constituída de uma matriz austenítica gama ( $\gamma$ ) e de precipitados gama linha ( $\gamma'$ ), normalmente é utilizada para aplicações em altas temperaturas como turbinas a gás. Devido à severidade de sua aplicação, componentes fabricados em superligas de níquel estão sujeitos a diversos mecanismos de dano metalúrgicos e mecânicos. Este estudo buscou investigar a soldabilidade de pás de turbinas a gás fabricadas em superliga GTD-111 ao realizar reparos de danos por erosão utilizando o processo TIG, e estabelecer os melhores parâmetros de soldagem em várias condições iniciais referentes ao tratamento térmico. Para isto foram avaliadas a presença de trincas e as microestruturas de soldas realizadas nas pás em três condições iniciais (como fornecida e após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial), no estado como soldado (sem tratamento posterior) e com diversos tratamentos térmicos posteriores à soldagem (precipitação e solubilização seguida de precipitação). Foram analisados os precipitados  $\gamma'$  e medidos os perfis de dureza na solda (incluindo zona fundida, zona afetada pelo calor e metal de base). Soldagens realizadas nas seguintes condições resultaram em uma microestrutura homogênea e recuperada, livre de defeitos, o que demonstra que a soldagem de palhetas de turbina pelo processo TIG é viável: quando no estado inicial como fornecida, soldagem com aporte térmico de até 8,4 kJ/cm, seguida de tratamento térmico de solubilização e precipitação; quando na condição inicial solubilizada, soldagem com aporte térmico de até 2,1 kJ/cm, seguida de tratamento térmico de solubilização e precipitação e quando na condição inicial envelhecida, soldagem com aporte térmico de até 4,3 kJ/cm, seguida de tratamento térmico de solubilização e precipitação.

**Palavras-chave:** superliga a base de níquel; GTD-111; soldagem TIG; soldabilidade; tratamentos térmicos.



## ABSTRACT

The GTD-111 nickel-based superalloy which consists of a gamma austenitic matrix ( $\gamma$ ) and gamma prime precipitates ( $\gamma'$ ), is normally used in high temperature applications such as gas turbines. Due to the severity of their application, components manufactured in nickel superalloys are subject to several metallurgical and mechanical damage mechanisms. This study sought to investigate the weldability of gas turbine blades manufactured in GTD-111 superalloy, when repairing erosion damage using the TIG process, and to establish the best welding parameters in various initial conditions related to heat treatment. For this, the presence of cracks and the microstructures of welds carried out on the blades were evaluated in three initial conditions (as supplied and after heat treatments of solubilization and artificial aging), in the state as welded (without subsequent treatment) and several heat treatments subsequent to the welding (precipitation and solubilization followed by precipitation). The  $\gamma'$  precipitates were analyzed and the hardness profiles in the weld (including melted zone, heat affected zone and base metal) were measured. Welding carried out under the following conditions resulted in a homogeneous and recovered microstructure, free of defects, which demonstrates that welding turbine blades using the TIG process is feasible: when the initial state as supplied, welding with heat input of up to 8.4 kJ/cm, followed by heat treatment of solubilization and precipitation; when in the initial solubilized condition, welding with heat input of up to 2.1 kJ/cm, followed by heat treatment of solubilization and precipitation and when in the initial aged condition, welding with heat input of up to 4.3 kJ/cm, followed by heat treatment of solubilization and precipitation.

**Keywords:** nickel-based superalloy; GTD-111; TIG welding; weldability; heat treatment.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Tensão de ruptura de algumas superligas após 100h em função da temperatura (Adaptado de ASM, 2002).....	29
Figura 2: Curva típica de fluência (Adaptado de REED, 2006). ....	32
Figura 3: Fratura de fluência na base de uma pá de turbina a gás (ASM, 2002). ....	32
Figura 4: Seção de uma turbina a gás (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002). ...	34
Figura 5: Pás do primeiro e segundo estágios de uma turbina (GIAMPAOLO, 2006). .....	35
Figura 6: Seção transversal de turbina Rolls-Royce Trent utilizada na aviação, com seus componentes e temperatura de trabalho (CERVENKA, 2000). ....	36
Figura 7: Erosão em uma pá de turbina (CARTER, 2005). ....	38
Figura 8: Desenvolvimento das superligas nos 90 (REED, 2006).....	41
Figura 9: Tabela periódica indicando os elementos presentes nas superligas (Adaptado de ASM, 2002). ....	42
Figura 10: a) grãos equiaxiais, b) crescimento direcional, c) monocristal (REED, 2006). .....	45
Figura 11: Ilustração da microestrutura dos três tipos de pás descritos na Figura anterior (REED, 2006).....	45
Figura 12: Micrografias da superliga GTD-111: a) longitudinal b) transversal (TURAZI, 2014). ....	45
Figura 13: Micrografia de MEV da superliga GTD-111 (CORTEZ, 2014).....	47
Figura 14: Micrografia de MEV da superliga GTD-111 (CORTEZ, 2014).....	47
Figura 15: Micrografia de uma superliga ilustrando um carboneto do tipo MC (LVOVA, 2007). ....	48
Figura 16: Micrografia de uma superliga, ilustrando carbonetos secundários, destacados por setas, em forma de filmes contínuos nos contornos de grão (LVOVA, 2007). ....	49
Figura 17: Micrografia de MEV de uma superliga de níquel RR1000 tratada termicamente a 750 °C por 5000 h, destacando a precipitação de fases topologicamente fechadas nos contornos de grão (REED, 2006).....	49
Figura 18: Relação entre a resistência a fluência e a porcentagem volumétrica de $\gamma'$ em várias superligas (TURAZI, 2014 apud DURAND-CHARRE, 1997).....	51

Figura 19: Micrografia de uma liga GTD-111 apresentando: a) material como novo e b) material envelhecido (CHOI et al., 2008). .....	53
Figura 20: Ilustração da evolução da microestrutura de uma superliga com o seu envelhecimento (DONACHIE; DONACHIE, 2002). .....	53
Figura 21: Imagem de MET (microscópio eletrônico de transmissão) da liga Nimonic 115, após tratamento térmico a 1145 °C por 24 h, destacando precipitados $\gamma'$ . (i) partícula $\gamma'$ de morfologia cuboide, (ii) zona livre de precipitados e (iii) fina dispersão de partículas esféricas de $\gamma'$ (REED, 2006).....	53
Figura 22: Diagrama esquemático que ilustra a evolução da morfologia do precipitado $\gamma'$ durante o envelhecimento: esquerda projeção $\{111\}$ e direita $\{001\}$ (REED, 2006). .....	54
Figura 23: Avaliação do tamanho médio de $\gamma'$ e da dureza de uma liga GTD-111 nova e envelhecida (TURAZI, 2014). .....	55
Figura 24: Micrografias de MEV da liga GTD-111 nas seguintes condições de envelhecimento a 850 °C: a) novo, b) 250 h, c) 500 h, d) 750 h, e) 1000 h, f) 1250 h, g) 1500 h, h) 1750 h, i) 2000 h (CORTEZ, 2014). .....	56
Figura 25: Esquema de trincas de soldagem (Adaptado de ANDERSSON, 2011). ..	58
Figura 26: Micrografia de MEV de superliga de níquel, destacando os microconstituintes eutéticos $\gamma$ -Laves e $\gamma$ -NbC (DUPONT; ROBINO; MARDER, 1999). .....	59
Figura 27: Influência do intervalo de solidificação no tamanho máximo da trinca (DUPONT; ROBINO; MARDER, 1999). .....	60
Figura 28: Micrografia da ZPF de uma superliga GTD-111 (SAID; SYARIF; SAJURI, 2009). .....	61
Figura 29: Micrografias de MEV da liga IN738LC soldadas com processo laser, destacando trincas de liquação a) a partir da liquação de $\gamma$ - $\gamma'$ eutético e b) a partir de carboneto MC (Adaptado de MONTAZERI; GHAINI; OJO, 2013).....	62
Figura 30: Ciclos térmicos de soldagem e tratamento térmico (Adaptado de KOU, 2003). .....	65
Figura 31: Propagação de trinca na superliga de níquel Rene 41 (PRAGER; SHIRA, 1968). .....	65
Figura 32: Regiões da ZAC em solda de aço baixo carbono de passe único (Adaptado de KOU, 2003). .....	66

Figura 33: Crescimento epitaxial de grãos a partir da linha de fusão (Adaptado de KOU, 2003). .....	66
Figura 34: Curvas de susceptibilidade de trincas de reaquecimento (Adaptado de KOU, 2003). .....	67
Figura 35: Efeito da taxa de aquecimento no tratamento térmico pós soldagem para a superliga de níquel Rene 41 (Adaptado de KOU, 2003). .....	68
Figura 36: Relação da % em peso de Al e Ti com a dificuldade de soldar (Adaptado de KELLY, 1990). .....	69
Figura 37: Micrografia de MEV de uma superliga GTD-111 (a) destacando regiões dendríticas e interdendríticas; (b) após TTPS e (c) concentração de Al e Ti antes e depois do TTPS (Adaptado de WANG, 2021). .....	70
Figura 38: Microestrutura obtidas por MO (a) e MEV (b e c) do material como recebido (ATHIROJ; WANGYAO, 2015). .....	71
Figura 39: Micrografias de MEV das amostras no estado como soldado, após TTPS e das trincas observadas (ATHIROJ; WANGYAO, 2015). .....	72
Figura 40: Diagrama de soldabilidade de uma chapa de IN718 forjada (DYE; HUNZIKER; REED, 2001). .....	74
Figura 41: Exemplo do efeito da velocidade de soldagem e da potência efetiva na penetração do cordão e na largura da ZAC: (a) baixa potência e baixa velocidade e (b) alta potência e alta velocidade (DUPONT, MARDER, 1995). .....	74
Figura 42: Efeito da velocidade de soldagem na formação dos grãos da ZF. (Adaptado de KOU, 2002). .....	76
Figura 43: Cordões de solda realizados em alumínio 99,96% com velocidades de (a) 1000 mm/min e (b) 250 mm/min (ARATA et al., 1973). .....	77
Figura 44: Micrografia de MEV da GTD-111 como recebido, após o serviço (a): regiões dendríticas e (b) multifases encontradas (ATHIROJ et al., 2018). .....	79
Figura 45: Micrografias de MO das regiões soldadas (a) TIG e (b) Laser (ATHIROJ et al., 2018). .....	79
Figura 46: Variação do tamanho dos precipitados e sua porcentagem volumétrica com a variação do aporte térmico na soldagem TIG, na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) a) tamanho e b) porcentagem volumétrica (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018). .....	80

Figura 47: Variação do tamanho dos precipitados e sua porcentagem volumétrica com a variação do aporte térmico na soldagem TIG na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018). .....	81
Figura 48: Micrografias de MEV de amostras soldadas pelo processo TIG com aporte térmico de 135 J/mm nas condições a) como soldada e b) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018). .....	81
Figura 49: Variação do tamanho dos precipitados (a) e sua porcentagem volumétrica (b) com a variação do aporte térmico na soldagem laser, na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018). .....	82
Figura 50: Perfis de dureza das amostras soldadas com TIG a) como soldada e b) após TTPS (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018). .....	83
Figura 51: Perfis de dureza das amostras soldadas a laser a) como soldada e b) após TTPS (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018). .....	83
Figura 52: Palheta de turbina de superliga de níquel GTD-111 .....	85
Figura 53: Região de corte das pás. ....	87
Figura 54: Método de medição do tamanho dos precipitados e da porcentagem de área através do software <i>ImageJ</i> . ....	90
Figura 55: Ilustração de como foram realizados os perfis de dureza em cada uma das amostras. ....	91
Figura 56: Fluxograma da realização do experimento. ....	91
Figura 57: Aspecto visual da palheta soldada na condição inicial como fornecida. ..	94
Figura 58: Análise visual da palheta como soldada na condição solubilizada (A) aporte térmico 4,3 kJ/cm (B) aporte térmico 8,4 kJ/cm. ....	95
Figura 59: Análise visual da palheta como soldada no estado inicial envelhecido, cordão realizado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm. ....	96
Figura 60: Micrografia de MEV da palheta de controle, na condição do material como fornecido. ....	97
Figura 61: EDS da amostra como fornecida. ....	98
Figura 62: Micrografia de MO da palheta soldada no estado inicial como fornecida e não submetida a TTPS (estado como fornecida). Os aportes térmicos foram: (A) 2,1 kJ/cm, (B) 4,3 kJ/cm e (C) 8,4 kJ/cm. ....	99
Figura 63: Micrografia de MEV da palheta como soldada, como fornecida na condição de aporte térmico de 8,4 kJ/cm da região de ZF. ....	100

Figura 64: Pontos analisados por EDS na região observada de MEV na Figura anterior. .....	100
Figura 65: Formação de trincas de liquação na ZAC (Adaptado de WANG; TAHERI, 2021). .....	101
Figura 66: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como fornecida e não submetida a TTPS: (A) região da ZAC e (B) região do MB. .....	102
Figura 67: Micrografias de MO da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado inicial como fornecida: (A) submetida a TTPS de precipitação; (B) submetida a TTPS de solubilização e precipitação (B). .....	103
Figura 68: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte de 4,3 kJ/cm no estado inicial como fornecida e depois submetida a TTPS de precipitação: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. .....	105
Figura 69: Micrografias de MEV da ZF da palheta soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como fornecida e submetida a TTPS de precipitação, destacando a segregação nas ZID (A) e trincas de reaquecimento (B). .....	106
Figura 70: EDS identificando a fase MC. .....	106
Figura 71: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm na condição inicial como fornecida e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. .....	107
Figura 72: Micrografia de MEV da amostra solubilizada, condição pré-soldagem. .....	108
Figura 73: Montagem de micrografias de MO da palheta soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizado e não submetida a TTPS. .....	109
Figura 74: Micrografia de MO da amostra após TTPS de solubilização e precipitação na condição inicial solubilizada, com aporte térmico de 2,1 kJ/cm. .....	109
Figura 75: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não submetida a TTPS: (A) região da ZF, (B) região da ZAC e (C) região do MB. .....	111
Figura 76: Micrografia de MEV da solda realizada com aporte térmico de 4,3 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não submetida a TTPS destacando trincas de liquação ocorridas durante a soldagem. .....	112
Figura 77: Micrografia de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de precipitação. .....	113

Figura 78: Micrografias de MEV da região da ZAC da amostra soldada na condição inicial solubilizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm e submetida a TTPS de precipitação, (A) imagem de MEV utilizando elétrons secundários para geração da imagem e (B) imagem de MEV utilizando os elétrons retroespalhados para geração da imagem.....	114
Figura 79: Mapa de composição química da região apresentada na Figura anterior. ....	115
Figura 80: Composição química de um carboneto do tipo MC (MERINI, 2019). ....	116
Figura 81: Micrografia de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, destacando trincas de reaquecimento e vazios gerados após a soldagem, durante o TTPS. ....	117
Figura 82: Micrografias de MEV, destacando trincas de reaquecimento em amostras soldadas de superliga GTD-111 (Adaptado de WANG; TAHERI, 2021). ....	117
Figura 83: Micrografias de MEV da amostra soldada na condição solubilizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento, (A) região da ZF, (B) região da ZAC e (C) região do MB. ....	118
Figura 84: Micrografia de MEV da ZF da palheta solubilizada, soldada com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.....	119
Figura 85: Micrografia de MEV da palheta envelhecida, pré soldagem, precipitados $\gamma'$ e carbonetos MC indicados por setas. ....	120
Figura 86: EDS de alguns pontos da microestrutura da palheta envelhecida artificialmente. ....	121
Figura 87: Imagens de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial envelhecida e não submetida a TTPS (estado como soldado): (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. ....	123
Figura 88: Microtrincas de liquação, amostra como soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, região da ZAC, próximo à linha de fusão. ....	124
Figura 89: Imagens de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial envelhecida, submetida a TTPS de solubilização e precipitação...	125
Figura 90: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ primários e secundários, da solda realizada na palheta como fornecida, e não submetida a TTPS (estado com soldada). ....	128

Figura 91: Porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ primários e secundários, da solda realizada na palheta como fornecida, e não submetida a TTPS (estado como soldada). .....	129
Figura 92: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ primários e secundários, da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de precipitação. .....	129
Figura 93: Porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ primários e secundários, da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de precipitação. .....	129
Figura 94: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ , da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	130
Figura 95: Porcentagem de área média dos precipitados $\gamma'$ , da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	130
Figura 96: Tamanho médio dos precipitados $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, não submetida a TTPS. ....	132
Figura 97: Porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, não submetida a TTPS. ....	133
Figura 98: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ , na solda realizada na palheta soldada no estado solubilizado, e submetida a TTPS de precipitação. ....	133
Figura 99: Porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, e submetida a TTPS de precipitação. ....	134
Figura 100: Tamanho médio dos precipitados $\gamma'$ da palheta soldada no estado solubilizado, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	134
Figura 101: Porcentagem de área média dos precipitados $\gamma'$ da palheta soldada no estado solubilizado e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	135
Figura 102: Tamanho médio dos precipitados $\gamma'$ , da palheta como soldada no estado envelhecido. ....	137
Figura 103: Porcentagem de área médias dos precipitados $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e não submetida a TTPS (estado como soldado). ....	137
Figura 104: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de precipitação. ....	138
Figura 105: Porcentagem de área média de $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida TTPS de precipitação. ....	138



Figura 106: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	139
Figura 107: Porcentagem de área médias dos precipitados $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	139
Figura 108: Micrografia de MEV da palheta soldada na sua condição como fornecida, destacando as indentações realizadas. ....	140
Figura 109: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB no estado como soldado, das soldas realizadas na condição inicial como fornecida, com aportes térmicos de 2,1 kJ/cm, 4,3 kJ/cm e 8,4 kJ/cm. ....	142
Figura 110: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado como fornecida (com três níveis de energia) e submetida a TTPS de precipitação. ....	143
Figura 111: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado inicial como fornecida (com diversas energias) e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	143
Figura 112: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta solubilizadas, como soldadas, com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, 4,3 kJ/cm e 8,4 kJ/cm. ....	145
Figura 113: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada com diversas energias no estado inicial solubilizada e submetida a TTPS de precipitação. ....	146
Figura 114: Durezas Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada com várias energias na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. ....	147
Figura 115: Durezas Vickers medidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada na condição inicial envelhecida, com diversos aportes térmicos e não submetida a TTPS. ....	148
Figura 116: dureza Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada na condição inicial envelhecida, com diversos aportes térmicos e submetida a TTPS de precipitação. ....	149
Figura 117: Durezas Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado envelhecido com diversos aportes térmicos e submetida aos TTPS de solubilização e precipitação. ....	150
Figura 118: Montagem de micrografias da solda obtidas por MO, exemplificando a forma com que foi medido a penetração da ZF. ....	151

Figura 119: Perfil de dureza Vickers obtido na amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm na condição inicial como fornecida e não submetida a TTPS. ....	151
Figura 120: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição como fornecida. ....	153
Figura 121: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição solubilizada. ....	153
Figura 122: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição envelhecida. ....	153

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Efeito em algumas propriedades relacionadas à corrosão nas superligas que alguns elementos causam (ASM, 2002).....	30
Tabela 2: Composição química de algumas superligas a base de níquel (TURAZI, 2014).....	39
Tabela 3: Relação de elementos e efeitos nas superligas (ASM, 2002). ....	42
Tabela 4: Constituintes presentes nas superligas (ASM, 1991).....	50
Tabela 5: Parâmetros utilizados no experimento (ATHIROJ; WANGYAO, 2015). ....	71
Tabela 6: Aportes térmicos utilizados e velocidades de resfriamento calculadas no estudo de Dye, Hunziker e Reed (2001). ....	76
Tabela 7: Parâmetros utilizados nos experimentos (ATHIROJ et al., 2018).....	78
Tabela 8: Composição química da superliga de níquel GTD-111 estudada. ....	84
Tabela 9: Parâmetros utilizados de soldagem.....	86
Tabela 10: Tempos e temperaturas das etapas do TTPS. ....	88
Tabela 11: Resumo dos resultados do exame visual das palhetas, quanto à ocorrência de trincas.....	96
Tabela 12: Porcentagem em peso dos elementos químicos identificados nos pontos 1 e 3 da micrografia da amostra na condição como fornecida. ....	98
Tabela 13: Percentual em peso dos elementos químicos mapeados pelo EDS da Figura anterior. ....	101
Tabela 14: Composição química dos pontos 1 e 3 da Figura anterior. ....	121
Tabela 15: Resumo das análises das micrografias de MO e MEV, quanto à ocorrência de trincas de liquação e de trincas reaquecimento. ....	126
Tabela 16: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ primários e secundários e a sua porcentagem de área na palheta como fornecida, antes da soldagem. ....	127
Tabela 17: Tamanhos médio dos precipitados $\gamma'$ e sua porcentagem de área, para a palheta soldada no estado inicial como fornecido. ....	127
Tabela 18: Tamanho médio dos precipitados $\gamma'$ na palheta submetida a tratamento de solubilização, antes da soldagem.....	131
Tabela 19: Tamanhos médios dos precipitados $\gamma'$ e sua porcentagem de área, da solda realizada na palheta previamente submetida a tratamento de solubilização. ....	131
Tabela 20: Tamanho médio e porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ medidos na palheta envelhecida. ....	135

Tabela 21: Tamanhos médios e porcentagem de área dos precipitados $\gamma'$ da palheta soldada no estado inicial envelhecido. ....	136
Tabela 22: Resultados de dureza média das regiões de interesse da palheta soldada na condição como fornecida.....	141
Tabela 23: Resultados de dureza média das regiões de interesse da palheta soldada na condição solubilizada. ....	144
Tabela 24: Valores médios e IC das durezas medidas nas regiões de interesse da palheta soldada na condição envelhecida.....	148

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

$\gamma$	Fase gama
$\gamma'$	Fase gama linha
$\gamma - \gamma'$	Estrutura eutética gama – gama linha
$\eta$	Fase ni
$\sigma$	Fase sigma
$\rho$	Densidade do material
C	Calor específico do material
E	Aporte térmico
e	Espessura da chapa
EDS	Espectroscopia por energia dispersiva
HV	Unidade de dureza Vickers
IC	Intervalo de confiança
K	Condutividade térmica do material
LF	Linha de fusão
MB	Metal de base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
MO	Microscópio óptico
$T_0$	Temperatura inicial
$T_c$	Temperatura crítica
$T_{pré}$	Temperatura inicial da chapa
$T_r$	Temperatura de referência
TCP	Fase topologicamente fechada
TIG	Soldagem pelo processo TIG ( <i>Tungsten Inert Gas</i> )
TTPS	Tratamento térmico pós soldagem
$V_r$	Velocidade de resfriamento
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZAC – GF	Zona afetada pelo calor, região de grão fino
ZAC – GG	Zona afetada pelo calor, região de grão grosseiro
ZF	Zona fundida
ZF – ID	Zona fundida, região interdendrítica
ZCP	Zona de crescimento planar

ZPF

Zona parcialmente fundida

## SUMÁRIO

<b>1 INTRODUÇÃO</b> .....	<b>25</b>
1.1 OBJETIVOS GERAIS .....	27
1.1.1 <b>Objetivos Específicos</b> .....	<b>27</b>
<b>2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA</b> .....	<b>28</b>
2.1 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DE MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS .....	28
2.1.1 <b>Resistência à Corrosão</b> .....	<b>29</b>
2.1.2 <b>Resistência à Fluência</b> .....	<b>31</b>
2.2 TURBINAS A GÁS .....	33
2.2.1 <b>Erosão de Pás de Turbinas a Gás</b> .....	<b>36</b>
2.3 SUPERLIGAS DE NÍQUEL .....	38
2.3.1 <b>Desenvolvimento Histórico das Superligas de Níquel</b> .....	<b>40</b>
2.3.2 <b>Superligas para Pás de Turbinas</b> .....	<b>44</b>
2.3.3 <b>Morfologia e Microconstituintes</b> .....	<b>46</b>
2.3.4 <b>Mecanismos de Endurecimento de Superligas</b> .....	<b>50</b>
2.3.5 <b>Transformações Microestruturais em Altas Temperaturas</b> .....	<b>52</b>
2.3.6 <b>Degradação Microestrutural</b> .....	<b>54</b>
2.3.7 <b>Rejuvenescimento Microestrutural</b> .....	<b>57</b>
2.4 SOLDAGEM DE SUPERLIGAS .....	57
2.4.1 <b>Trincas de Soldagem</b> .....	<b>57</b>
2.4.1.1 <i>Trincas de Solidificação</i> .....	58
2.4.1.2 <i>Trincas de Liquação</i> .....	60
2.4.1.3 <i>Trincas de Reaquecimento</i> .....	63
2.5 EFEITOS METALÚRGICOS DO APORTE TÉRMICO.....	73
<b>3 MATERIAIS E MÉTODOS</b> .....	<b>84</b>
3.1 MATERIAL DE BASE.....	84
3.2 AMOSTRAS SOLDADAS E AMOSTRA DE CONTROLE.....	85
3.3 MÉTODOS .....	88
3.3.1 <b>Microscopia Óptica</b> .....	<b>88</b>
3.3.2 <b>Microscopia Eletrônica de Varredura</b> .....	<b>89</b>
3.3.3 <b>Dureza Vickers</b> .....	<b>90</b>

<b>4 RESULTADOS E DISCUSSÕES</b> .....	<b>92</b>
4.1 CÁLCULO DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO.....	92
4.2 ANÁLISE MACROESTRUTURAL.....	93
4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	96
<b>4.3.1 Condição Inicial Como Fornecida</b> .....	<b>97</b>
<b>4.3.2 Condição Inicial Solubilizada</b> .....	<b>108</b>
<b>4.3.3 Condição Inicial Envelhecida</b> .....	<b>119</b>
4.4 TAMANHO DOS PRECIPITADOS $\Gamma'$ .....	126
<b>4.4.1 Condição Inicial Como Fornecida</b> .....	<b>127</b>
<b>4.4.2 Condição Inicial Solubilizada</b> .....	<b>130</b>
<b>4.4.3 Condição Inicial Envelhecida</b> .....	<b>135</b>
4.5 EVOLUÇÃO DA DUREZA.....	139
<b>4.5.1 Condição Inicial Como Fornecida</b> .....	<b>140</b>
<b>4.5.2 Condição Inicial Solubilizada</b> .....	<b>144</b>
<b>4.5.3 Condição Inicial Envelhecida</b> .....	<b>147</b>
4.6 PENETRAÇÃO DA ZONA FUNDIDA E LARGURA DA ZONA AFETADA PELO CALOR.....	150
<b>5 CONCLUSÕES</b> .....	<b>154</b>
5.1 RESUMO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS.....	154
5.2 CONCLUSÕES FINAIS.....	156
<b>6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS</b> .....	<b>158</b>
<b>REFERÊNCIAS</b> .....	<b>159</b>
<b>APÊNDICE A – PERFIS DE MICRODUREZA</b> .....	<b>163</b>
<b>APÊNDICE B – IMAGENS EM TAMANHO MAIOR</b> .....	<b>177</b>



## 1 INTRODUÇÃO

Superligas de níquel estão entre os materiais mais complexos já desenvolvidos, sendo, dentre os materiais disponíveis atualmente, as únicas candidatas para utilização em ambientes muito severos. Entre as suas principais aplicações, destacam-se as pás de turbinas a gás, usadas para geração de energia e para propulsão a jato na aviação.

A grande variedade de elementos de liga e as necessidades especiais de fundição, no caso da fabricação de pás na forma monocristalina ou com grãos colunares, obtidos mediante solidificação direcional, fazem com que o custo de fabricação destes componentes seja muito elevado. Outro fator que também deve ser considerado é a grande responsabilidade destes componentes, pois a falha pode causar prejuízos incalculáveis e até a perda de vidas humanas.

A microestrutura das superligas de níquel é constituída de sua matriz austenítica  $\gamma$ , carbonetos do tipo MC e seus precipitados coerentes  $\gamma'$ , de composição  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ , que atuam como barreiras para movimentação de discordâncias, endurecendo o material. Pelo fato do níquel não sofrer transformações polimórficas no estado sólido, aliado à grande resistência fornecida pelos precipitados  $\gamma'$  e por elementos em solução sólida, as superligas de níquel podem trabalhar em temperaturas que chegam a até 70% da sua temperatura de fusão em valor absoluto.

Apesar da elevada resistência mecânica e a fluência das superligas de níquel, elas sofrem envelhecimento microestrutural durante o trabalho. Os precipitados  $\gamma'$  deixam de ser coerentes e coalescem, diminuindo a resistência da liga. Para a recuperação microestrutural do material pode ser realizado tratamento de rejuvenescimento, que é constituído de tratamentos térmicos de solubilização e reprecipitação. Apesar de não recuperarem completamente a microestrutura, estes tratamentos prolongam a vida dos componentes fabricados nessas ligas, sendo assim de grande importância econômica.

Pás de turbinas a gás podem sofrer diversos problemas mecânicos que podem levar a falhas do componente. Entre as mais comuns, destaca-se a erosão, causada pela entrada de partículas sólidas na turbina, como partículas de areia ou gelo, que se chocam com as palhetas e danificam a superfície da pá, aumentando a

sua área superficial e a rugosidade, conseqüentemente, diminuindo a eficiência da turbina. Na grande maioria dos casos, não há como impedir a entrada de partículas sólidas na turbina, pois sistemas de filtragem do ar causariam distúrbios no fluxo de admissão (entrada), situação indesejável no funcionamento de uma turbina. Assim a principal forma de reduzir os danos por erosão é através da aplicação de camadas superficiais de material cerâmico, que aumentam a resistência à erosão da pá. A aplicação deste revestimento também diminui a temperatura a qual o material da superfície da palheta é exposto, aumentando a sua vida em fluência.

Na ocorrência da erosão, uma das formas de reparo é a usinagem da superfície para remoção do defeito, seguido da deposição de material por soldagem, de modo a recuperar a geometria original do componente, neste caso a palheta da turbina. Os processos de soldagem mais utilizados para a reparação de pás de turbina a gás fabricadas em superliga de níquel são os processos TIG (*Tungsten Inert Gas*), laser e feixe de elétrons. Os três apresentam resultados bastante satisfatórios, com recuperação total do componente e baixa degradação microestrutural.

A grande quantidade de elementos químicos e a grande variedade de fases presentes na microestrutura, faz com que a soldagem deste tipo de material seja um grande desafio. Um dos requisitos no processo de soldagem é utilizar o mínimo de aporte térmico (*heat input*), pois quanto maior for este, maior a probabilidade de ocorrerem problemas de soldagem, com destaque para as trincas. Estas podem ocorrer de diversas formas e mecanismos. As principais trincas que podem ocorrer nas superligas são: trincas de solidificação, de liquação e as de reaquecimento.

Para a soldagem de superligas pode-se fazer um tratamento térmico prévio, com a solubilização dos elementos de liga na matriz, visando aumentar a tenacidade da liga. Também é comum que se realize a solda da liga no material envelhecido, já que nesse estado também apresenta elevada tenacidade, quando comparado ao material novo. No caso da soldagem com o material envelhecido, durante a soldagem é esperado que ocorra superenvelhecimento na ZAC. No caso da soldagem do material em estado solubilizado, é esperado que ocorra precipitação na ZAC. Assim, após a soldagem, é necessário realizar novamente um tratamento térmico de solubilização para homogeneizar a microestrutura, seguido de um tratamento de precipitação, para endurecer a liga e torná-la apta ao serviço, ou apenas precipitação, dependendo da condição inicial de soldagem.

## 1.1 OBJETIVOS GERAIS

O objetivo geral deste trabalho foi o de estudar a soldabilidade de pás de turbinas a gás fabricadas em superliga de níquel GTD-111 pelo processo TIG, quando do reparo das mesmas.

### 1.1.1 Objetivos Específicos

- Identificar e caracterizar a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor (ZAC) e metal de base (MB), ou seja, zona não afetada termicamente;
- Avaliar qualitativamente e quantitativamente o efeito da variação do aporte térmico na evolução da ZF, ZAC e sua influência nos precipitados  $\gamma'$ ;
- Estabelecer os melhores parâmetros de soldagem e tratamento térmico posterior, que permitam evitar defeitos (como trincas) e ter um adequado tamanho e distribuição de precipitados  $\gamma'$ .

## 2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nesta revisão serão abordadas as características e propriedades de materiais para aplicação em altas temperaturas, o contexto histórico do desenvolvimento desses materiais, com ênfase nas superligas de níquel. Em seguida serão discutidas as particularidades das superligas de níquel, seus microconstituintes, mecanismos de endurecimento atuantes, envelhecimento em serviço e tratamentos térmicos indicados para o seu rejuvenescimento.

Na última parte, será abordada a soldagem de superligas de níquel, as dificuldades e principais defeitos recorrentes.

### 2.1 CARACTERÍSTICAS E PROPRIEDADES DE MATERIAIS PARA APLICAÇÃO EM ALTAS TEMPERATURAS

Pás (também chamadas de palhetas) de turbinas a gás estão sujeitas a temperaturas de serviço muito altas, podendo ultrapassar até 1000 °C no primeiro estágio de uma turbina, que é o mais quente. Superligas de níquel se destacam pela sua capacidade de manter suas propriedades mecânicas até temperaturas muito próximas à sua temperatura de fusão (REED, 2006).

Na Figura 1 é apresentado um gráfico de tensão de ruptura em função da temperatura de algumas superligas mais comuns no mercado. No eixo “y” do gráfico é representado a tensão de ruptura a após 100 h de trabalho em alta temperatura e no eixo “x” a temperatura de trabalho. Nota-se que as superligas de níquel endurecidas por precipitação apresentam a melhor performance. Uma importante propriedade de um material para aplicação em altas temperaturas é a sua resistência à fluência quando operando em temperaturas próximas do seu ponto de fusão. Algumas superligas podem trabalhar a temperaturas de até 0,7 da sua temperatura de fusão em valor absoluto (ASM, 2002).

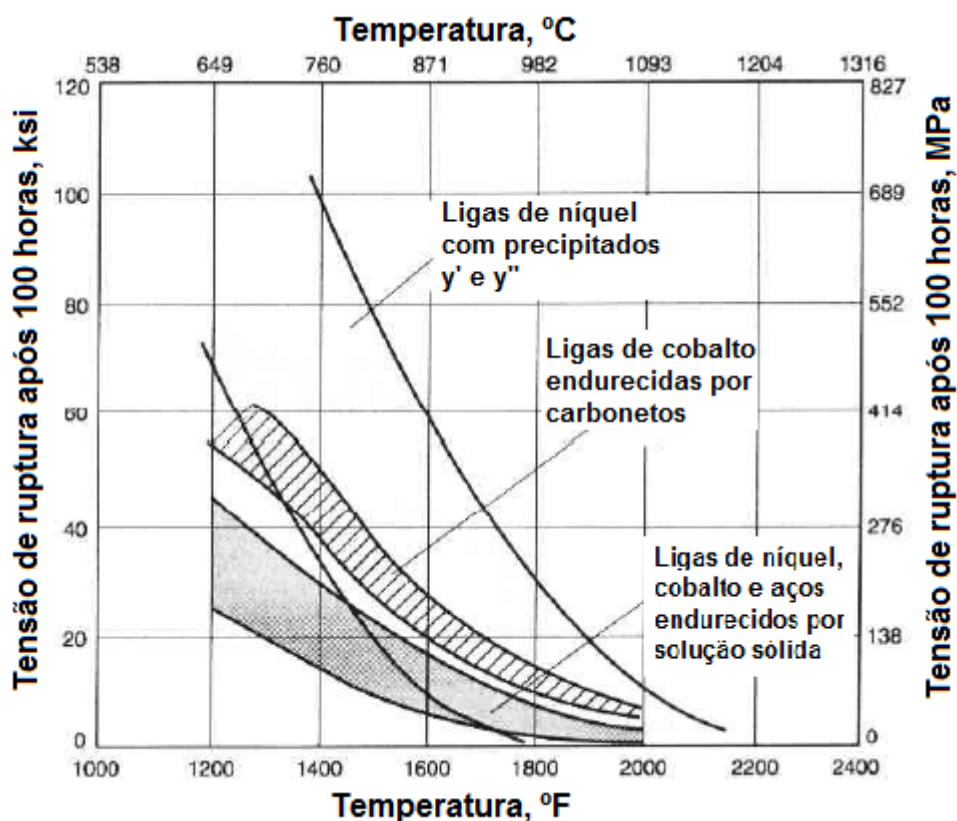


Figura 1: Tensão de ruptura de algumas superligas após 100h em função da temperatura (Adaptado de ASM, 2002).

### 2.1.1 Resistência à Corrosão

A resistência à corrosão é uma importante propriedade que os materiais para aplicação em altas temperaturas devem apresentar. Sob elevadas temperaturas, há diversos mecanismos de corrosão que se não considerados e tratados, podem resultar em uma falha catastrófica. No caso de turbinas industriais a gás para geração de energia, pode haver na composição química do gás, elementos como sódio e enxofre oriundos do gás utilizado para queima, que podem causar intensa degradação por corrosão (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002).

A corrosão a quente é a forma de corrosão mais rápida se tratando de metais e é agravado por elementos alcalinos como sódio e potássio, que reagem com o enxofre formando sulfetos fundidos (ASM, 2002).

Na Tabela 1 são apresentados alguns elementos comumente encontrados em superligas de níquel e em outros materiais para altas temperaturas e os seus efeitos

sobre a resistência a vários mecanismos de dano atuantes em altas temperaturas (ASM, 2002).

Tabela 1: Efeito em algumas propriedades relacionadas à corrosão nas superligas que alguns elementos causam (ASM, 2002).

Elemento	Efeito na liga
Cromo	Melhora a resistência à oxidação em temperaturas de até 950 °C por longos períodos de exposição, ajuda na resistência à carburização, prejudica a resistência à nitretação, melhora a resistência à sulfetação.
Silício	Melhora a resistência à oxidação, nitretação, sulfetação e carburização.
Alumínio	Age em forma isolada e em conjunto com o cromo aumentando a resistência à oxidação, ajuda na resistência à sulfetação e carburização, prejudica a resistência à nitretação.
Titânio	Prejudica a resistência à nitretação.
Nióbio	Prejudica a resistência à nitretação, pode ajudar na resistência à carburização.
Molibdênio, Tungstênio	Melhoram as propriedades em altas temperaturas, exceto a resistência à oxidação (que é prejudicada).
Níquel	Melhora resistência à carburização, nitretação e cloração, prejudica a resistência à sulfetação.
Carbono	Ajuda na resistência à nitretação, benéfico a resistência à carburização.
Terras raras	Melhoram a aderência e a uniformidade da camada de óxidos,

	melhorando a resistência à oxidação, sulfetação e carburização.
Manganês	Piora a resistência à oxidação, aumenta a solubilidade do nitrogênio.
Cobalto	Diminui a difusão do enxofre, ajuda na resistência à sulfetação.

### 2.1.2 Resistência à Fluência

Outro fenômeno de grande importância que ocorre em altas temperaturas é a fluência. Devido à alta temperatura, a difusão é aumentada e assim, há uma maior movimentação atômica quando comparada àquela a menores temperaturas de trabalho (normalmente 0,5 Tf). A fluência é definida como deformação permanente ao longo do tempo sob tensão abaixo do limite de escoamento (REED, 2006).

Na Figura 2 é apresentada uma curva típica de fluência que pode ser obtida no ensaio de fluência acelerado, na qual são destacadas cada uma das regiões de interesse. Na região I, denominada região de encruamento, inicialmente ocorre uma rápida deformação e depois a taxa de deformação decresce com o tempo. Isto é devido ao encruamento progressivo do material, pois à medida que aumenta a deformação aumenta o encruamento e, portanto, a resistência do material. Na região II, caracterizada como região com deformação constante, ocorre uma competição entre o efeito de encruamento e a recuperação (*recovery*) do material. Nesta região é onde acontece o maior período da vida de um material que está sujeito a fluência. Na região III, caracterizada como região de ruptura, ocorre a estricção do corpo de prova, ocasionando um grande aumento na taxa de deformação seguida da ruptura do corpo de prova. Na Figura 3 é ilustrado uma fratura típica de fluência em pás de turbina a gás, no local de maior esforço da pá, próximo à base (REED, 2006).

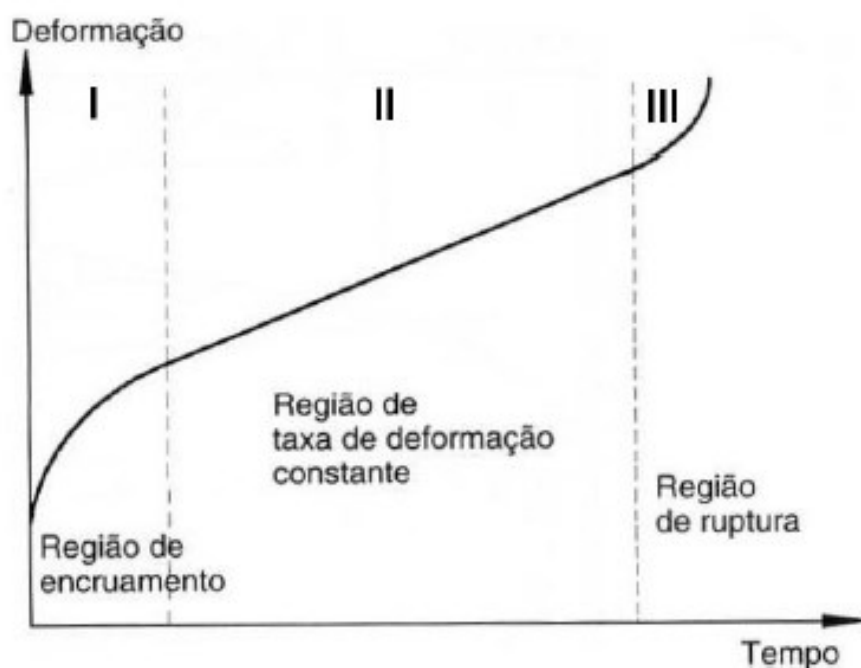


Figura 2: Curva típica de fluência (Adaptado de REED, 2006).

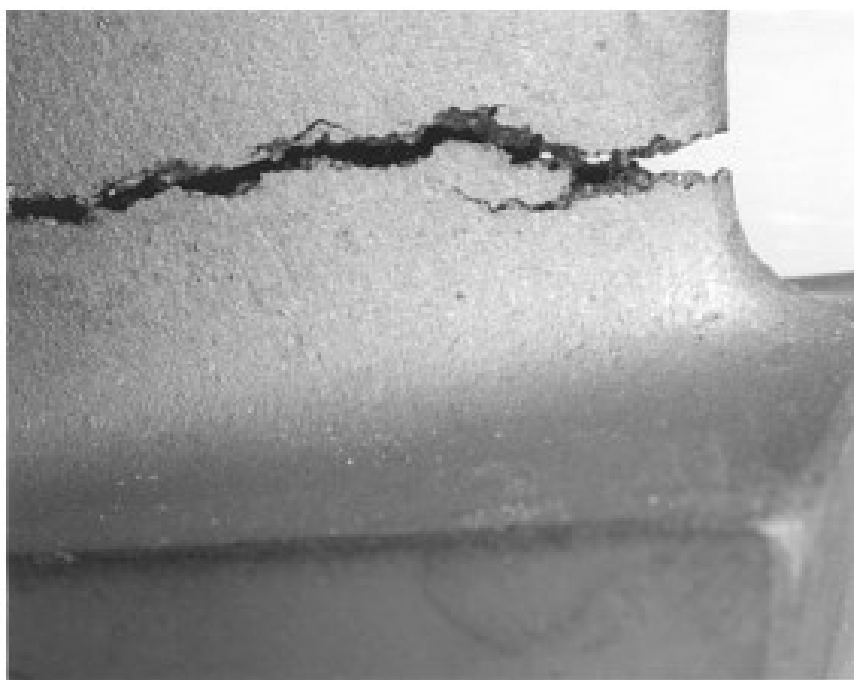


Figura 3: Fratura de fluência na base de uma pá de turbina a gás (ASM, 2002).

Para melhorar a resistência à fluência de materiais para altas temperaturas, algumas estratégias são adotadas (TURAZI, 2014):

- Reduzir a difusão, através da adição de elementos que estabilizem a austenita e que aumentem o ponto de fusão;



- Aumentar o tamanho de grão. Como a fluência se dá em maior intensidade nos contornos de grão, aumentando-se o tamanho de grão diminui a área de contorno de grão e, como resultado, aumenta a resistência à fluência do material;
- Endurecer a liga pela adição de elementos em solução sólida intersticial ou substitucional, com objetivo de restringir a deformação;
- Endurecer a liga por precipitação pela adição de elementos formadores de carbonetos e de fases precipitadas, visto que precipitados agem como barreiras à movimentação dos contornos de grão;
- Endurecer a liga por dispersão de partículas de segunda fase, pois estas agem como barreiras à movimentação das discordâncias.

## 2.2 TURBINAS A GÁS

Basicamente, turbinas são motores que geram energia pela expansão de gases em combustão, através da passagem destes por palhetas rotativas. Alguns dos seus usos mais conhecidos são na aviação, servindo de propulsor para a movimentação do avião, e na indústria, para a geração de energia. Os principais tipos de turbinas são: a vapor, a gás, hidráulicas, aeronáuticas e eólicas (GIAMPAOLO, 2006).

Turbinas a gás são assim denominadas pelo seu fluido de expansão ser um gás, e não ao estado do seu combustível. A potência de uma turbina está diretamente ligada à temperatura e pressão de trabalho (GIAMPAOLO, 2006).

As turbinas a gás podem ser classificadas em cinco grupos (TURAZI, 2014):

- Turbinas para trabalho pesado: utilizadas em grandes unidades de energia, com capacidades de geração entre 3 MW e 480 MW e eficiências entre 30 e 46 %;
- Turbinas aeroderivadas: geração de energia para indústria aeroespacial, com capacidades de geração entre 2,5 MW a 50 MW e eficiências entre 35 e 45 %;
- Turbinas a gás industrial: utilizadas em plantas petroquímicas, com capacidades de geração entre 2,5 MW e 15 MW e eficiências abaixo de 30 %;

- Turbinas de pequeno porte: pequenas unidades de geração, com capacidades de geração entre 0,5 MW e 2,5 MW e eficiências entre 15 e 25 %;
- Microturbinas: com capacidades de geração entre 20 kW e 350 kW.

As turbinas a gás podem ser divididas em zonas. As três de maior interesse podem ser visualizadas na Figura 4 (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002):

- a) Zona de compressão;
- b) Câmara de combustão;
- c) Turbina propriamente dita.

A seção de admissão que antecede a zona de compressão e o escape que está após a turbina não estão indicadas na figura.

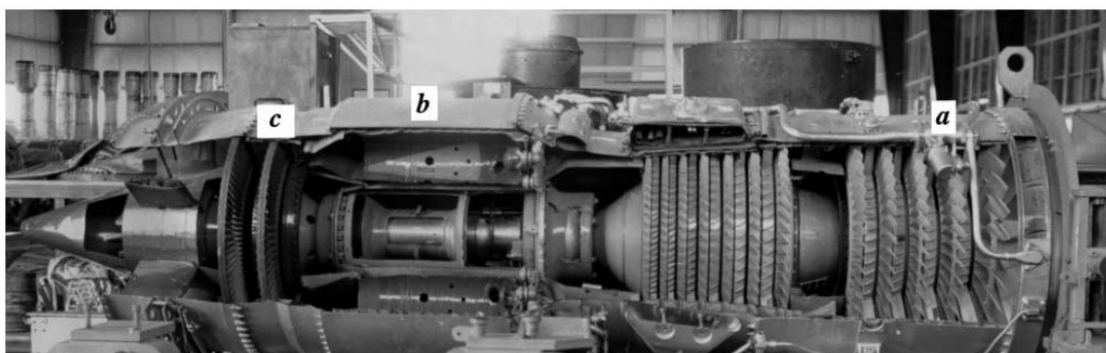


Figura 4: Seção de uma turbina a gás (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002).

Na zona de compressão, ocorre a compressão do ar, antes da adição de combustível para formar a mistura de queima. O ar flui na direção do eixo e passa por diferentes rotores (conjuntos de pás em movimento) e estatores (conjunto fixo de pás, que direcionam a fluxo). Compressores modernos podem aumentar a pressão 24 vezes em 15 estágios, sendo que cada estágio é composto por um conjunto de rotor e estator (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002).

Na câmara de combustão o combustível é misturado com ar e queimado. Os gases de combustão podem atingir temperaturas de até 1950 °C. Para melhorar a performance da queima, o combustível deve ser adicionado a máxima temperatura possível, para que ocorra uma completa combustão da mistura oxigênio e combustível. Todavia, a temperatura de entrada na turbina não pode exceder 1100 °C devido à limitação dos materiais. Como somente parte do ar comprimido pelo compressor é queimado, o restante é utilizado para resfriamento do sistema,

passando por secções de arrefecimento do sistema, através de canais na região externa (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002).

Ao sair da câmara de combustão os gases entram na turbina, formada, assim como na zona de compressão, por rotores e estatores. Dependendo do tipo de motor empregado, a turbina pode ter um ou vários estágios. O estágio um é o mais próximo da câmara de combustão e é a região que apresenta a maior pressão e temperatura da turbina, sendo assim a região com ambiente mais severo. Na Figura 5, é possível comparar o desgaste das pás de primeiro e segundo estágio de uma turbina a gás, sendo as pás inferiores de primeiro estágio e as pás superiores de segundo estágio. Em suma, a turbina é a responsável por extrair a energia dos gases a alta temperatura e pressão provenientes da câmara de combustão (ELIAZ; SHEMESH; LATANISION, 2002; GIAMPAOLO, 2006)



Figura 5: Pás do primeiro e segundo estágios de uma turbina (GIAMPAOLO, 2006).

Na Figura 6 é apresentada a seção transversal de uma turbina Rolls-Royce utilizada como propulsão na aviação, as zonas que a compõem e a temperatura de trabalho que podem atingir. Nas zonas 1 e 2 da turbina, correspondentes à zona de compressão, as ligas de Ti e aço são utilizadas devido à alta tensão e temperatura

relativamente baixa da região. Da região 3, que corresponde à câmara de combustão, em diante, há a predominância na utilização das superligas de níquel, devido às altas tensões e altas temperaturas, maiores do que na região 1 e 2, que exigem uma alta resistência à fluência do material, e que geram ambientes altamente corrosivos e oxidantes (CERVENKA, 2000).

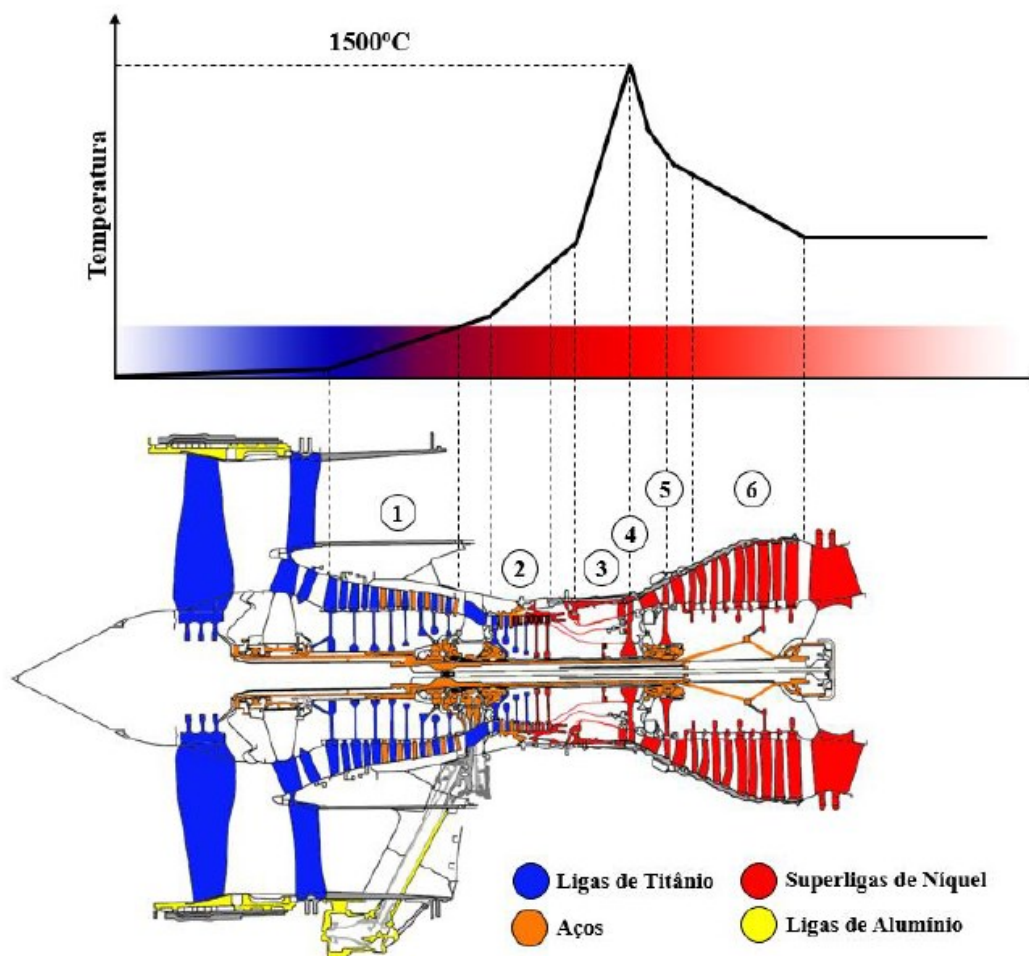


Figura 6: Seção transversal de turbina Rolls-Royce Trent utilizada na aviação, com seus componentes e temperatura de trabalho (CERVENKA, 2000).

### 2.2.1 Erosão de Pás de Turbinas a Gás

Turbinas a gás podem apresentar uma grande variedade de problemas mecânicos que podem levar a falha como por exemplo: acúmulo de sujeira, erosão, oxidação, corrosão, desgaste de rolamentos, folgas, empenamento de palhetas, partes de palhetas ou palhetas inteiras ausentes, combustores rachados e empenados e discos de rotores trincados. Os problemas relacionados às palhetas são

responsáveis por 25,5 % do total de falhas que acontecem em turbinas a gás (GIAMPAOLO, 2006).

A erosão, oxidação e corrosão da pá de turbina são processos lentos, com perda de material e que causam alteração na geometria da pá. Essa alteração em relação ao que foi projetado provoca turbulência no escoamento dos gases durante a passagem na turbina e, assim, resulta em perda de eficiência da turbina. Apesar de difícil detecção, essas falhas podem ser indicadas pela variação de alguns parâmetros como por exemplo, para uma potência constante, o aumento da quantidade de combustível queimado, aumento da temperatura de exaustão dos gases, vibrações, queda na velocidade dos rotores e no fluxo de ar (GIAMPAOLO, 2006).

Turbinas a gás consomem uma grande quantidade de ar durante seu funcionamento. Qualquer particulado sólido presente no ar se chocará com as pás da turbina, podendo causar danos por erosão. Na grande maioria das aplicações não é possível a filtragem do ar, pois isso causaria instabilidades no fluxo de ar na entrada. A Figura 7 mostra o efeito da erosão em uma palheta de turbina a gás. Na aviação, os danos mais comuns em baixas altitudes são causados por partículas de areia e em altas altitudes por gelo, pois a água que se encontra no estado líquido super resfriado, ao se chocar com as pás solidifica quase instantaneamente. Além dos problemas já descritos, a erosão pode atuar como concentrador de tensão e assim, problemas como fadiga, que são virtualmente eliminados no projeto das pás, podem ocorrer (CARTER, 2005).



Figura 7: Erosão em uma pá de turbina (CARTER, 2005).

Concentradores de tensão resultantes de erosão podem ser removidos usinando a superfície da pá. Após a remoção de material e conseqüentemente, dos defeitos, a pá pode ser soldada para reestabelecer sua geometria. Grandes fabricantes dessas palhetas, como a *General Electric* e a *Siemens* realizam este tipo de trabalho, porém sem muitos detalhes (SIEMENS, 2023).

### 2.3 SUPERLIGAS DE NÍQUEL

Superligas são um grupo de materiais formados a base de níquel que são usados em temperaturas acima de 540 °C. Uma das características mais marcantes deste tipo de ligas é a sua capacidade de trabalhar muito próximo à sua temperatura de fusão sem que apresente perda de propriedades, chegando até 70% da sua temperatura de fusão ( $0,7 T_f$ ), acima de qualquer outra liga de engenharia. Para suportar o trabalho nessas condições, é essencial que este tipo de material tenha excepcional resistência à fluência e à corrosão, características marcantes das superligas de níquel (ASM, 2002).

Na Tabela 2 encontra-se a composição de algumas superligas a base de níquel (TURAZI, 2014):

Tabela 2: Composição química de algumas superligas a base de níquel (TURAZI, 2014).

Ligas	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Fe	C	Outros
Astroloy	56,5	15,0	15,0	5,3	-	3,5	4,4	<0,3	0,06	0,03B/ 0,06Zr
GTD 111	60,0	14,0	9,5	1,5	3,8	4,9	3,0	-	0,10	0,01B/ 0,05Zr/ 2Ta
GTD 222	51,0	22,5	19,0	-	2,0	2,3	1,2	-	0,10	0,008B/ 0,05Zr
GTD 444	62,1	9,8	7,5	1,5	6,0	3,5	4,2	-	0,09	0,009B
Hastelloy B	63,0	1,0	2,5	28,0	-	-	-	5,0	0,05	0,03V
Hastelloy C	56,0	16,5	-	17,0	4,5	-	-	6,0	0,15	-
Hastelloy N	72,0	7,0	-	16,0	-	0,5	-	5,0	0,06	-
Hastelloy X	49,0	22,0	1,5	9,0	0,6	-	2,0	15,8	1,15	-
IN-100	60,0	10,0	15,0	3,0	-	4,7	5,5	<0,6	0,15	1,0V/ 0,06Zr/ 0,015B
IN-738	62,0	16,0	8,5	1,7	2,6	3,4	3,4	-	0,11	0,01B/ 0,05Zr
IN-792	61,0	12,4	9,0	1,9	3,8	3,1	4,5	-	0,12	0,015B/ 0,05Zr
Incoloy 901	42,5	12,5	-	6,0	-	2,7	-	36,2	0,10	2,9(Nb+Ta)/ 0,15Cu
Inconel 625	61,0	21,5	-	9,0	-	-	0,2	2,5	0,05	3,6Nb
Inconel 718	52,5	19,0	-	3,0	-	0,9	0,5	18,5	0,08	5,1Nb/ 0,15Cu
Inconel 751	72,5	15,5	-	-	-	2,3	1,2	7,0	0,05	1,0Nb/ 0,25Cu
Inconel X750	73,0	15,5	-	-	-	2,5	0,7	7,0	0,04	1,0Nb/ 0,25Cu
Nimonic 75	75,0	19,5	-	-	-	0,4	0,1	2,5	0,12	0,25Cu

Nimonic 90	55,5	19,5	18,0	-	-	2,4	1,4	1,5	0,06	-
René 41	55,0	19,0	11,0	10,0	-	3,1	1,5	<0,3	0,09	0,01B
U-500	54,0	18,0	18,5	4,0	-	2,9	2,9	-	0,08	0,006B/ 0,05Zr
Udimet 500	48,0	19,0	19,0	4,0	-	3,0	3,0	4,0	0,08	0,005B/ 0,02Mg
Waspaloy	57,5	19,5	3,5	4,3	-	3,0	1,4	2,0	0,07	0,006B/ 0,09Zr

As principais superligas são a base de níquel. Isto se deve ao fato de o níquel apresentar estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e não sofrer transformações polimórficas no estado sólido. Desta forma, como não apresenta mudança de fase, não há transformação cristalina e conseqüentemente não há variações de volume, salvo a variação devida à dilatação térmica. Outra razão para que as superligas de níquel sejam as mais eficientes é que a cinética dos processos termicamente ativados é lenta pois a taxa de difusão é baixa, de modo que, a fluência ocorre de forma bastante lenta (REED, 2006).

### 2.3.1 Desenvolvimento Histórico das Superligas de Níquel

O desenvolvimento histórico das superligas está diretamente relacionado à indústria aeroespacial e à necessidade de motores a jato cada vez mais potentes. Tão logo o avião foi inventado no início dos anos 1900, logo houve o interesse em equipá-lo com os motores mais potentes existentes (SIMS, 1984).

Entre os anos de 1910 e 1915 foram desenvolvidos os aços inoxidáveis austeníticos. Foi então que se descobriu que a fase austenítica, de estrutura cristalina CFC era excelente para a fluência. Até então, ligas para altas temperaturas eram feitas de aços ferríticos endurecidos (SIMS, 1984).

No período entre guerras, já era bem conhecido e utilizada a liga níquel-cromo "80/20". Por volta de 1929, em diversos lugares simultaneamente, começaram-se estudos adicionando pequenas quantidades de titânio e alumínio à liga de níquel-cromo, sendo observado um grande aumento da resistência à fluência. Assim, originam-se as superligas (SIMS, 1984).



Grandes desenvolvimentos vieram com a Segunda Guerra Mundial na década de 1940. Com o uso das superligas em turbinas na aviação militar, diversas novas ligas surgiram e com elas, melhores propriedades e menores custos (SIMS, 1984).

Nos anos 1950 e 1960 houve um grande aumento no número de ligas desenvolvidas e nos anos 1970 e 1980 foram desenvolvidos novos processos de fabricação, melhorando ainda mais as propriedades (SIMS, 1984).

Na Figura 8 é possível notar a evolução no desenvolvimento das superligas, bem como os grandes saltos no desenvolvimento delas, durante a Segunda Guerra Mundial com grande aumento nas propriedades e nos anos 1980 com o desenvolvimento de novos processos de fabricação (REED, 2006).

Devido aos altos custos associados à produção de pás de turbinas de superliga de níquel e à necessidade inerente de troca destes componentes, estabeleceu-se um forte mercado no ramo de reparação destas pás. Até meados da década de 90, a recuperação de pás defeituosas era realizada por empresas independentes, mas com a crescente alta no mercado de fabricantes de equipamentos originais fez com que essas empresas fossem adquiridas ou substituídas por eles, em face ao grande mercado de reparação das pás.

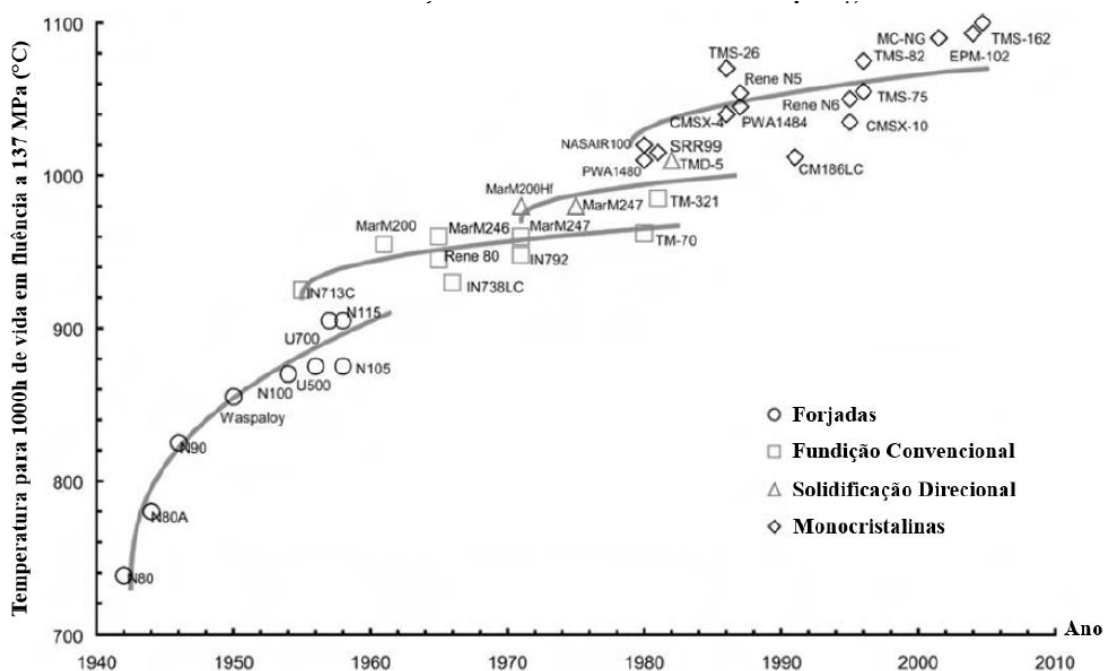


Figura 8: Desenvolvimento das superligas nos 90 (REED, 2006).

Além das turbinas a gás, se destacam as seguintes aplicações que utilizam componentes a base superligas de níquel: veículos espaciais, reatores nucleares, submarinos, equipamentos petroquímicos e diversas outras aplicações onde a alta temperatura de trabalho é requerida (REED, 2006).

A Figura 9 apresenta uma tabela periódica destacando os elementos encontrados nas superligas de níquel. A altura dos blocos representa a quantidade em que cada elemento está presente. Elementos com linhas horizontais são prejudiciais às superligas enquanto que aqueles com linhas cruzadas podem ser benéficos (ASM, 2002).

A Tabela 3 apresenta os principais elementos de liga das superligas e alguns dos seus efeitos.

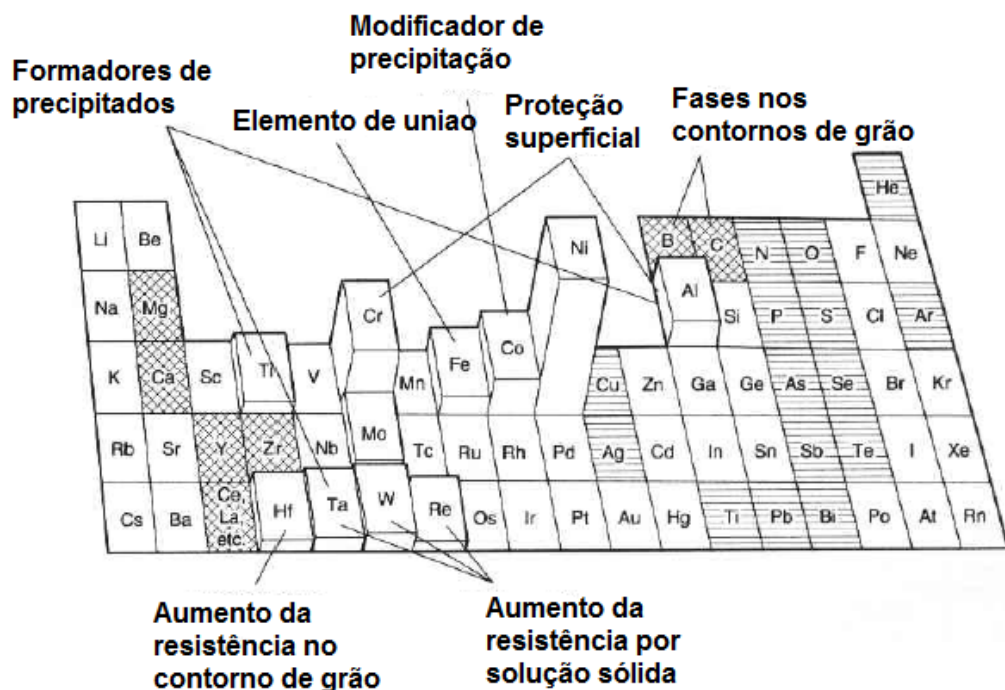


Figura 9: Tabela periódica indicando os elementos presentes nas superligas (Adaptado de ASM, 2002).

Tabela 3: Relação de elementos e efeitos nas superligas (ASM, 2002).

Elemento	Efeito
Cromo	Melhora a resistência à oxidação, diminui a taxa de difusão do C e S

	evitando a perda de resistência causada por estes elementos.
Silício	Melhora a resistência à oxidação e reduz a taxa de difusão do N, S e C. Atua juntamente com Cr para diminuir degradação em alta temperatura.
Alumínio	Melhora a resistência mecânica em altas temperaturas e a resistência à fluência. Prejudicial para resistência à oxidação em altas temperaturas.
Molibdênio	Melhora a resistência mecânica em altas temperaturas e a resistência à fluência. Prejudicial para resistência à oxidação em altas temperaturas.
Tungstênio	Melhora a resistência mecânica em altas temperaturas e a resistência à fluência.
Nióbio	Aumenta a resistência à fluência e reduz a taxa de difusão do carbono.
Carbono	Melhora a resistência mecânica e diminui a resistência à oxidação.
Titânio	Melhora a resistência mecânica.
Manganês	Efeito positivo sobre a resistência em altas temperaturas e fluência. Diminui a resistência à oxidação e aumenta a solubilidade do N
Cobalto	Reduz a taxa de difusão do S evitando fragilização. Melhora a resistência por solução sólida.

### 2.3.2 Superligas para Pás de Turbinas

No início do desenvolvimento das pás de turbinas de superligas, o único processo utilizado na sua fabricação era o forjamento. Isto é resultante do fato de que a fundição era pouco desenvolvida à época. Com a evolução de tecnologias de fundição, como por exemplo fundição a vácuo, a grande maioria das pás de turbinas passaram a ser feitas por fundição (SIMS, 1984). Algumas palhetas de turbinas possuem canais internos para refrigeração dos componentes, que requerem fundição de precisão para a sua fabricação (GIAMPAOLO, 2006).

Sempre buscando uma maior estabilidade da liga a altas temperaturas e principalmente, resistência à fluência, os materiais para as pás evoluíram mediante a redução da área de contorno de grão. A redução da área de contorno de grão, além de diminuir a fluência, resultou na diminuição de precipitação no contorno de grão, em grande parte compostos de carbono e boro (EL-BAGOURY; NOFAL, 2010).

A Figura 10 ilustra três pás de turbina a gás fabricadas com diferentes métodos de fundição: fundição convencional (que resulta em grãos equiaxiais), crescimento direcional (grãos colunares) e monocristal. Como já dito anteriormente, a redução da área de contorno de grãos aumenta a resistência à fluência e assim, a pá monocristalina é a que apresenta maior resistência à fluência por não apresentar contornos de grão (REED, 2006).

Na Figura 11, é apresentado um esquema da microestrutura de cada uma das três pás, sendo possível observar a diferença da seção transversal e longitudinal de cada pá, a imagem (a) corresponde a grãos equiaxiais, (b) grãos colunares nucleados a partir da base da pá e (c) monocristalina (REED, 2006).

Na Figura 12 são apresentadas duas microestruturas obtidas por MO (microscopia óptica), das seções longitudinal e transversal de uma pá de turbina a gás GTD-111 com crescimento direcional. Na seção longitudinal é possível observar o crescimento direcional das dendritas, com seus braços primários e secundários bem definidos, enquanto que na seção transversal as dendritas são equiaxiais (TURAZI, 2014).

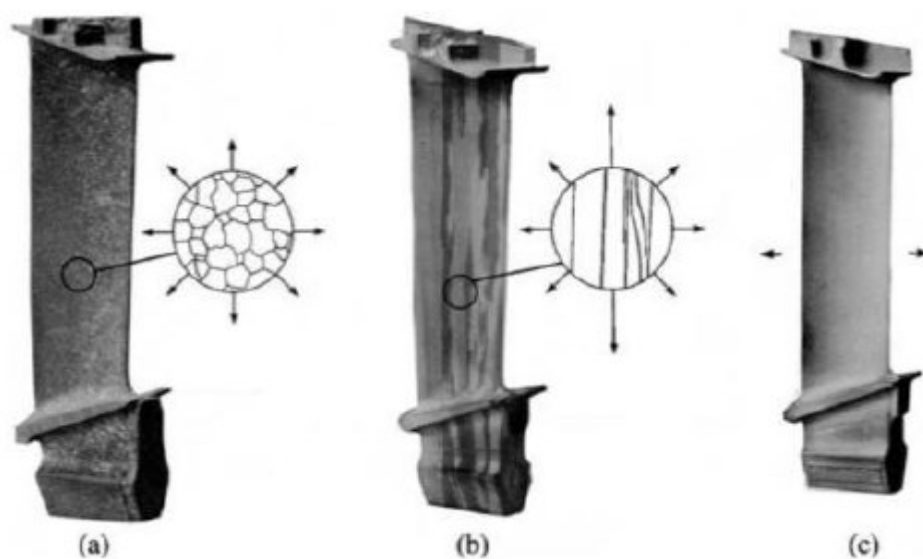


Figura 10: a) grãos equiaxiais, b) crescimento direcional, c) monocristal (REED, 2006).

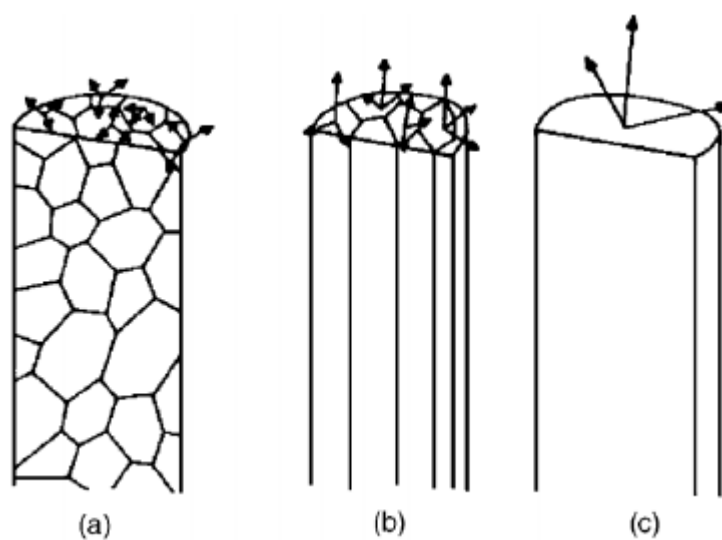


Figura 11: Ilustração da microestrutura dos três tipos de pás descritos na Figura anterior (REED, 2006).

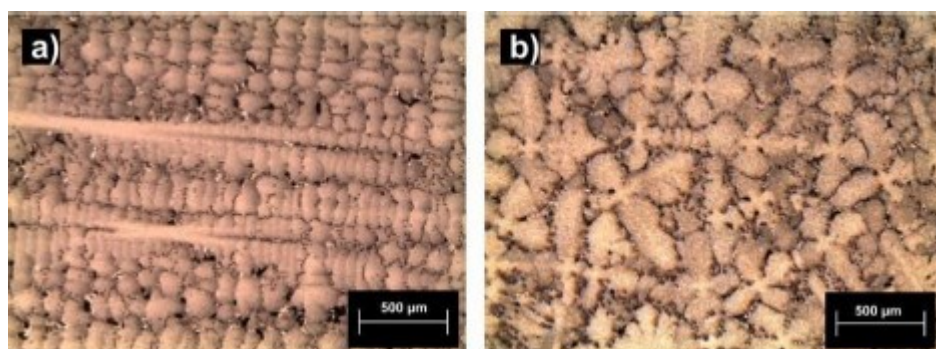


Figura 12: Micrografias da superliga GTD-111: a) longitudinal b) transversal (TURAZI, 2014).

Até 1980, a liga mais utilizada em pás de turbina a gás era a IN738LC com grãos equiaxiais. Neste mesmo ano, a *General Electric* publicou resultados mostrando um melhor desempenho de uma nova liga desenvolvida, a GTD-111 com grãos colunares obtidos mediante crescimento direcional. Nos anos seguintes, a empresa substituiu progressivamente as pás de turbina IN738LC por GTD-111 (TURAZI, 2014).

### 2.3.3 Morfologia e Microconstituintes

A microestrutura característica de superligas de níquel é formada por uma matriz austenítica endurecida por solução sólida (fase  $\gamma$ ) e precipitados coerentes da fase intermetálica  $\gamma'$  com composição aproximada  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$ . Os precipitados atuam de diversas formas na liga: ancoram contornos de grão evitando sua movimentação e aumentando sua resistência a fluência, ancoram discordâncias e promovem aumento da resistência mecânica do material (REED, 2006).

A fase  $\gamma$  (gama) é uma fase austenítica, CFC, à base de níquel que contém teores elevados de elementos em solução sólida como tungstênio, cromo, molibdênio e cobalto. Alguns óxidos se formam na superfície do material como  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  e  $\text{Al}_2\text{O}_3$  que inibem a difusão de elementos e conferem uma alta resistência à oxidação (KOUNTRAS, 2004).

A fase  $\gamma'$  (gama linha) na forma de precipitados  $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$  coerentes com a matriz austenítica, de estrutura cristalina CFC, são um dos principais responsáveis pela elevada resistência mecânica e a fluência das superligas e podem estar presentes em uma porcentagem volumétrica de até 70% (KOUNTRAS, 2004).

Na Figura 13 é apresentada uma microestrutura obtida por microscopia eletrônica de varredura (MEV) de uma superliga de níquel GTD-111, com setas indicando a matriz  $\gamma$  e os precipitados  $\gamma'$  primários. Uma característica marcante dos precipitados  $\gamma'$  é a sua forma cuboidal, em um dos seus estágios de formação, conferida pelas diferentes energias de interface nas distintas direções. Existem ainda os precipitados  $\gamma'$  secundários, formados após os primários, normalmente durante a operação a alta temperatura do componente fabricado nesse material. A Figura 14 apresenta uma micrografia de MEV de uma superliga de níquel GTD-111, com setas para indicar as partículas das fases  $\gamma'$  primária e  $\gamma'$  secundária (CORTEZ, 2014).

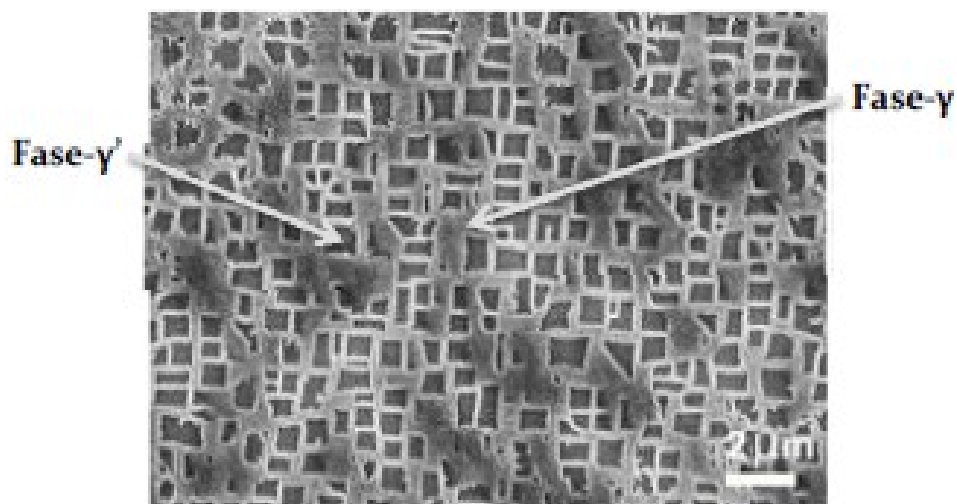


Figura 13: Micrografia de MEV da superliga GTD-111 (CORTEZ, 2014).

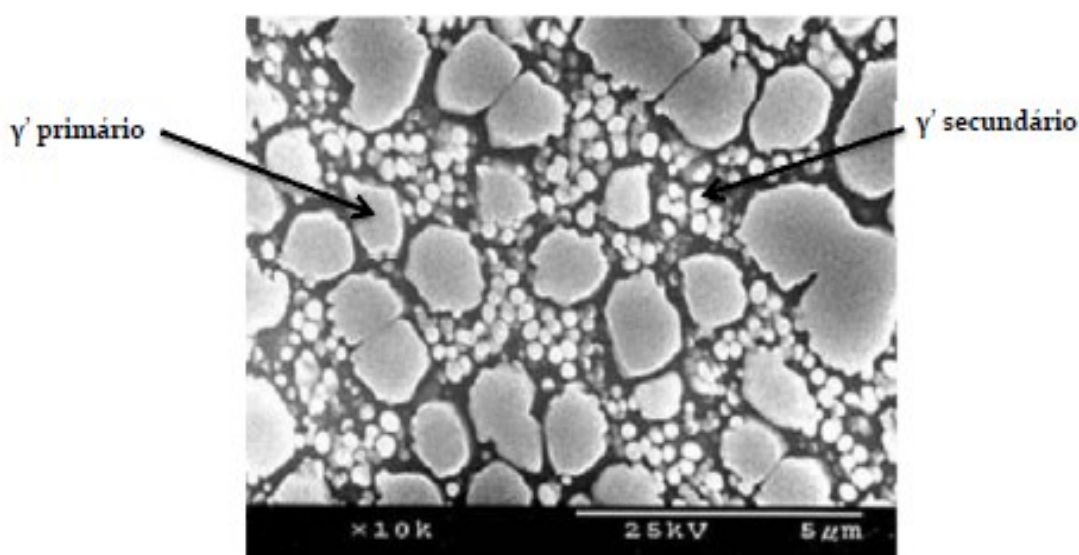


Figura 14: Micrografia de MEV da superliga GTD-111 (CORTEZ, 2014).

Em alguns casos, dependendo dos teores de nióbio, pode-se observar a precipitação de outra fase, chamada  $\gamma''$ , com composição ( $\text{Ni}_3\text{Nb}$ ) e estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado, que é coerente com a matriz  $\gamma$  e também promove o endurecimento do material. As partículas da fase  $\gamma''$  têm morfologia de disco (REED, 2006).

Durante a solidificação, também são formados carbonetos primários. Os mais comuns são do tipo MC, compostos em sua grande maioria, de titânio, tântalo e háfnio. Estes carbonetos têm distribuição heterogênea, morfologia irregular e podem precipitar no interior e no contorno de grão. Assim como a fase  $\gamma'$ , os carbonetos podem ancorar os contornos de grão e, assim, retardar ou impedir a recristalização. A Figura 15 apresenta um carboneto do tipo MC no interior de um grão (LVOVA, 2007).

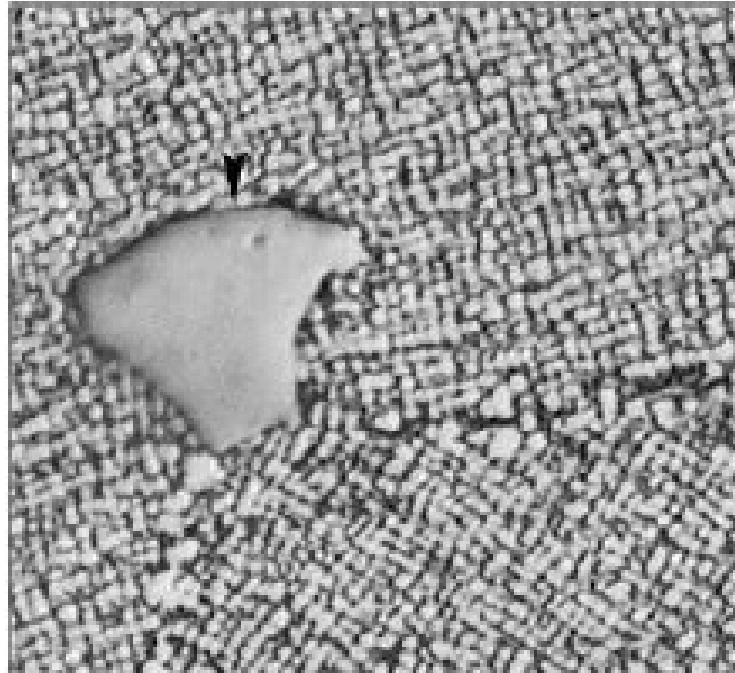
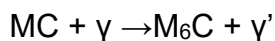
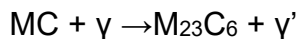


Figura 15: Micrografia de uma superliga ilustrando um carboneto do tipo MC (LVOVA, 2007).

Durante o serviço em altas temperaturas, estes carbonetos primários podem se decompor em outros ( $M_{23}C_6$ ,  $M_6C$ ,  $Cr_7C_3$  e  $Cr_3C_2$ ), que são chamados de carbonetos secundários. As seguintes reações mostram a estequiometria das possíveis decomposições (DONACHIE E DONACHIE, 2002; KOU, 2003; REED, 2006):



Estes carbonetos secundários normalmente precipitam nos contornos de grão, auxiliando na formação de filmes contínuos da fase  $\gamma'$  e que podem prejudicar a resistência da liga. A Figura 16 apresenta estes carbonetos secundários precipitados em contornos de grão, indicados por setas, juntamente com filmes contínuos de  $\gamma'$  (LVOVA, 2007).

Essa fase  $\gamma'$ , formada a partir da decomposição de carbonetos primários, faz parte de um microconstituente eutetóide. Os carbonetos secundários são envolvidos por esta fase  $\gamma'$ , aumentando a resistência à ruptura do material até certo ponto. Porém, em excesso, estas camadas podem ter um efeito deletério sobre as



propriedades mecânicas, fragilizando e facilitando a nucleação de trincas (KOU, 2003).

Outros tipos de fases que podem surgir na liga durante o serviço a altas temperaturas ou durante tratamentos térmicos são as chamadas fases topologicamente fechadas (TCP – *topologically close-packed*), que são simbolizadas por  $\sigma$ ,  $\mu$ ,  $\delta$ ,  $\eta$ . Em geral apresentam morfologia de placas e são incoerentes com a matriz. Essas fases são indesejáveis nas superligas de níquel (ASM, 2002). Na Figura 17 é apresentada uma micrografia de MEV de uma superliga RR1000 tratada termicamente a 750 °C por 5000 h, ilustrando a precipitação de fases TCP nos contornos de grão (REED, 2006).

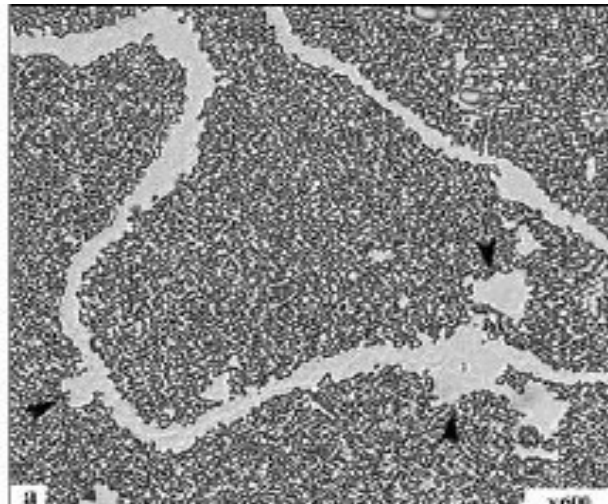


Figura 16: Micrografia de uma superliga, ilustrando carbonetos secundários, destacados por setas, em forma de filmes contínuos nos contornos de grão (LVOVA, 2007).

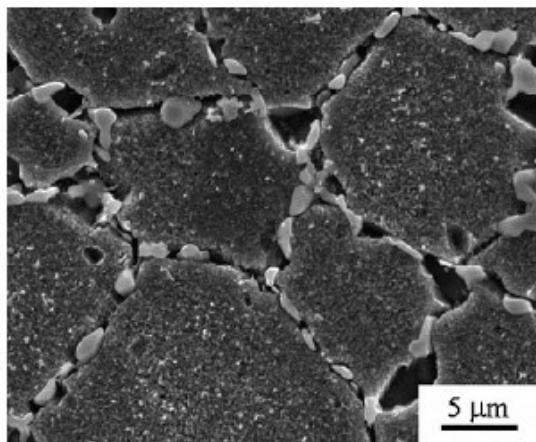


Figura 17: Micrografia de MEV de uma superliga de níquel RR1000 tratada termicamente a 750 °C por 5000 h, destacando a precipitação de fases topologicamente fechadas nos contornos de grão (REED, 2006).

A Tabela 4 apresenta um resumo dos microconstituintes que podem ser observados em superligas de níquel, suas respectivas estruturas cristalinas e as suas fórmulas químicas.

Tabela 4: Constituintes presentes nas superligas (ASM, 1991).

Fase	Estrutura Cristalina	Fórmula Química
$\gamma'$	CFC	$Ni_3Al$ , $Ni_3(Al, Ti)$
H	HCP	$Ni_3Ti$
$\gamma''$	TCC	$Ni_3Nb$
$\delta$	Ortorrômbica	$Ni_3Nb$
MC	CFC	TiC, NbC, HfC, TaC
$M_{23}C_6$	CFC	$Cr_{23}C_6$ (Cr, Fe, W, Mo) <sub>23</sub> C <sub>6</sub>
$M_6C$	CFC	$Fe_3Mo_3C$ ; $Fe_3W_3C$ ; $Fe_3Nb_3C$ ; $Ta_3Co_3C$
$M_7C_3$	Hexagonal	$Cr_7C_3$
$M_3B_2$	Tetragonal	$Ta_3B_2$ ; $V_3B_2$ ; $Nb_3B_2$ ; $(Mo, Ti, Cr, Ni, Fe)_3B_2$
MN	CFC	TiN; NbN; ZrN
$\mu$	Romboédrica	$Co_2W_6$ ; $(Fe, Co)_2(Mo, W)_6$
Laves	Hexagonal	$Fe_2Nb$ ; $Fe_2Ti$ ; $Fe_2Mo$ ; $Co_2Ta$ ; $Co_2Ti$
$\sigma$	Tetragonal	$FeCr$ ; $FeCrMo$ ; $CrFeMoNi$ ; $CrCo$ ; $CrNiMo$

#### 2.3.4 Mecanismos de Endurecimento de Superligas

- Endurecimento por Solução Sólida: os átomos de soluto em solução sólida, provocam uma distorção da rede cristalina do solvente e, como resultado, endurecem o material. Segundo o critério de Hume-Rothery, para que os átomos de soluto formem solução sólida substitucional, a diferença entre os diâmetros dos átomos de soluto e os de solvente da matriz não pode ultrapassar 15% (REED, 2006).

Além do tamanho do átomo, para que ocorra uma ampla solubilidade, é necessário que os elementos estejam próximos na série eletroquímica, que tenham a mesma valência e que cristalizem no mesmo tipo de reticulado (REED, 2006).

- Endurecimento por Precipitação: este é o principal mecanismo de endurecimento das superligas, resultado da interação entre os precipitados  $\gamma'$ , que atuam como barreira à movimentação de discordâncias, com as discordâncias e contornos de grão. Assim, para aumento da resistência mecânica e da fluência, se busca a adição de elementos formadores de  $\gamma'$ , como Al e Ti. A porcentagem volumétrica de  $\gamma'$  aumenta a resistência à fluência das superligas, como pode ser visto na Figura 18 onde é mostrado o aumento da resistência a fluência em função da porcentagem volumétrica de  $\gamma'$  que está presente em várias superligas de níquel (REED, 2006).

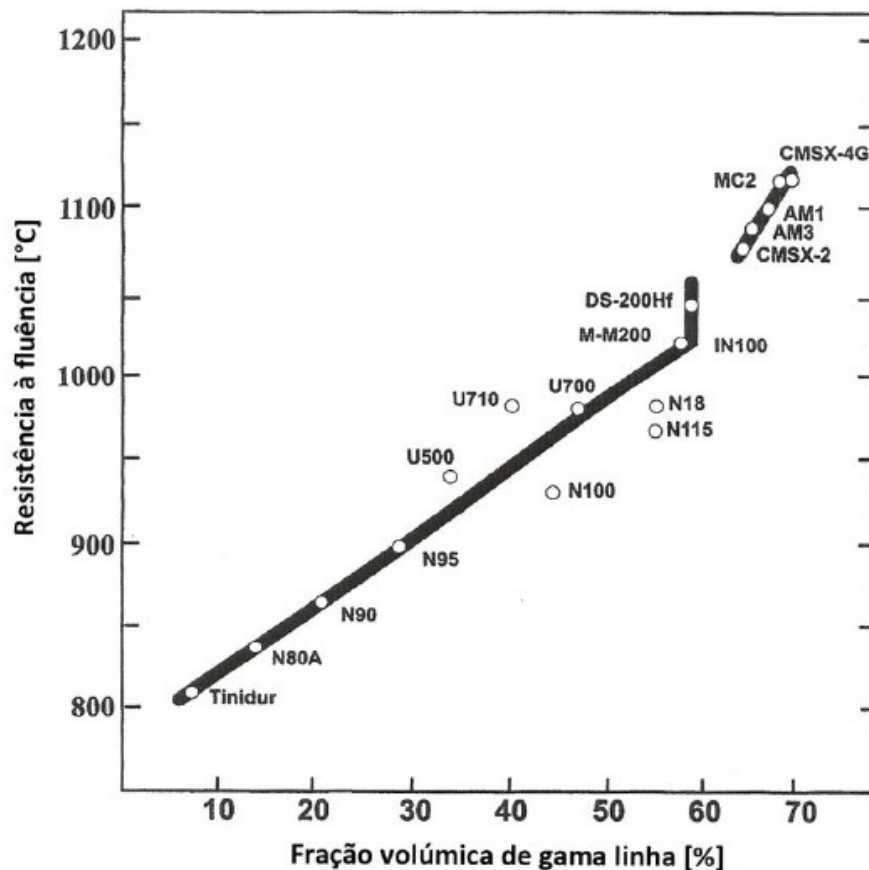


Figura 18: Relação entre a resistência a fluência e a porcentagem volumétrica de  $\gamma'$  em várias superligas (TURAZI, 2014 apud DURAND-CHARRE, 1997).

### 2.3.5 Transformações Microestruturais em Altas Temperaturas

Quando em serviço a altas temperaturas ou submetidas a processos de soldagem, as superligas podem sofrer diversas transformações em sua microestrutura. As principais são:

- a) Crescimento e coalescimento de  $\gamma'$ ;
- b) Formação de filmes de  $\gamma'$  e carbonetos nos contornos de grão;
- c) Precipitação de fases deletérias ( $\sigma$ ,  $\mu$ );
- d) Oxidação, sulfetação e corrosão.

O crescimento e coalescimento de  $\gamma'$  já foi objeto de muitos estudos, por se tratar de um processo que ocorre quando o material é submetido a altas temperaturas por tempo prolongado e que pode ser revertido através do tratamento de rejuvenescimento. A principal característica da degradação dos precipitados de  $\gamma'$  e da sua capacidade de atuar como barreira para a movimentação de discordâncias é a sua perda de coerência, caracterizada pela morfologia esferoidal e tamanho grosseiro, acima de 0,5  $\mu\text{m}$ . Além disso, esta mudança é acompanhada da formação de vazios e a consequente nucleação de trincas (DONACHIE; DONACHIE, 2002).

A Figura 19 apresenta micrografias de MEV de uma liga GTD-111 no seu estado novo (a) (material solubilizado e precipitado) e no seu estado envelhecido (b). É possível observar a principal característica de degradação da liga: os precipitados perdem a sua morfologia cuboidal e tornam-se esferoidais (CHOI et al., 2008).

A Figura 20 mostra um esquema de como essa evolução acontece. Na imagem (a) a superliga encontra-se no seu estado novo, com precipitados coerentes cuboidais. Na imagem (b), as partículas alinham-se para minimizar as tensões de distorção e coalescem. Na imagem (c), os precipitados se ligam, perdendo totalmente a coerência com a matriz austenítica (DONACHIE; DONACHIE, 2002).

Ricks et al. (1983) avaliaram o comportamento dos precipitados  $\gamma'$  durante envelhecimento artificial. Foram observadas e caracterizadas as correlações entre tamanho, coerência e morfologia de  $\gamma'$ . Na Figura 21 são apresentados os diferentes tipos de precipitados  $\gamma'$  observados na superliga de níquel Nimonic 115. Observou-se que a variação da morfologia dos precipitados ao longo do envelhecimento segue uma sequência definida: esferas, cubos, conjuntos de cubos e forma dentríticas similares

a estrelas (início do coalescimento de partículas). Um diagrama esquemático desta evolução de  $\gamma'$  pode ser observado na Figura 22.

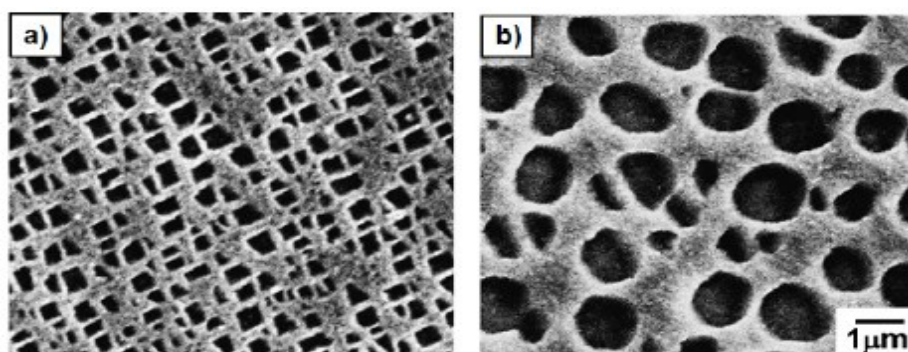


Figura 19: Micrografia de uma liga GTD-111 apresentando: a) material como novo e b) material envelhecido (CHOI et al., 2008).

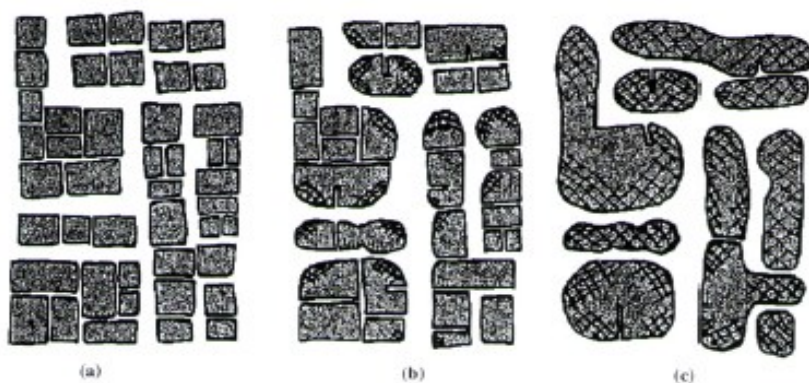


Figura 20: Ilustração da evolução da microestrutura de uma superliga com o seu envelhecimento (DONACHIE; DONACHIE, 2002).

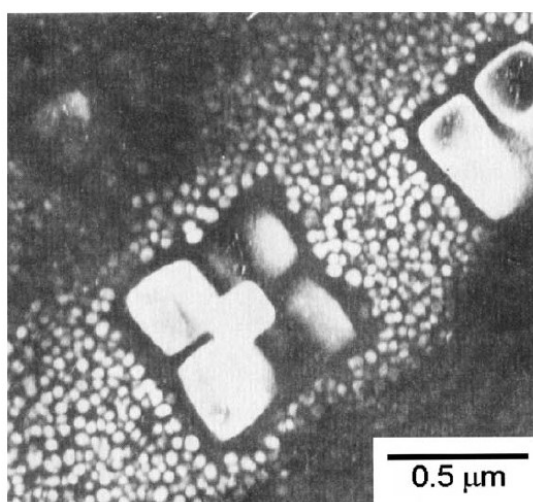


Figura 21: Imagem de MET (microscópio eletrônico de transmissão) da liga Nimonic 115, após tratamento térmico a 1145 °C por 24 h, destacando precipitados  $\gamma'$ . (i) partícula  $\gamma'$  de morfologia cuboide, (ii) zona livre de precipitados e (iii) fina dispersão de partículas esféricas de  $\gamma'$  (REED, 2006).

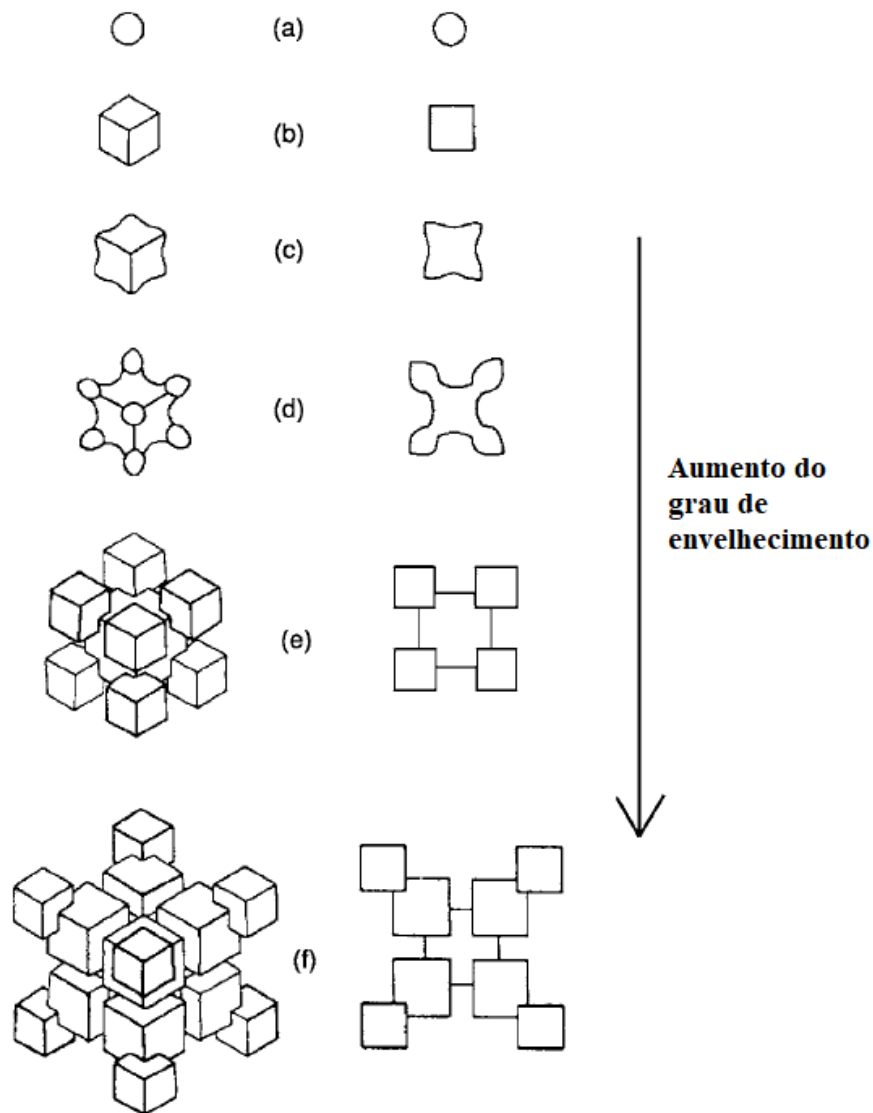


Figura 22: Diagrama esquemático que ilustra a evolução da morfologia do precipitado  $\gamma'$  durante o envelhecimento: esquerda projeção  $\{111\}$  e direita  $\{001\}$  (REED, 2006).

### 2.3.6 Degradação Microestrutural

A degradação das superligas de níquel é avaliada com base nos seguintes itens:

- Quantidade de precipitados e sua morfologia;
- Tamanho de grão e formato;
- Distribuição dos carbonetos.

Em estudos realizados por Turazi (2014) e Cortez (2014) foram avaliadas a perda de resistência mecânica e o coalescimento dos precipitados com o

envelhecimento artificial da liga. A Figura 23 apresenta os resultados obtidos por Turazi (2014), após submeter uma superliga de níquel GTD-111 a um envelhecimento artificial à 900 °C por 38000 h. É possível notar um grande aumento no tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  e uma considerável perda de dureza, o que indica perda de resistência mecânica.

Na Figura 24 são apresentadas as micrografias da liga GTD-111 durante várias etapas do envelhecimento, no estudo realizado por Cortez (2014). Nas imagens, o tempo aumenta na direção vertical descendente. É possível notar a evolução do coalescimento dos precipitados  $\gamma'$  e a alteração de sua morfologia de cuboidal para esferoidal quanto maior o tempo de envelhecimento, ou seja, de trabalho. (CORTEZ, 2014).

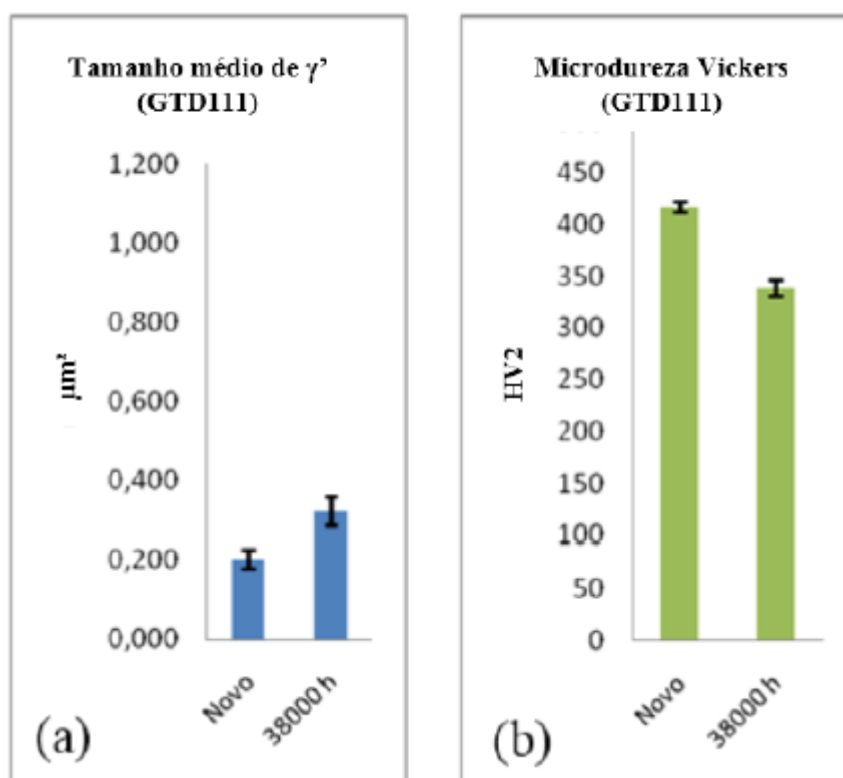


Figura 23: Avaliação do tamanho médio de  $\gamma'$  e da dureza de uma liga GTD-111 nova e envelhecida (TURAZI, 2014).

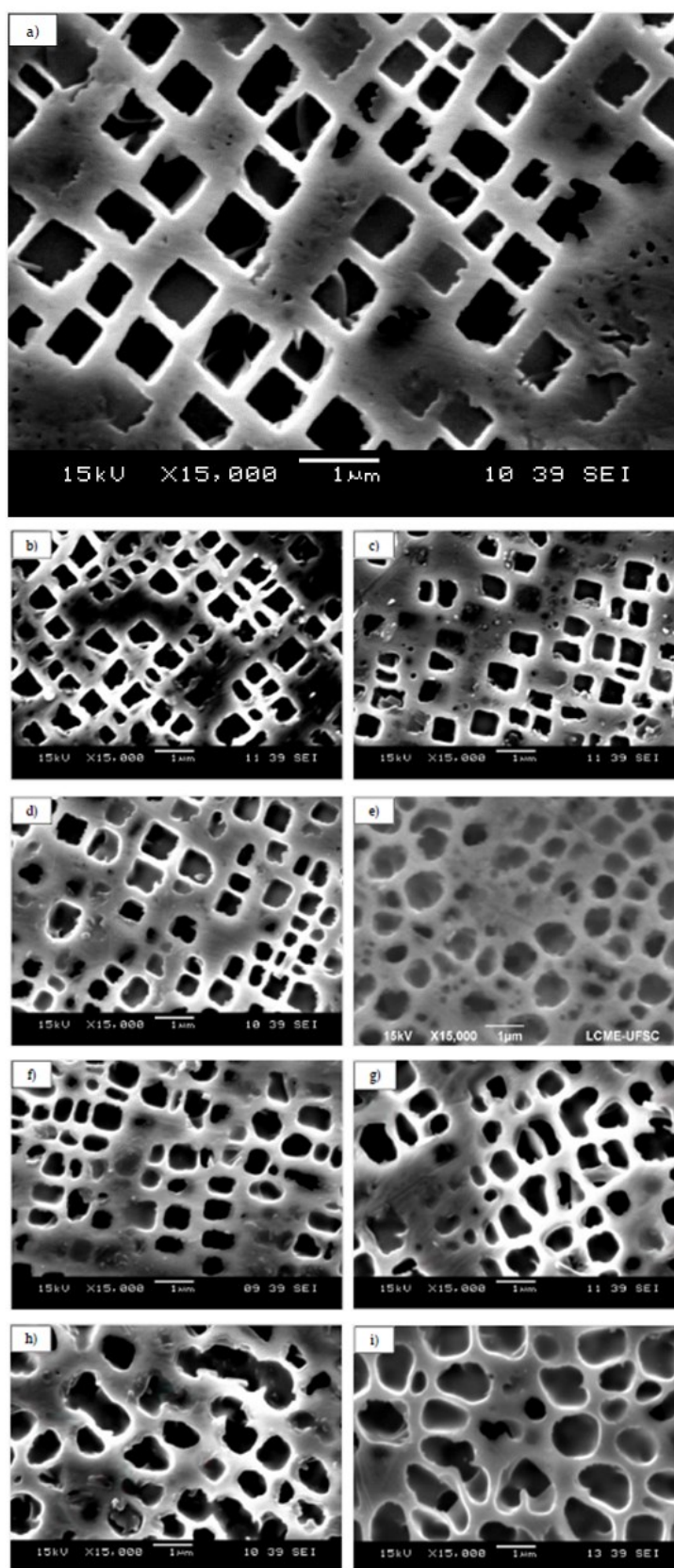


Figura 24: Micrografias de MEV da liga GTD-111 nas seguintes condições de envelhecimento a 850 °C: a) novo, b) 250 h, c) 500 h, d) 750 h, e) 1000 h, f) 1250 h, g) 1500 h, h) 1750 h, i) 2000 h (CORTEZ, 2014).



### 2.3.7 Rejuvenescimento Microestrutural

No material envelhecido, é possível realizar uma série de tratamentos térmicos para recuperar a sua microestrutura e suas propriedades mecânicas. O conjunto destes tratamentos térmicos é chamado de rejuvenescimento (KOUNTRAS, 2004).

A capacidade do material retornar ao seu estado novo é interessante do ponto de vista econômico, pois o custo de fabricação de pás de turbina é bastante elevado. Através do rejuvenescimento, eleva-se o tempo do material em serviço, gerando redução de custos.

O rejuvenescimento consiste em um tratamento térmico de solubilização dos elementos de liga na matriz, seguido de um tratamento térmico de precipitação, para fazer com o que os precipitados  $\gamma'$  retornem à sua morfologia cuboide e se tornem coerentes novamente com a matriz (KOUNTRAS, 2004).

Turazi (2014) e Cortez (2014) realizaram estudos de rejuvenescimento da superliga GTD-111, analisando o grau de recuperação microestrutural obtido pelo tratamento térmico de rejuvenescimento, no que diz respeito ao tamanho, distribuição e porcentagem volumétrica da fase  $\gamma'$ , e na dureza Vickers. Ambos os autores concluíram que a realização de duas etapas de solubilização à temperatura de 1190 °C por 2 h resultaram em uma total dissolução dos precipitados  $\gamma'$ . Depois da total solubilização dos precipitados  $\gamma'$ , ao realizar um tratamento de pré-precipitação a 1120 °C foi propiciada uma microestrutura favorável à obtenção de uma fina e homogênea distribuição de  $\gamma'$  após um último tratamento de precipitação a 845 °C por 24 h, obtendo assim o maior valor de dureza, que foi de 478 HV.

## 2.4 SOLDAGEM DE SUPERLIGAS

### 2.4.1 Trincas de Soldagem

Trincas de soldagem são um problema grave que levam à diminuição da vida da peça. A Figura 25 apresenta os diferentes tipos de trincas de soldagem que podem surgir durante o processo. Em superligas de níquel, as trincas mais comuns de ocorrerem são as trincas de solidificação, trincas de liquação e trincas de reaquecimento, que serão descritas mais detalhadamente a seguir. Essas trincas

podem se apresentar tanto na forma de macrotrincas como de microtrincas. Para a detecção de macrotrincas, ensaios não destrutivos são utilizados, como exame visual, líquidos penetrantes e raios-X. No caso das microtrincas, somente podem ser vistas e analisadas utilizando grandes aumentos, sendo necessário a destruição da peça para a sua análise de MO ou MEV (ANDERSSON, 2011; ATHIROJ et al., 2018).

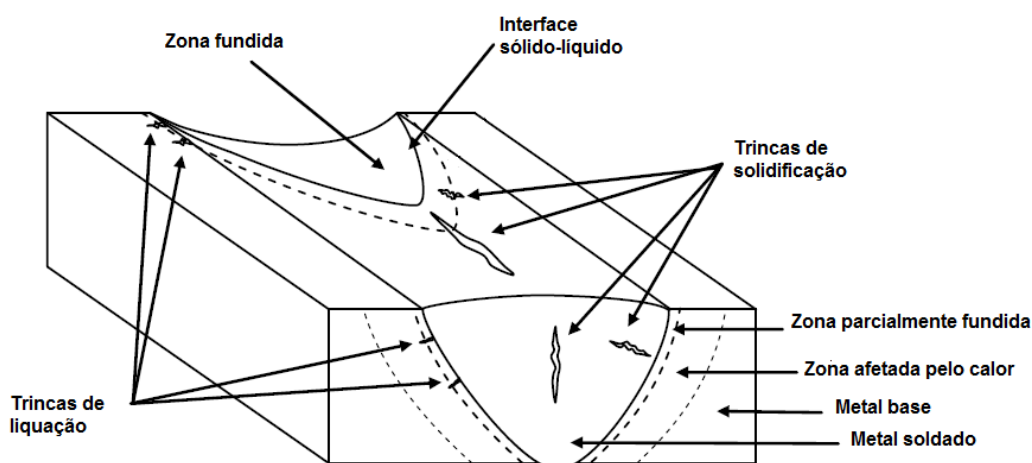


Figura 25: Esquema de trincas de soldagem (Adaptado de ANDERSSON, 2011).

#### 2.4.1.1 Trincas de Solidificação

Superligas de níquel são susceptíveis a trincas de solidificação. Um fator determinante para o aparecimento de trincas de solidificação nas superligas de níquel é a segregação de elementos entre as dendritas durante a solidificação da poça fundida. Entre os elementos que podem segregar nos contornos de grão podem ser destacados: S, O, B, P, C, Ti, N, H e o Nb. Estes elementos causam uma queda na temperatura de solidificação da fase líquida e conseqüentemente irão influenciar nas reações eutéticas, formando finos filmes nos contornos de grão, que após solidificados, irão prejudicar as propriedades da liga (ANDERSSON, 2011).

Dupont, Robino e Marder (1999) estudaram o efeito das reações eutéticas no tamanho do intervalo de temperatura de solidificação e nas trincas de solidificação. A Figura 26 apresenta a microestrutura de uma superliga de níquel soldada, destacando as fases  $\gamma$ -Laves e  $\gamma$ -NbC. Estes microconstituintes são formados através de reações eutéticas:  $L \rightarrow \gamma + NbC$  e  $L \rightarrow \gamma + Laves$ . Esta segunda, a fase de Laves, ocorre em uma temperatura consideravelmente menor que a primeira, e aumenta o intervalo de solidificação da liga fundida. Este aumento do intervalo provoca um aumento no

tamanho das trincas de solidificação. A Figura 27 mostra como o intervalo de solidificação afeta o tamanho máximo de trinca. Neste caso, a temperatura de solidificação do eutético  $\gamma$ -NbC é de 1355 °C e do eutético  $\gamma$ -Laves é de 1248 °C. Como a solidificação da liga começa por volta dos 1385 °C (temperatura *liquidus*), quando é formado o eutético  $\gamma$ -Laves o intervalo de solidificação é grande (aproximadamente 137 °C). Para este intervalo, o tamanho máximo de trincas pode chegar a 2 mm de comprimento.

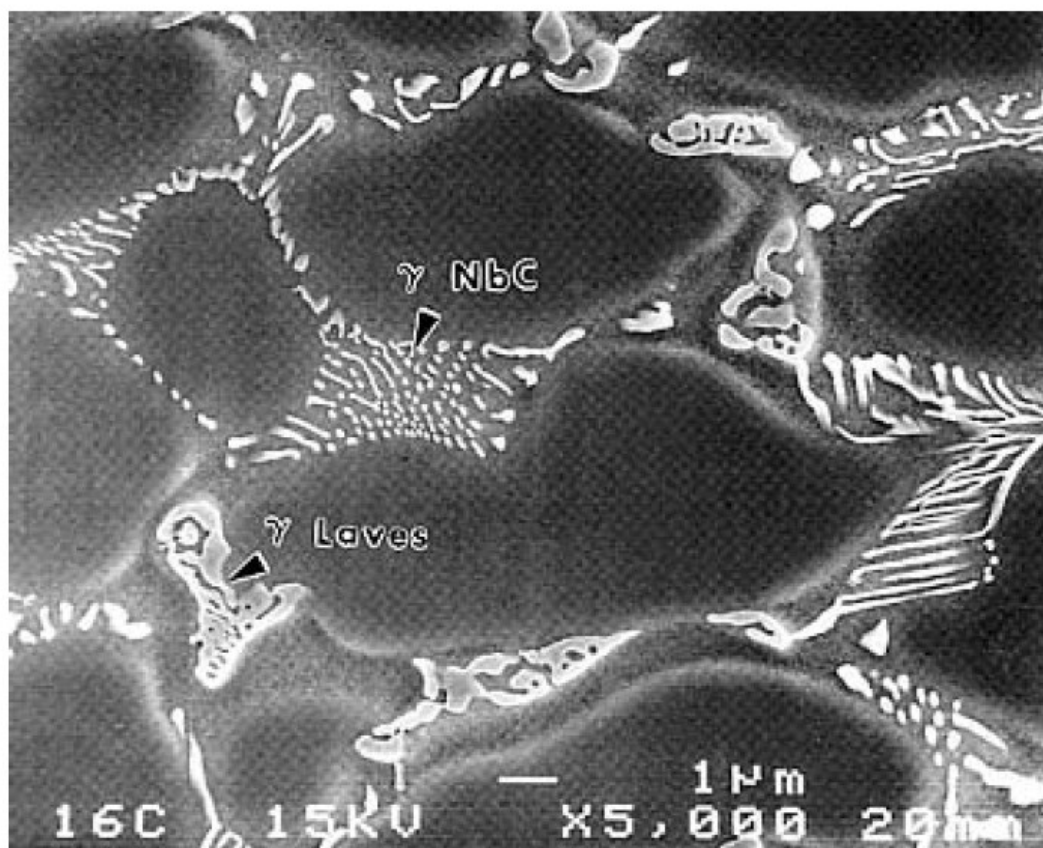


Figura 26: Micrografia de MEV de superliga de níquel, destacando os microconstituintes eutéticos  $\gamma$ -Laves e  $\gamma$ -NbC (DUPONT; ROBINO; MARDER, 1999).

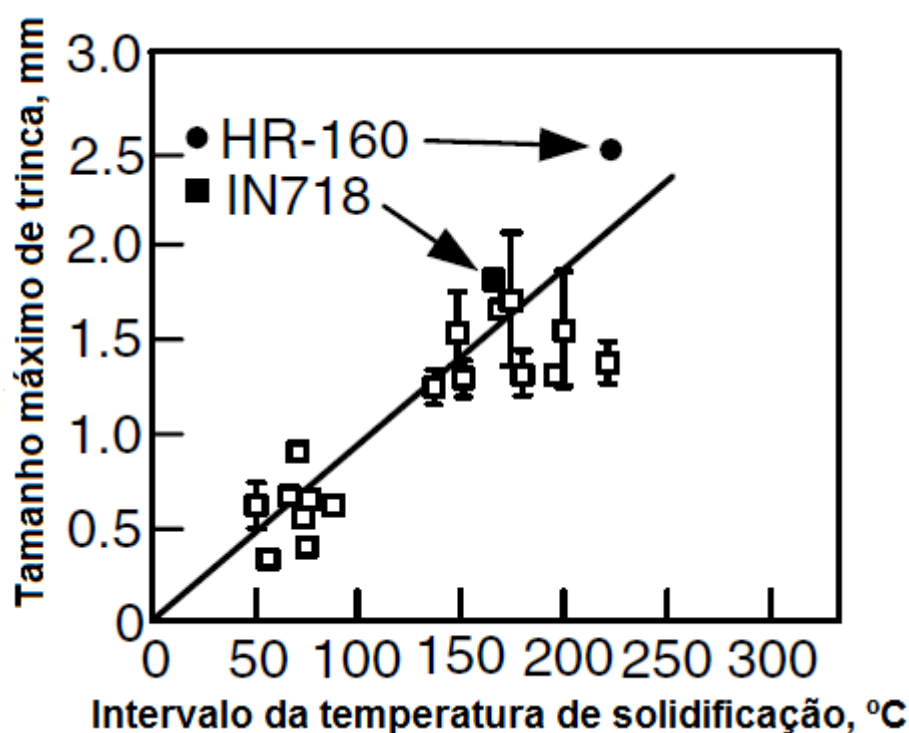


Figura 27: Influência do intervalo de solidificação no tamanho máximo da trinca (DUPONT; ROBINO; MARDER, 1999).

#### 2.4.1.2 Trincas de Liquação

Superligas de níquel são também susceptíveis a trincas de liquação (*liquation cracks*). As trincas de liquação ocorrem normalmente na zona parcialmente fundida (ZPF), zona de crescimento planar (ZCP) e na ZAC e são induzidas pela liquação de fases com baixo ponto de fusão, como Laves, carbonetos MC e eutéticos  $\gamma$ - $\gamma'$ , presentes nos contornos de grão, que foram formados pela segregação de elementos nos contornos de grão durante a solidificação do material. Nas superligas de níquel, a ocorrência deste tipo de trinca pode ser minimizada através do processo de soldagem utilizado, com melhores resultados obtidos quanto maior a densidade de potência da fonte de aquecimento ou também quanto menor o aporte térmico utilizado (KOU, 2003).

Said, Syarif e Sajuri (2009) realizaram estudos de soldagem TIG na superliga de níquel GTD-111 e encontraram trincas intergranulares na ZPF, causadas pela liquação de fases presentes nos contornos de grão. Segundo os autores, os elevados teores de Ti e Al encontrados próximos à trinca, indica que ela se formou a partir da

liquação de  $\gamma$ - $\gamma'$  eutético durante a soldagem. A Figura 28 apresenta a micrografia de MEV da ZPF de uma superliga GTD-111 soldada.

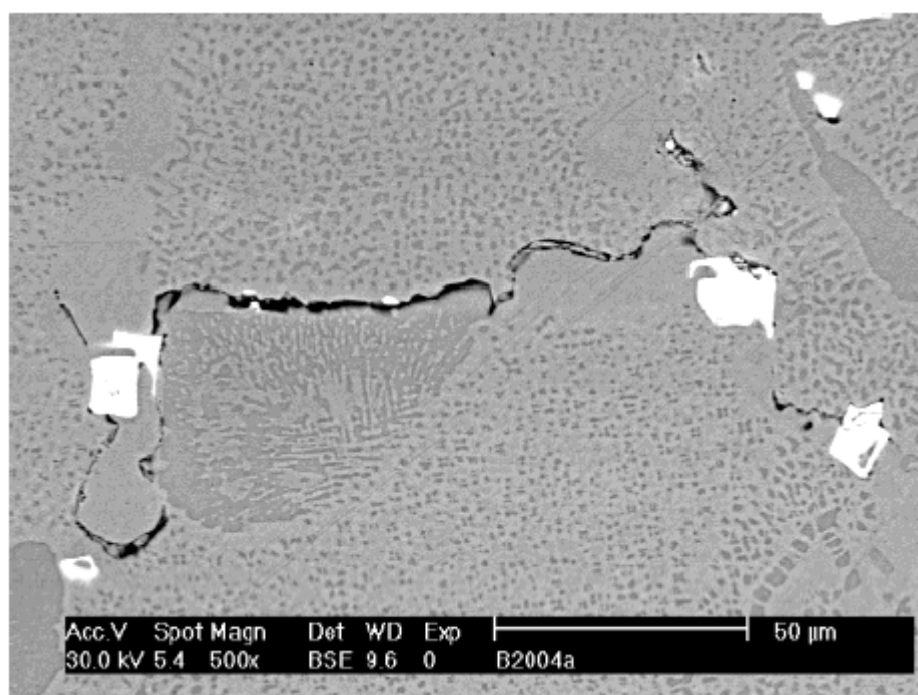


Figura 28: Micrografia da ZPF de uma superliga GTD-111 (SAID; SYARIF; SAJURI, 2009).

Montazeri, Ghaini e Ojo (2013) estudaram o efeito do calor aportado nas trincas de liquação na soldagem a laser da liga IN738LC. De acordo com as afirmações desses autores e outras disponíveis na literatura, superligas com teores de Al e Ti maiores que 6 % em peso apresentam soldabilidade muito baixa, que é o caso da liga IN738LC. Uma forma de diminuir a ocorrência destas trincas é a diminuição do aporte térmico e aumento da velocidade de resfriamento, que influenciam diretamente na geração de tensões na linha de fusão. O aporte térmico utilizado no estudo variou entre 9,4 e 32,5 J/mm.

A Figura 29 apresenta micrografias de MEV da região da solda, indicando a ZF e destacando as trincas tipicamente encontradas durante o experimento. Na Figura 29 a) a trinca foi formada no contorno de grão a partir da liquação do eutético  $\gamma$ - $\gamma'$  e na Figura 29 b) foi formada no contorno de grão a partir da liquação de um filme de carboneto MC presente ao longo do contorno de grão. Trincas de liquação normalmente ocorrem ao longo de contornos de grão que apresentam filmes formados constituintes com baixo ponto de fusão como resultado da segregação durante a solidificação. A quantidade total de trincas observadas variou de acordo com o calor

aportado, apresentando menor presença quanto menor o calor aportado (MONTAZERI; GHAINI; OJO, 2013).

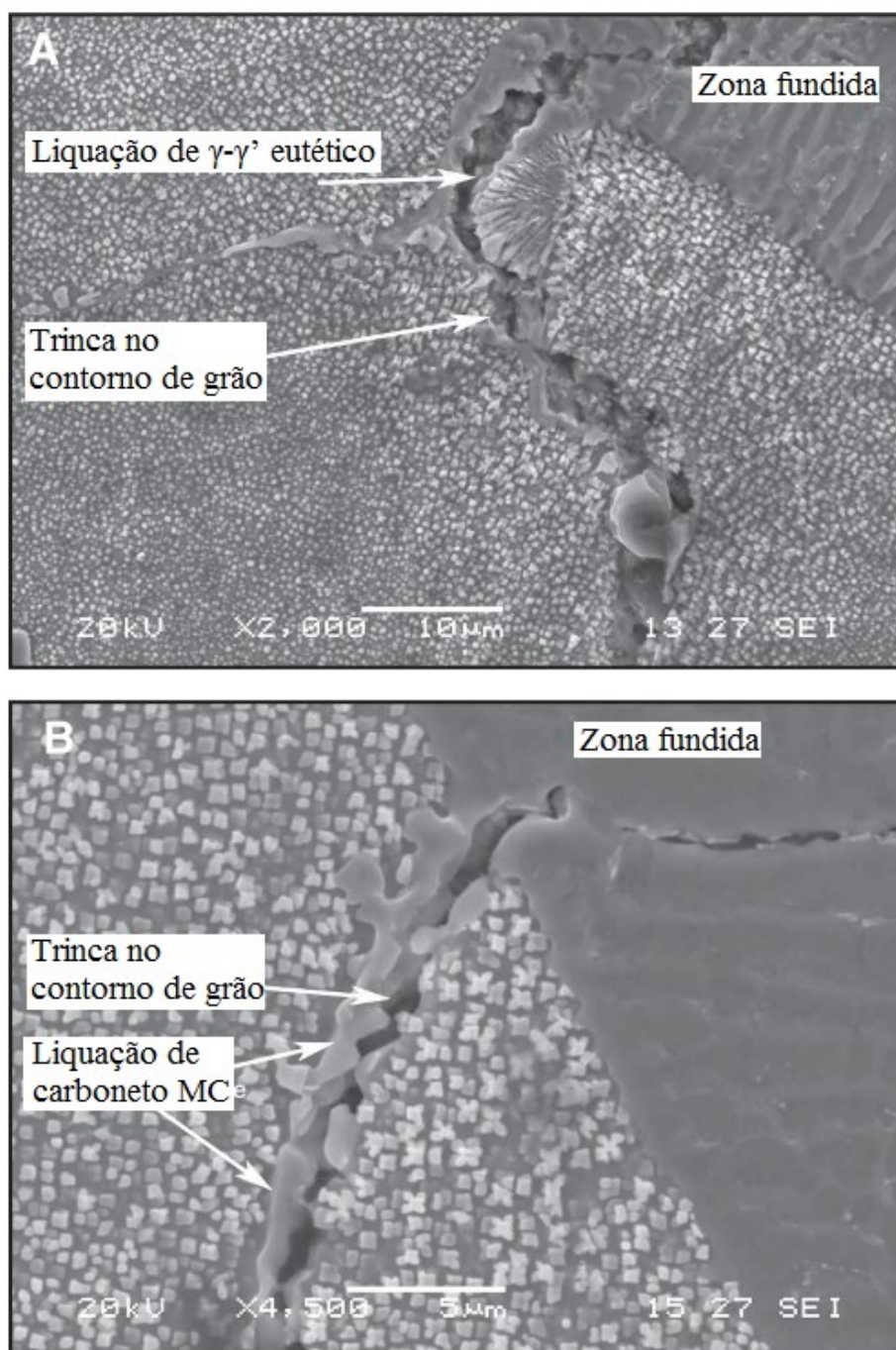


Figura 29: Micrografias de MEV da liga IN738LC soldadas com processo laser, destacando trincas de liquação a) a partir da liquação de  $\gamma-\gamma'$  eutético e b) a partir de carboneto MC (Adaptado de MONTAZERI; GHAINI; OJO, 2013).

Donachie e Donachie (2002) sugeriram que, para diminuir a ocorrência e a quantidade de trincas de liquação, deve-se buscar a mínima quantidade possível de

precipitados que sofrem liquação e efetuar a solda com a liga no seu estado solubilizado, para soldagens com baixo aporte térmico.

#### 2.4.1.3 *Trincas de Reaquecimento*

Superligas de níquel podem ser soldadas na condição solubilizadas, ou seja, com os elementos de liga dissolvidos na matriz, e com pouca presença de precipitados  $\gamma'$ . Na condição envelhecida, a superliga apresenta valores elevados de ductilidade, quando comparado ao material novo (solubilizado e precipitado), o que permite, até certo ponto, absorver as tensões de soldagem e evitar a nucleação de trincas. Após o término da soldagem, faz-se o TTPS (tratamento térmico pós soldagem), com objetivo de aliviar as tensões da soldagem e homogeneizar a microestrutura. De forma semelhante ao tratamento de rejuvenescimento discutido anteriormente, o TTPS consiste em uma etapa de solubilização e uma de precipitação. Mas como no caso do material solubilizado não há a presença de precipitados coalescidos, formados ao longo de várias horas de trabalho a altas temperaturas, é indicado apenas um tratamento padrão de solubilização a 1200 °C por 2 h, seguido de precipitação a 845 °C por 24 h (ATHIROJ et al., 2018; DONACHIE; DONACHIE, 2002).

No TTPS, durante o aquecimento, ainda há elevadas tensões residuais resultantes da soldagem e antes que estas tensões sejam aliviadas, pode ocorrer a precipitação de  $\gamma'$ , dependendo de vários fatores como a presença de elementos formadores de precipitados como Al e Ti ou a taxa de aquecimento do material. Durante a precipitação de  $\gamma'$  ocorre variação volumétrica do material e endurecimento, favorecendo o surgimento de trincas de reaquecimento. Elas também podem aparecer em uma solda multipasse, devido aos ciclos térmicos a que o material é submetido durante a soldagem. Em um TTPS que consiste apenas numa etapa de precipitação, sem a solubilização prévia, a probabilidade de que ocorram trincas de reaquecimento é ainda maior (KOU, 2003).

A Figura 30 apresenta os ciclos térmicos aos quais uma superliga de níquel soldada está sujeita durante a soldagem e o TTPS. O início do gráfico, referente ao ciclo térmico da soldagem, é caracterizado por um rápido aquecimento e resfriamento da peça, gerando tensões residuais ao fim do ciclo, no ponto 1. Após a soldagem, durante o aquecimento da peça para realização de tratamentos térmicos, pode ocorrer

precipitação, dependendo da temperatura de aquecimento da peça. Essa precipitação, que ocorre no ponto 2, juntamente com as tensões residuais geradas no ponto 1, pode ocasionar trincas. As etapas seguintes se referem ao restante do tratamento térmico pós soldagem (KOU, 2003).

As trincas originadas no tratamento térmico normalmente têm início na ZAC de grãos grosseiros (ZAC – GG), região em que ocorre a solubilização dos precipitados  $\gamma'$  durante a soldagem e a sua reprecipitação durante o tratamento térmico, mas ao se propagar, pode atingir regiões da peça não afetadas pelo calor. A Figura 31 apresenta um ensaio realizado na superliga de níquel Rene 41, onde uma solda circular foi realizada. Nota-se como a trinca se propaga para regiões afastadas da solda, regiões estas não afetadas pelo calor (KOU, 2003).

Em uma solda de passe único em aços baixo carbono, podem ser observadas 3 regiões na ZAC, conforme visto na Figura 32. A ZAC – GG refere-se a região da ZAC mais próxima a linha de fusão, onde os grãos cresceram devido ao calor da soldagem, se apresentando mais grosseiros que no resto do material. Além da ZAC – GG pode se observar mais duas regiões distintas, a ZAC de grão fino (ZAC – GF) onde ocorre o refino dos grãos e a ZAC intercrítica (ZAC – IC), onde ocorre o refino parcial dos grãos. No caso das superligas, ocorre uma separação de regiões da ZAC semelhante ao que ocorre no exemplo da Figura 32: regiões próximas à linha de fusão, ocorre a solubilização dos precipitados  $\gamma'$ , regiões intermediárias e mais afastadas da ZAC ocorre o superenvelhecimento e coalescimento dos precipitados (KOU, 2003).



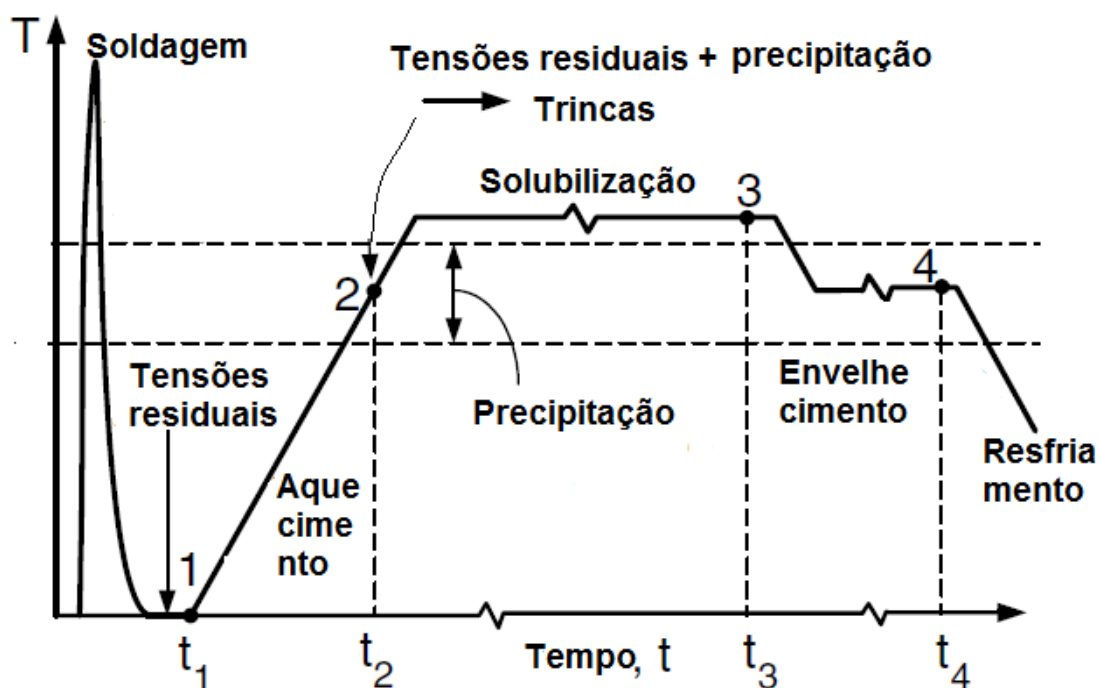


Figura 30: Ciclos térmicos de soldagem e tratamento térmico (Adaptado de KOU, 2003).



Figura 31: Propagação de trinca na superliga de níquel Rene 41 (PRAGER; SHIRA, 1968).



Figura 32: Regiões da ZAC em solda de aço baixo carbono de passe único  
 (Adaptado de KOU, 2003).

A Figura 33 apresenta um esquema de uma das formas que pode ocorrer o crescimento de grãos na zona fundida a partir dos grãos do metal de base. Na linha de fusão, que divide a poça fundida do metal de base, os grãos da poça fundida crescem a partir dos grãos da base com a mesma direção cristalina (ou seja, ocorre crescimento epitaxial), em direção ao centro do cordão de solda (KOU, 2003).

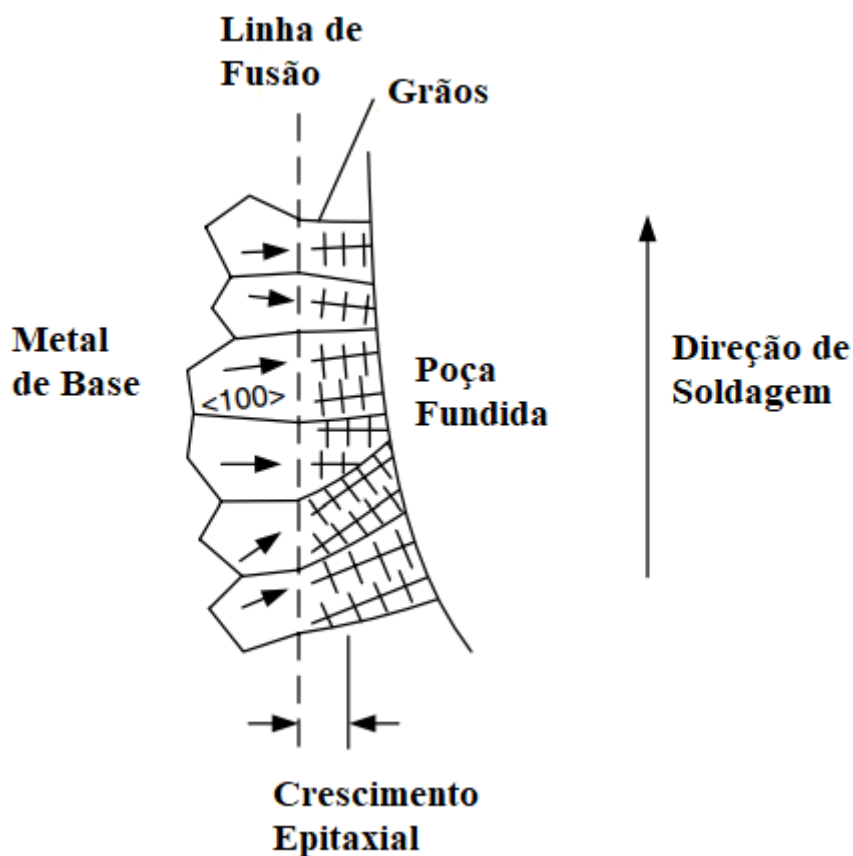


Figura 33: Crescimento epitaxial de grãos a partir da linha de fusão (Adaptado de KOU, 2003).

A Figura 34 apresenta curvas de susceptibilidade a trincas de reaquecimento para duas superligas, Waspaloy e Inconel 718. A principal diferença entre as duas são os teores dos elementos formadores de precipitados, como Al e Ti, que no caso da Waspaloy, estão presentes em maiores quantidades, fazendo com que a liga tenha uma maior cinética de precipitação, ou seja, que os precipitados  $\gamma'$  se formem rapidamente durante o aquecimento. A presença destes elementos desloca a curva de precipitação para a esquerda, o que diminui a soldabilidade desta liga e resulta numa maior probabilidade de ocorrência de trincas durante a soldagem ou durante o TTPS (KOU, 2003).

Para que não ocorram trincas de reaquecimento, deve-se evitar interceptar a curva-C de precipitação durante o TTPS. Para isto, quanto mais alta for a taxa de aquecimento, menos tempo permanecerá o material na faixa de temperaturas em que ocorre precipitação, reduzindo assim por completo a chance de trincas de reaquecimento. A Figura 35 ilustra esta situação para a superliga de níquel Rene 41, em que as trincas de reaquecimento somente ocorrem para taxas de aquecimento menores, as quais interceptam a curva-C de precipitação (KOU, 2003).

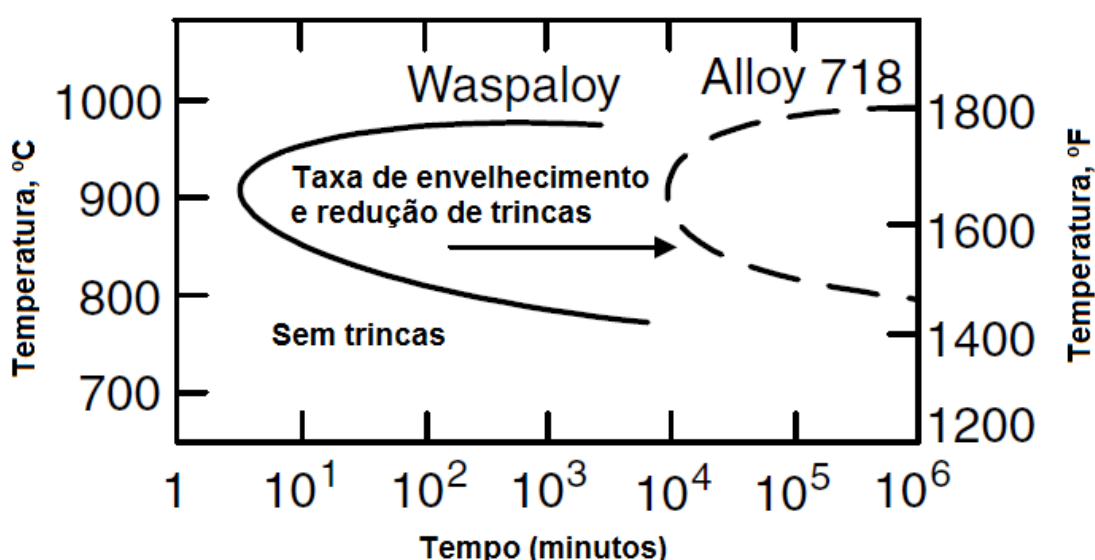


Figura 34: Curvas de susceptibilidade de trincas de reaquecimento (Adaptado de KOU, 2003).

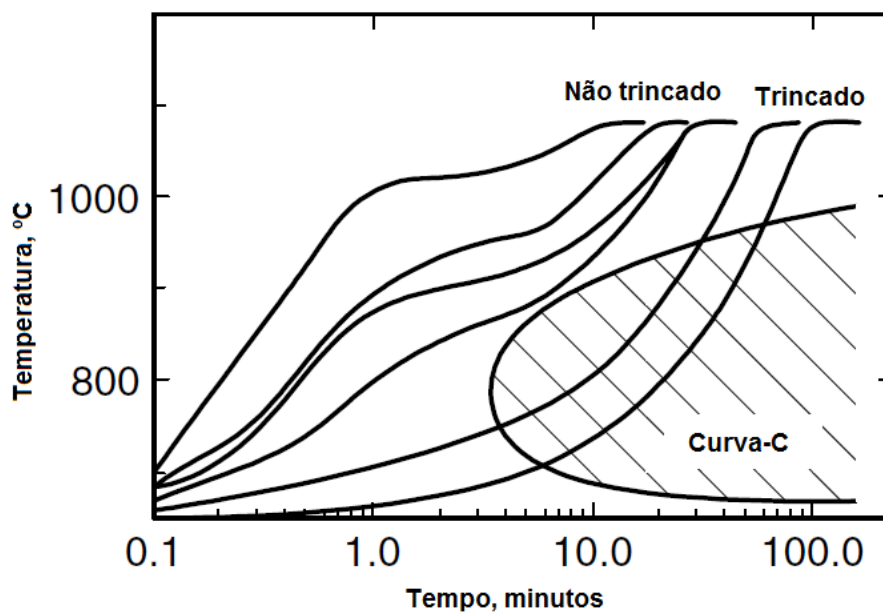


Figura 35: Efeito da taxa de aquecimento no tratamento térmico pós soldagem para a superliga de níquel Rene 41 (Adaptado de KOU, 2003).

A Figura 36 mostra os teores (% em peso) de Al e Ti que podem propiciar a ocorrência de trincas durante o envelhecimento, traduzido na forma de dificuldade ou facilidade de soldar. Teores mais elevados de Al e Ti resultam em uma maior quantidade de precipitados  $\gamma'$  que elevam a resistência mecânica da liga. Desta forma, ligas com alto teor de Al e Ti apresentam menor capacidade de absorver as elevadas tensões que o processo de soldagem induz no material (KOU, 2003).

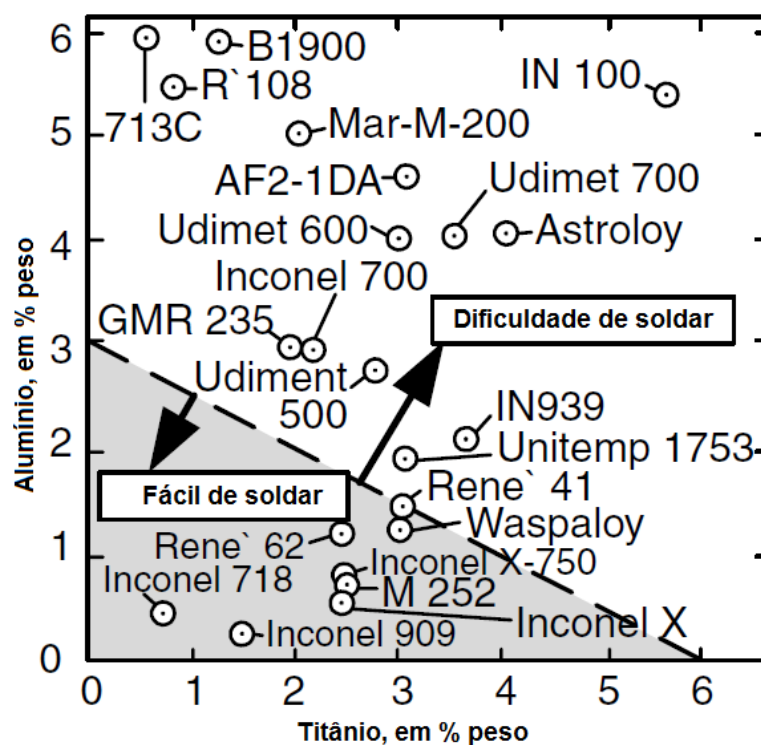


Figura 36: Relação da % em peso de Al e Ti com a dificuldade de soldar (Adaptado de KELLY, 1990).

Bessa (2022) realizou estudos sobre a cinética de envelhecimento microestrutural da superliga de níquel GTD-111, com amostras obtidas de palhetas de turbina a gás. Entre outros tópicos, Bessa (2022) concluiu que a região interdendrítica ou zona interdendrítica (ZID), caracterizada pela alta quantidade de carbonetos primários MC e estruturas eutéticas  $\gamma - \gamma'$ , formadas durante a solidificação da liga, são muito semelhantes as regiões de contornos de interfaces e facilitam a propagação de trincas, pois durante o envelhecimento dessa região, com a dissolução de carbonetos MC próximos das estruturas eutéticas  $\gamma - \gamma'$  formam-se grandes regiões de fase  $\gamma'$ .

Essa estrutura é bastante comum de ocorrer na zona fundida (ZF), devido à segregação de elementos de liga para os contornos de grão. As ZID da ZF são caracterizadas pela alta quantidade de carbonetos primários MC e são muito propensas a trincas de reaquecimento. Wang (2021) estudou a soldagem de superligas GTD-111 utilizando laser pulsado (Figura 37), e caracterizou na microestrutura as zonas dendríticas do núcleo (DCR – *dendritic core region*) e as zonas interdendríticas (IDR – *interdendritic region*). Na região há alta concentração de elementos de liga, em especial o Al, que favorece ao aparecimento de trincas de

reaquecimento, devido à alta taxa de precipitação nessa região durante o TTPS. Na Figura 37 (c) é apresentada as concentrações de Al e Ti ao longo das ZID, em que a sigla MT1 é referente a amostra como soldada e MT2 após o TTPS.

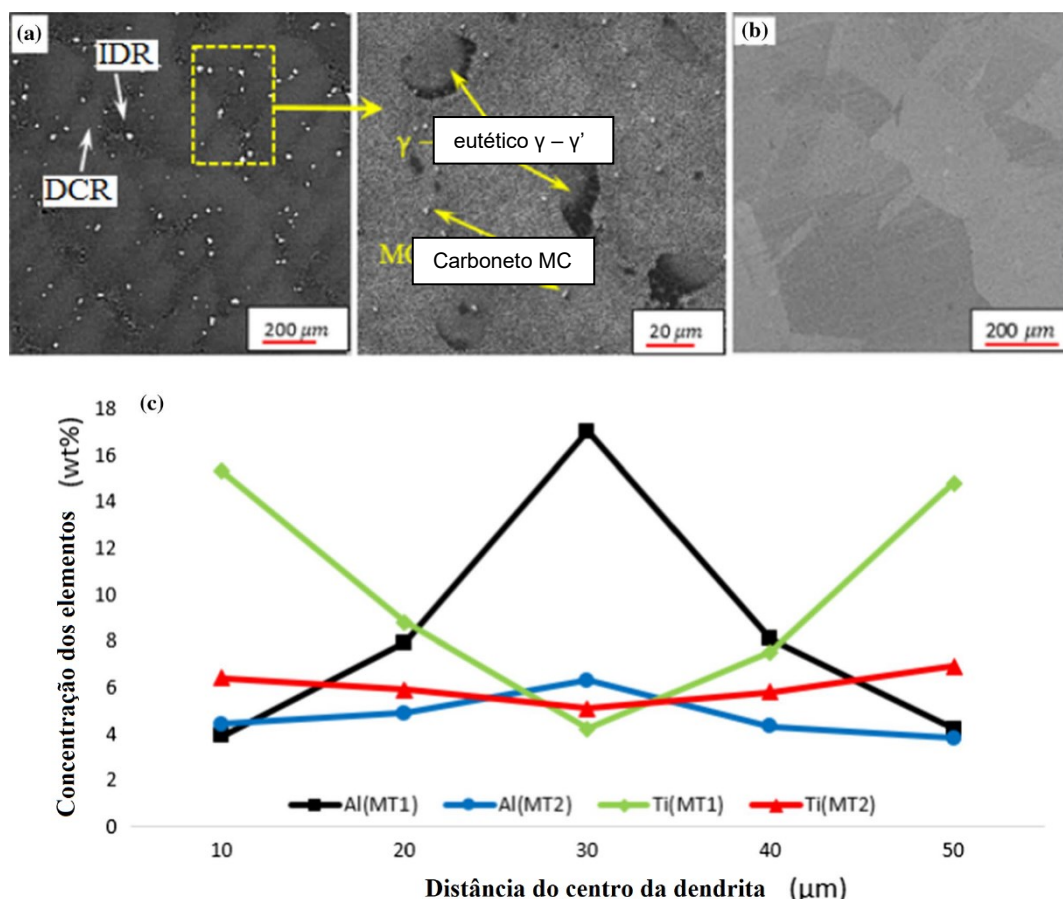


Figura 37: Micrografia de MEV de uma superliga GTD-111 (a) destacando regiões dendríticas e interdendríticas; (b) após TTPS e (c) concentração de Al e Ti antes e depois do TTPS (Adaptado de WANG, 2021).

Athiroj e Wangyao (2015) realizaram estudos dos efeitos dos parâmetros da soldagem TIG sobre as trincas de reaquecimento na soldagem da superliga GTD-111 com metal de adição IN625. A superliga GTD-111 foi obtida de pás de turbinas a gás após muitas horas em serviço em alta temperatura. O metal de adição IN625 foi utilizado devido à sua ótima soldabilidade resultante de sua relativa alta ductilidade e baixo teor de elementos formadores de precipitados como Al e Ti. A Tabela 5 apresenta os parâmetros utilizados no experimento. As amostras foram soldadas na condição como recebidas, sem tratamento térmico prévio de solubilização. Após soldadas foram submetidas ao TTPS padrão de solubilização a 1200 °C por 2 h e precipitação a 845 °C por 24 h.

Tabela 5: Parâmetros utilizados no experimento (ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

Condição	Tensão (V)	Corrente (A)	Potência (W)
1	9	35	315
2	9	27	243
3	9	22	198
4	9	20	180

A Figura 38 apresenta as microestruturas observadas no MO e MEV do material como recebido. Nota-se na micrografia óptica estruturas dendríticas típicas de solidificação. Nas micrografias de MEV nota-se que os precipitados  $\gamma'$  estão coalescidos e esféricos, indicando possível perda de coerência com a matriz. Também se nota a presença de outras fases como carbonetos MC e eutético  $\gamma-\gamma'$ .

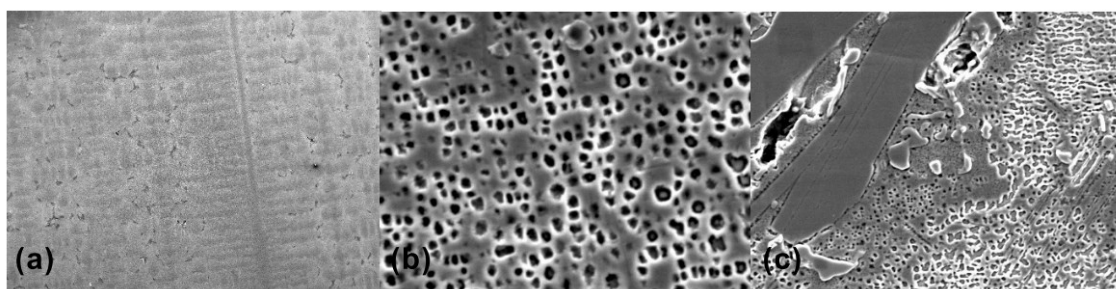


Figura 38: Microestruturas obtidas por MO (a) e MEV (b e c) do material como recebido (ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

A Figura 39 apresenta as micrografias de MEV das amostras no estado como-soldado e após o TTPS, destacando-se as trincas, quando encontradas. Nota-se que após o TTPS, houve a homogeneização da microestrutura, os precipitados estão finos e uniformemente distribuídos. Na condição 2, como soldada, observa-se que os precipitados apresentam morfologia cuboidal. Isto indica que houve solubilização parcial durante a soldagem e precipitação no resfriamento. Há presença de carbonetos MC irregulares e de eutético  $\gamma-\gamma'$  na ZAC de todas as amostras (ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

Na condição como soldada, foram encontradas trincas nas condições 1 e 2. As trincas esperadas nessa condição seriam típicas de liquação de fases de menor temperatura de fusão, como carbonetos MC ou eutético  $\gamma-\gamma'$ . As trincas encontradas estão localizadas no interior dessas fases, não caracterizando trincas de liquação. Segundo os autores, estas trincas foram causadas por contração localizada dos

carbonetos e dos eutéticos durante o resfriamento da soldagem. Nas condições 3 e 4 não foram encontradas trincas de qualquer tipo, provavelmente devido à baixa potência de soldagem destas condições, resultando em um menor aporte térmico e maior velocidade de resfriamento. Nas condições após TTPS, onde se esperavam trincas de reaquecimento, foram observadas as mesmas trincas no interior de carbonetos e estruturas eutéticas vistas no estado como soldado, nas condições 1 e 2 (ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

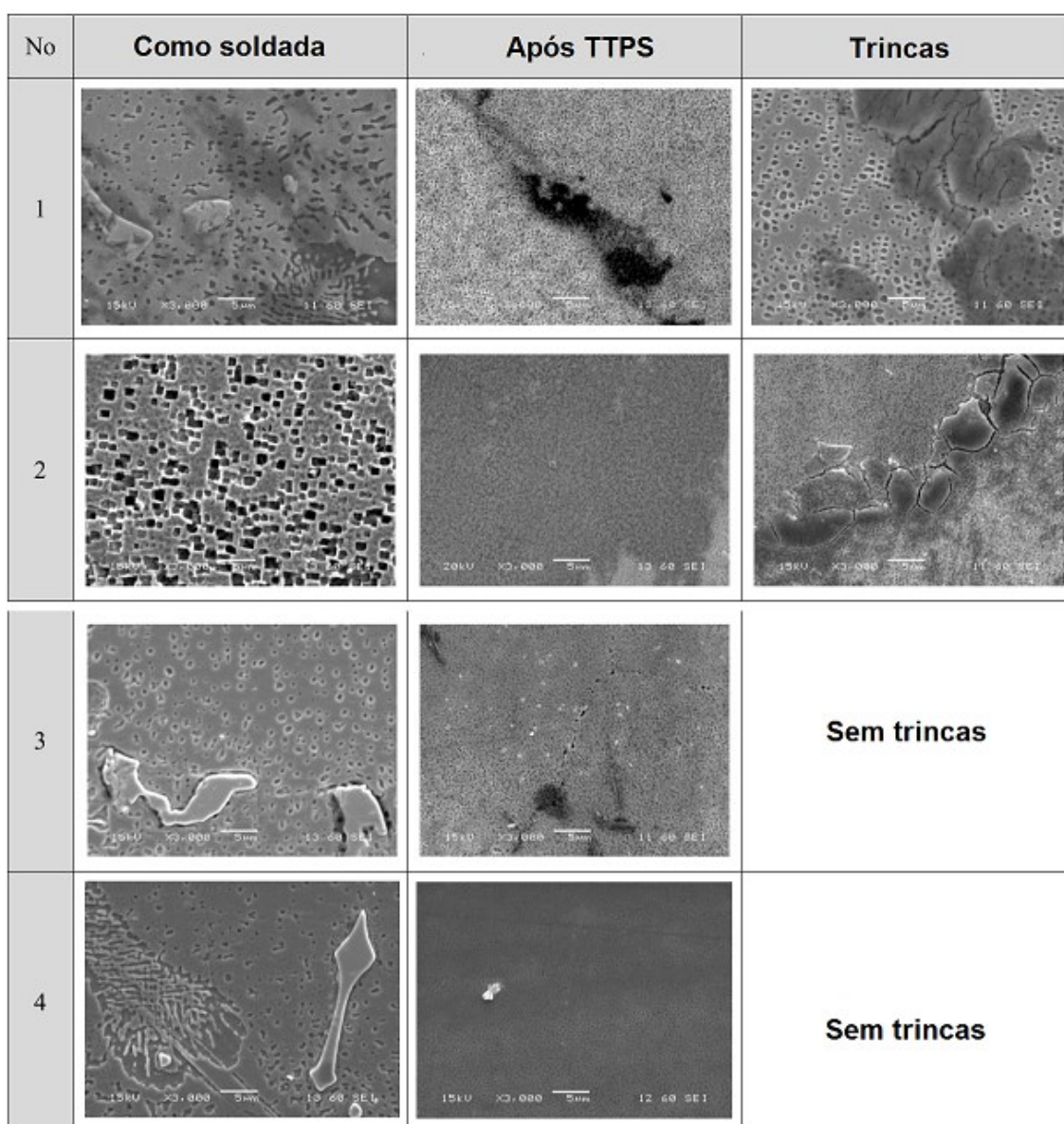


Figura 39: Micrografias de MEV das amostras no estado como soldado, após TTPS e das trincas observadas (ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

Athiroj e Wangyao (2015) relataram que para as potências de soldagem de 180, 198, 243 e 315 W, trincas de liquação e de reaquecimento não foram observadas.



Ainda assim, havia a possibilidade de encontrar finas microtrincas em aumentos maiores, mas essa avaliação não foi feita por não estar no escopo desse estudo.

## 2.5 EFEITOS METALÚRGICOS DO APORTE TÉRMICO

Nos últimos anos, pesquisadores vem buscando elaborar modelos mais sistemáticos e diretos para a definição dos parâmetros a serem utilizados para soldagem de superligas de níquel pelo processo TIG em uma determinada configuração. A Figura 40 apresenta um diagrama de soldabilidade de chapas forjadas da superliga de níquel IN718 para o processo TIG. Segundo esse estudo, o surgimento de defeitos está diretamente ligado à potência efetiva do arco e à velocidade de soldagem. Para altas potências e baixas velocidade de soldagem, ocorre trincas de solidificação devido ao maior tempo para solidificação da poça de fusão. Com o aumento da velocidade, há a ocorrência de um contorno de grão contínuo na região central do cordão de solda, devido ao crescimento das dendritas se darem da borda em direção ao centro se encontrando no eixo central do cordão. Normalmente este contorno de grão contínuo localizado no centro está associado à trinca de solidificação. Se a potência for elevada, podem ocorrer trincas de liquação (DYE; HUNZIKER; REED, 2001).

A Figura 41 apresenta micrografias realizadas em cordões de solda realizadas em um mesmo material, com diferentes potências efetivas e velocidades de soldagem. Na Figura 41 (a), o cordão de solda foi realizado com baixa potência e baixa velocidade de deslocamento, resultando em uma baixa penetração do cordão, baixa velocidade de resfriamento e uma ZAC grande. Na Figura 41 (b), o cordão foi realizado com alta potência e alta velocidade de deslocamento. Observa-se que neste caso a penetração do cordão foi maior, o que resultou em um maior escoamento de calor para o MB, e conseqüentemente, maior velocidade de resfriamento e uma ZAC menor.

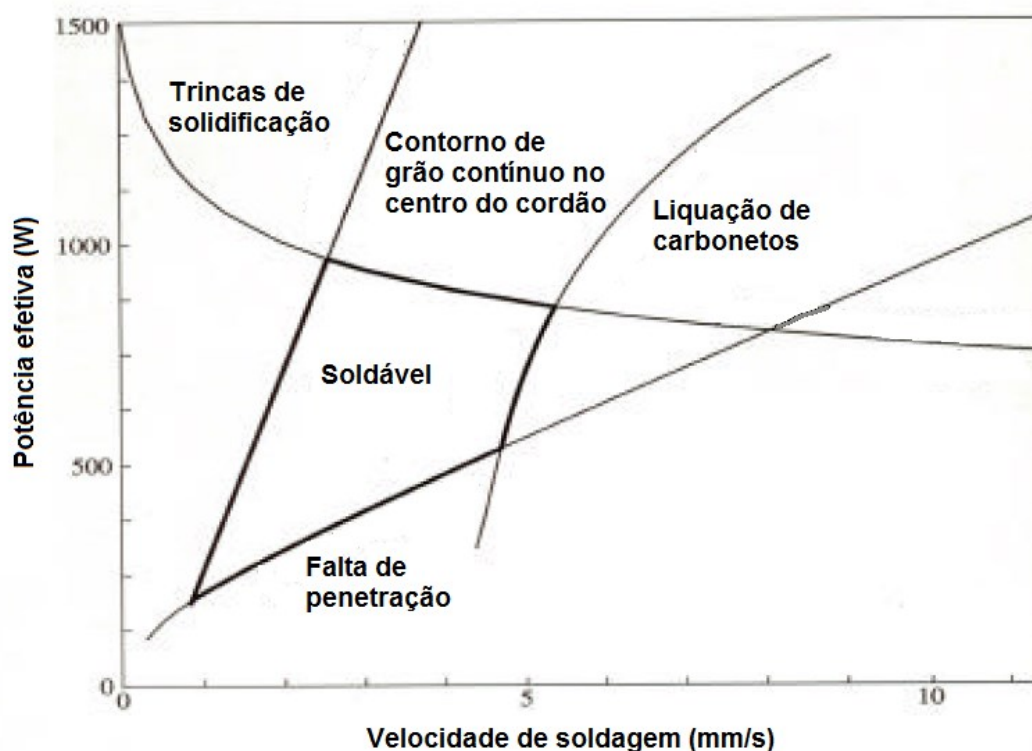


Figura 40: Diagrama de soldabilidade de uma chapa de IN718 forjada (DYE; HUNZIKER; REED, 2001).

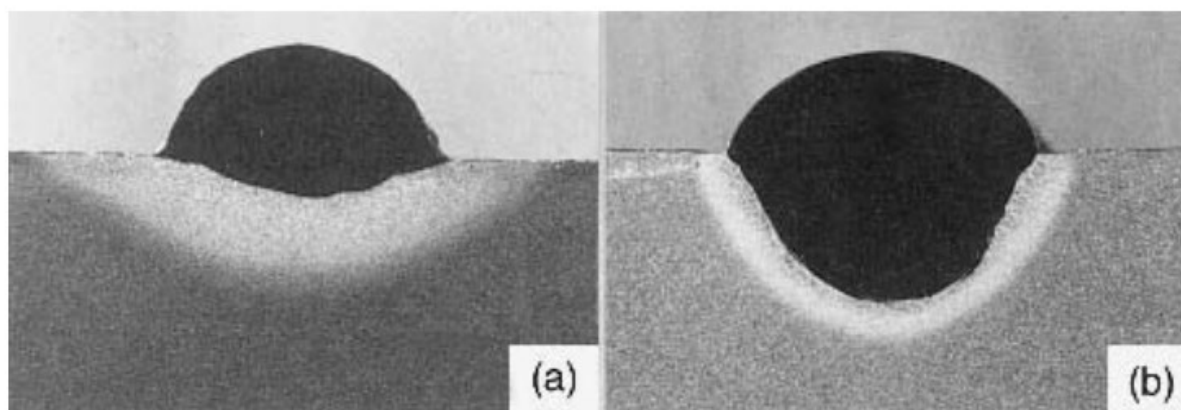


Figura 41: Exemplo do efeito da velocidade de soldagem e da potência efetiva na penetração do cordão e na largura da ZAC: (a) baixa potência e baixa velocidade e (b) alta potência e alta velocidade (DUPONT, MARDER, 1995).

Para a determinação da potência a ser utilizada no processo, deve-se considerar também a geometria da peça. Diversos autores estudaram a transferência de calor durante a soldagem, buscando um modelamento com base na geometria da peça, com ênfase na espessura. O estudo mais profundo e que hoje serve de base para soluções analíticas mais refinadas, foi realizado por Adams (1958, 1962 e 1963)

e define o comportamento de escoamento de calor (2D ou 3D) e velocidade de resfriamento entre outros.

A forma como o escoamento acontece é de grande importância e leva a grandes variações na velocidade de resfriamento a que o material pode estar submetido durante a soldagem. Basicamente, se o escoamento de calor ocorrer em 2 direções, a peça é considerada chapa fina e se ocorrer em 3 direções a peça é considerada chapa grossa. Para a classificação entre chapa fina ou grossa, utiliza-se o parâmetro  $\tau$ , calculado mediante a seguinte equação (1):

$$\tau = e \cdot \sqrt{\frac{\rho \cdot C \cdot (T_c - T_{pré})}{E}} \quad (1)$$

Onde  $e$  = espessura da chapa;  $\rho$  = densidade do material;  $C$  = calor específico do material;  $T_c$  = temperatura crítica;  $T_{pré}$  = temperatura inicial da chapa e  $E$  = aporte térmico. No caso das superligas de níquel, a temperatura crítica é referente à temperatura de precipitação, em torno de 845 °C, que pode ser visualizada na Figura 30, no ponto 2.

Mediante o modelo de Adams (1958, 1962, 1963) pode-se prever a velocidade de resfriamento  $V_r$  a uma certa temperatura de referência  $T_r$ , utilizando a equação (2) quando a chapa é considerada grossa ou a equação (3) quando a chapa é considerada fina:

$$V_r = \frac{2\pi K(T_r - T_o)^2}{E} \quad (2)$$

$$V_r = 2\pi K\rho C \left(\frac{e}{E}\right)^2 (T_r - T_o)^3 \quad (3)$$

Onde  $V_r$  = velocidade de resfriamento;  $K$  = condutividade térmica do metal de base;  $T_r$  = temperatura de referência;  $T_o$  = temperatura inicial;  $\rho$  = densidade do metal;  $C$  = calor específico do metal;  $e$  = espessura e  $E$  = aporte térmico.

No caso das equações (2) e (3), a temperatura de referência a ser adotado para este estudo é igual a temperatura crítica (845 °C) utilizada na equação (1), na qual ocorre máxima cinética de precipitação. A velocidade de resfriamento  $V_r$  é

calculada para a temperatura de referência ou crítica (845 °C), ou seja, a inclinação da curva de resfriamento no momento em que se atinge a temperatura de referência.

No trabalho de Dye, Hunziker e Reed (2001), as energias de soldagem da região de soldabilidade apresentada na Figura 40 foram obtidas pela equação (1) e as respectivas velocidades de resfriamento obtidas pela equação (3) são apresentadas na Tabela 6.

Tabela 6: Aportes térmicos utilizados e velocidades de resfriamento calculadas no estudo de Dye, Hunziker e Reed (2001).

Aporte Térmico (J/mm)	Velocidade de Resfriamento (°C/s)
100	48
180	14
380	3

Na Figura 42 é ilustrado um esquema do efeito da velocidade de soldagem no padrão dos grãos da ZF de uma amostra soldada. Com velocidade de soldagem mais baixas, os grãos colunares são curvados, enquanto que em velocidades mais altas, a poça fundida adquire o formato de gota, favorecendo o crescimento de grãos retilíneos e perpendiculares ao eixo solda, resultando numa maior concentração de soluto na linha central do cordão (KOU, 2002).

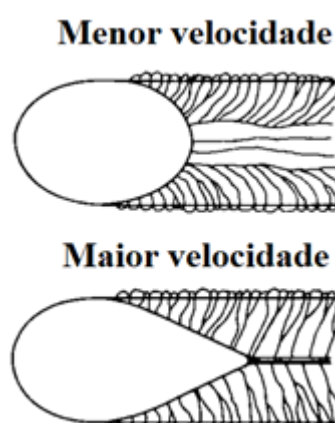


Figura 42: Efeito da velocidade de soldagem na formação dos grãos da ZF.

(Adaptado de KOU, 2002).

Na Figura 43 é apresentado um exemplo de soldagem feita em alumínio 99,96% com diferentes velocidades de soldagem. Nota-se como o padrão dos grãos da ZF segue o modelo apresentado na Figura 42. Na Figura 43 (a), em que a

soldagem foi realizada com velocidade maior, os grãos estão retilíneos e Figura 43 (b), soldagem realizada com menor velocidade, os grãos apresentam aspecto curvado.

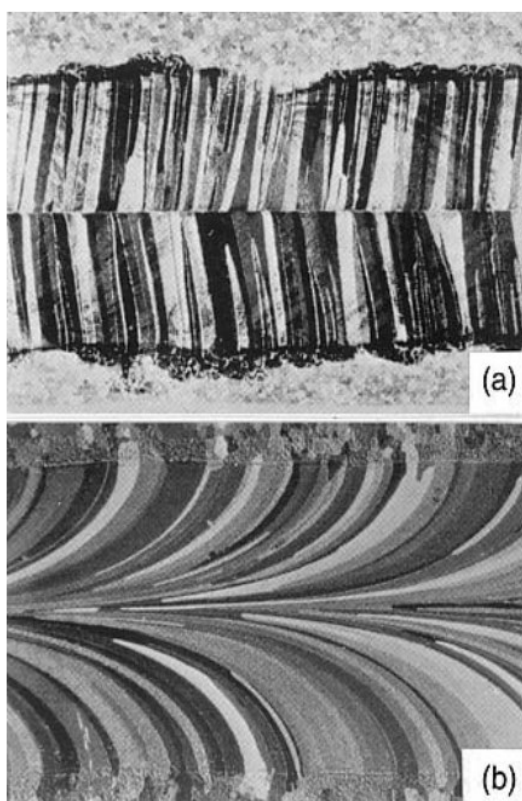


Figura 43: Cordões de solda realizados em alumínio 99,96% com velocidades de (a) 1000 mm/min e (b) 250 mm/min (ARATA et al., 1973).

Athiroj et al. (2018) estudaram o efeito sobre a microestrutura da variação do aporte térmico utilizado na soldagem de amostras de superliga GTD-111 envelhecidas, retiradas de palhetas de turbinas a gás depois de algumas milhares de horas de trabalho. Os processos de soldagem utilizados foram TIG e laser, usando como metal de adição a liga Inconel 625. A escolha da liga IN625 foi devida ao baixo teor de elementos formadores de precipitados (Al, Ti) neste material, resultando em uma maior capacidade de absorver as tensões decorrentes da soldagem do que a liga GTD-111, tornando-a o metal de adição mais indicado para este tipo de solda, e de fato, o mais utilizado comercialmente. A Tabela 7 apresenta os parâmetros do experimento. O TTPS adotado pelos autores foi padrão: solubilização a 1200 °C por 2 h e precipitação a 845 °C por 24 h.

Tabela 7: Parâmetros utilizados nos experimentos (ATHIROJ et al., 2018).

Nº	Processo	Tensão (V)	Corrente (A)	Potência (W)	Aporte térmico (J/mm)
1	TIG	9	20	180	135
2	TIG	9	22	198	149
3	TIG	9	27	243	182
4	TIG	9	33	297	223
5	TIG	9	35	315	236
Nº	Processo	Tensão (V)	Frequência (s <sup>-1</sup> )	Potência	Aporte Térmico (J/mm)
6	Laser	320	15	195	195
7	Laser	370	10	197	197
8	Laser	370	12	236	236
9	Laser	350	15	252	252
10	Laser	370	15	295	295

Como mostra a teoria, a literatura e os modelos de transferência de calor, um alto valor de aporte térmico resulta em uma maior ZAC, que é uma zona crítica para formação de trincas, como discutido anteriormente. Neste caso quanto menor for o aporte térmico melhor (considerando o mínimo que é suficiente para fundir a peça e evitar problemas como falta de fusão ou de penetração), do ponto de vista de defeitos. A Figura 44 mostra a microestrutura da superliga GTD-111 que a partir do estado como recebida esteve submetida a longo período de serviço a altas temperaturas. Nota-se na Figura 44 (a), a diferença de coalescimento dos precipitados  $\gamma'$ , sendo de maior grau na região interdendrítica devido aos maiores teores de Ti e Al nessa região, como resultado da segregação durante a solidificação da liga. Também foram encontradas outras fases, ilustradas na Figura 44 (b), que os autores acreditam terem se formado durante a solidificação do material (ATHIROJ et al., 2018).

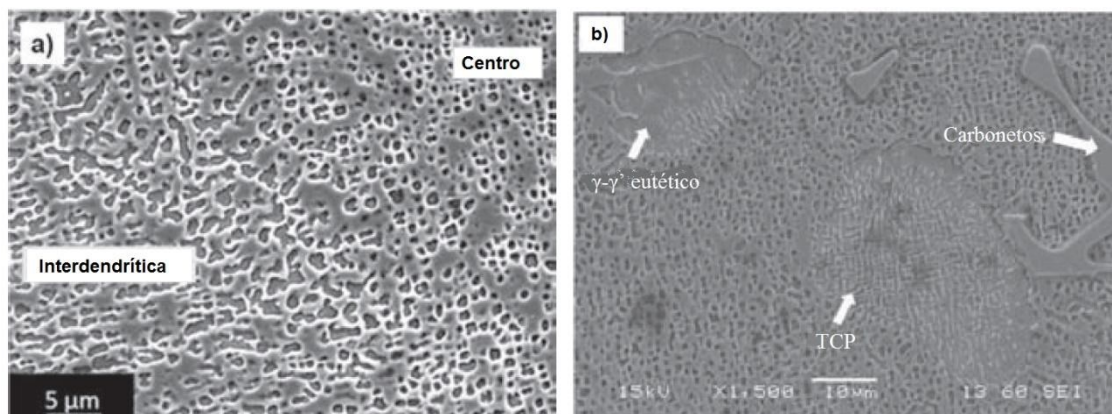


Figura 44: Micrografia de MEV da GTD-111 como recebido, após o serviço (a): regiões dendríticas e (b) multifases encontradas (ATHIROJ et al., 2018).

A Figura 45 apresenta micrografias ópticas de soldas realizadas pelos processos TIG e laser. Pode-se notar a maior largura da ZAC na solda TIG, apresentando uma fina precipitação próxima a ZF, o que indica que o calor aportado neste processo solubilizou, pelo menos em parte, os precipitados presentes antes da soldagem, e que depois reprecipitaram durante o resfriamento. Já na solda a laser, a ZAC é bastante fina, quase imperceptível no aumento apresentado. A microestrutura apresenta uma clara divisão entre os metais de solda e de base, devido à alta densidade de potência do laser. Como esperado, no metal de solda não há precipitados pois há muito pouco Al e Ti, enquanto que no metal de base há precipitados grosseiros distribuídos homogeneamente, da forma como estavam presentes na condição como recebido (ATHIROJ et al., 2018).

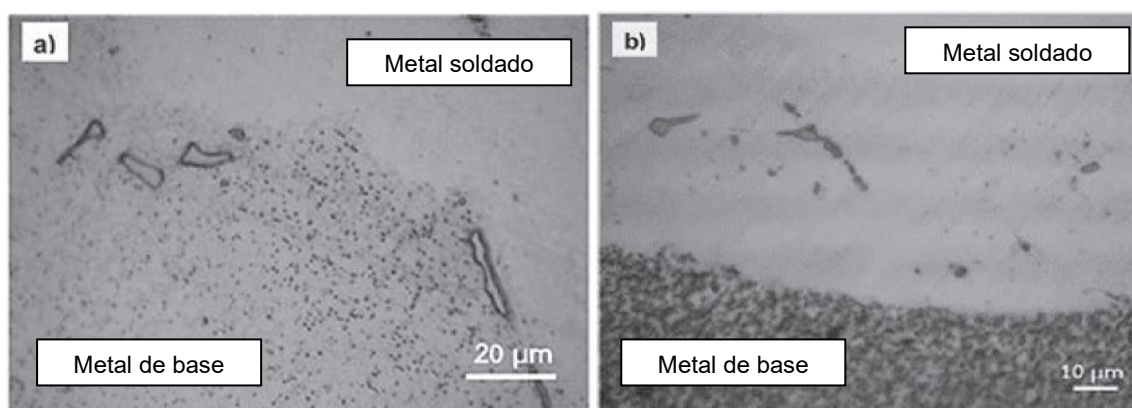


Figura 45: Micrografias de MO das regiões soldadas (a) TIG e (b) Laser (ATHIROJ et al., 2018).

A Figura 46 apresenta os tamanhos de precipitados e porcentagem volumétrica obtidos na soldagem TIG na ZAC em duas regiões: próximos à ZF e um

pouco afastada. Avalia-se, pela medição no estado como recebido que os precipitados da liga apresentavam um tamanho elevado, de aproximadamente 0,6  $\mu\text{m}$ . Após a soldagem, em locais próximos à ZF houve solubilização e reprecipitação. Com o aumento do aporte térmico, percebe-se uma tendência ao aumento do tamanho dos precipitados, devido a menor velocidade de resfriamento, o que resultou em maior tempo para os precipitados coalescerem. Na ZAC, houve uma leve queda no tamanho dos precipitados, devido à solubilização parcial provocada pelo calor aportado, motivo este reforçado pela queda da porcentagem volumétrica nesta mesma região (ATHIROJ et al., 2018).

Na Figura 47 são mostradas micrografias de amostras obtidas nas mesmas condições daquelas da Figura 46, mas após o TTPS. Nota-se que o refino dos precipitados foi mais intenso próximo à ZF, mas em porcentagem volumétrica menor. Isto se deve provavelmente à diferença de composição química entre o metal base GTD-111 e o metal de adição IN625 que, como discutido anteriormente, tem quantidades de Al e Ti consideravelmente menores (ATHIROJ et al., 2018).

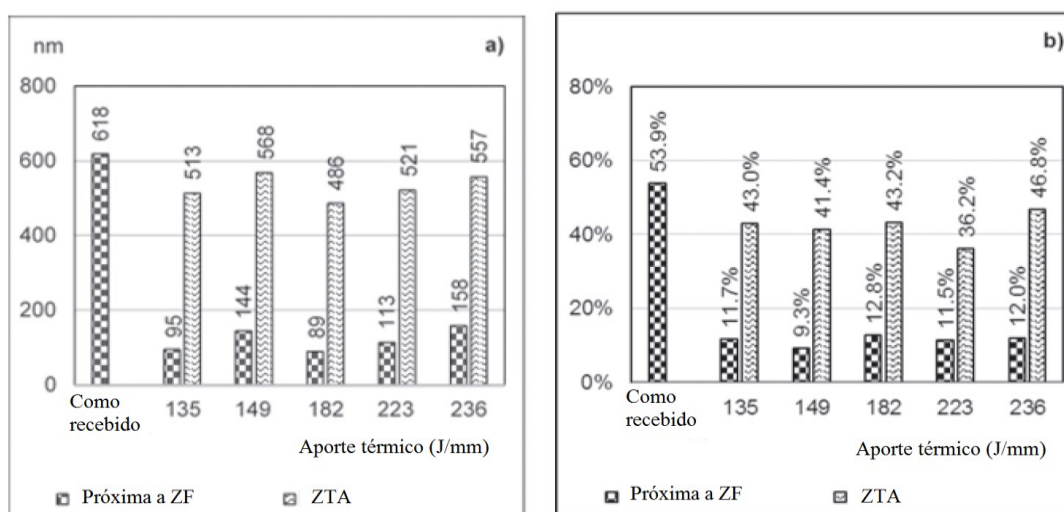


Figura 46: Variação do tamanho dos precipitados e sua porcentagem volumétrica com a variação do aporte térmico na soldagem TIG, na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) a) tamanho e b) porcentagem volumétrica (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018).



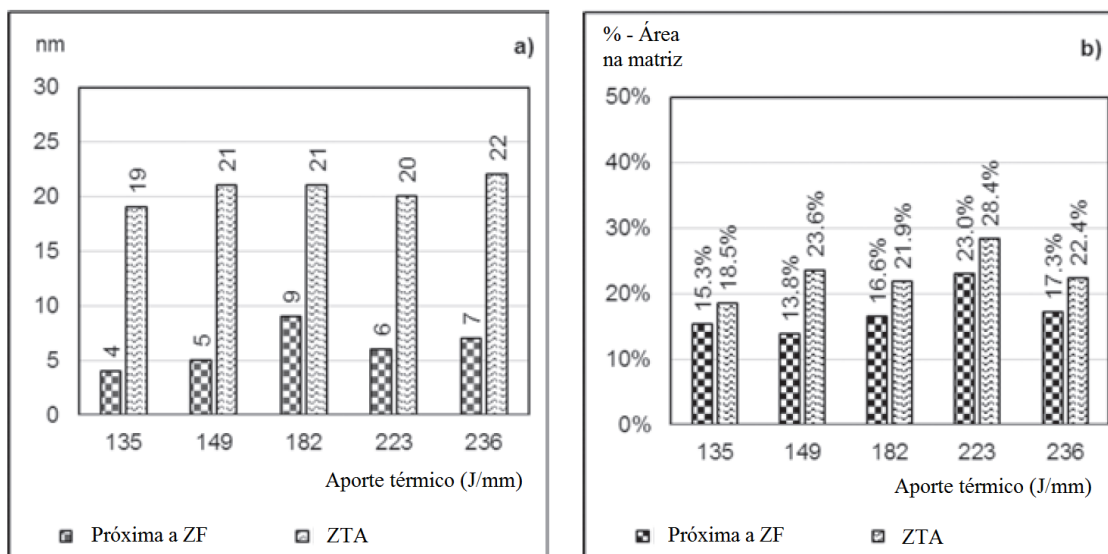


Figura 47: Variação do tamanho dos precipitados e sua porcentagem volumétrica com a variação do aporte térmico na soldagem TIG na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018).

De modo geral, as microestruturas das amostras não apresentaram diferença significativa com a variação na potência. Na Figura 48 observa-se uma amostra soldada com 135 J/mm de aporte térmico antes e após o TTPS. Na condição como soldada, nota-se a região de transição entre a ZF e a ZAC, com precipitados grosseiros e a presença de um eutético  $\gamma-\gamma'$ . Após o TTPS, conseguiu-se uma estrutura homogênea, com distribuição de precipitados e porcentagem volumétrica razoável (ATHIROJ et al., 2018).

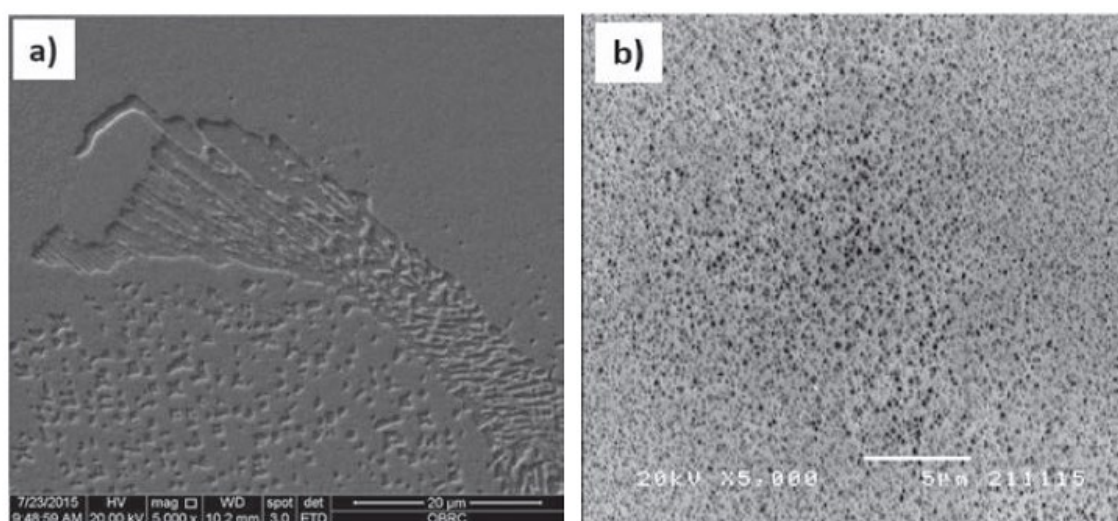


Figura 48: Micrografias de MEV de amostras soldadas pelo processo TIG com aporte térmico de 135 J/mm nas condições a) como soldada e b) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018).

A Figura 49 apresenta o tamanho médio dos precipitados e sua porcentagem volumétrica nas amostras soldadas a laser, após o TTPS. Nota-se que os precipitados apresentam tamanho bastante semelhante àqueles nas soldas realizadas pelo processo TIG. A porcentagem volumétrica apresenta valores mais altos nas soldas realizadas com laser do que na TIG. Uma causa provável deste acontecimento é a maior quantidade de Ti e Al na linha de fusão da soldagem a laser, decorrente da maior taxa de resfriamento que não permitiu a difusão de Ti e Al para o metal de solda, resultando em uma precipitação de  $\gamma'$  (ATHIROJ et al., 2018).

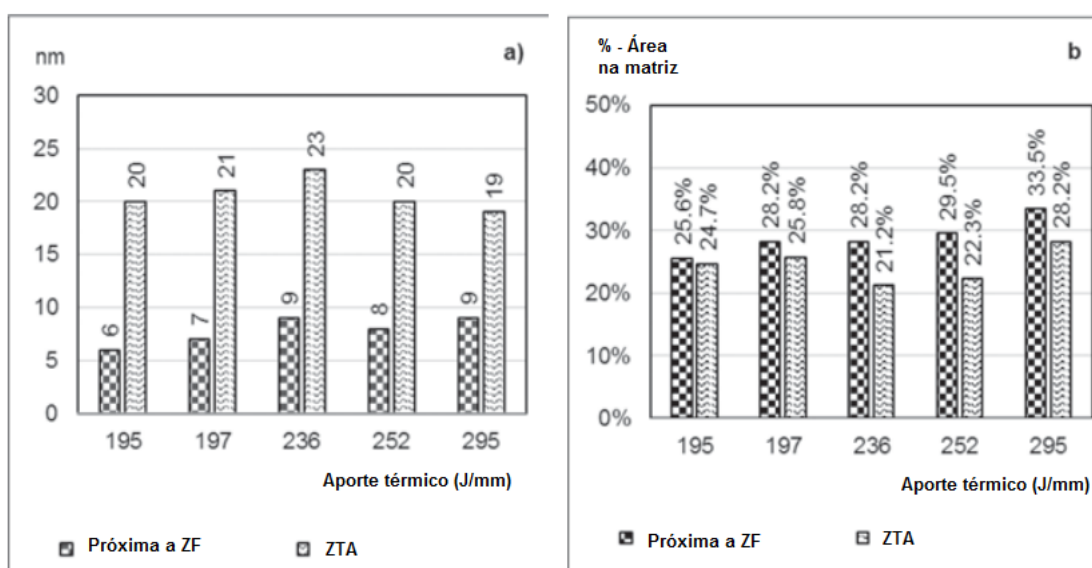


Figura 49: Variação do tamanho dos precipitados (a) e sua porcentagem volumétrica (b) com a variação do aporte térmico na soldagem laser, na região da ZAC próxima à ZF e um pouco afastada (ZTA) após TTPS (ATHIROJ et al., 2018).

É importante destacar que devido ao baixo aporte térmico utilizado no estudo, a presença de microtrincas foi bastante rara, ocorrendo somente em alguns ensaios ao utilizar potências do laser mais elevadas (252 e 295 W), estando as trincas associadas a zonas não diluídas localizadas junto à linha de fusão. (ATHIROJ et al., 2018).

A Figura 50 apresenta o perfil de dureza das amostras soldadas pelo processo TIG e a Figura 51 soldadas a laser, nos seguintes estados: a) como soldadas e b) após TTPS. Analisando os resultados, pode-se estimar que a ZAC na solda TIG atingiu distâncias de até 1 mm e na soldagem laser distâncias de até 0,4 mm. A maior distância na solda TIG está associada à sua menor densidade de potência quando comparada com o laser. Após o TTPS na solda TIG, os valores de dureza são

recuperados e há uma certa profundidade na dureza do metal soldado, atingindo distâncias de até 1,0 mm a partir da linha de fusão em direção à ZF, devido à difusão de Al e Ti do metal de base para o metal de solda, formando precipitados  $\gamma'$ . Na soldagem laser essa difusão foi bastante menor, ou seja, a profundidade de dureza na ZF não passou de 0,2 mm, a partir da linha de fusão (ATHIROJ et al., 2018).

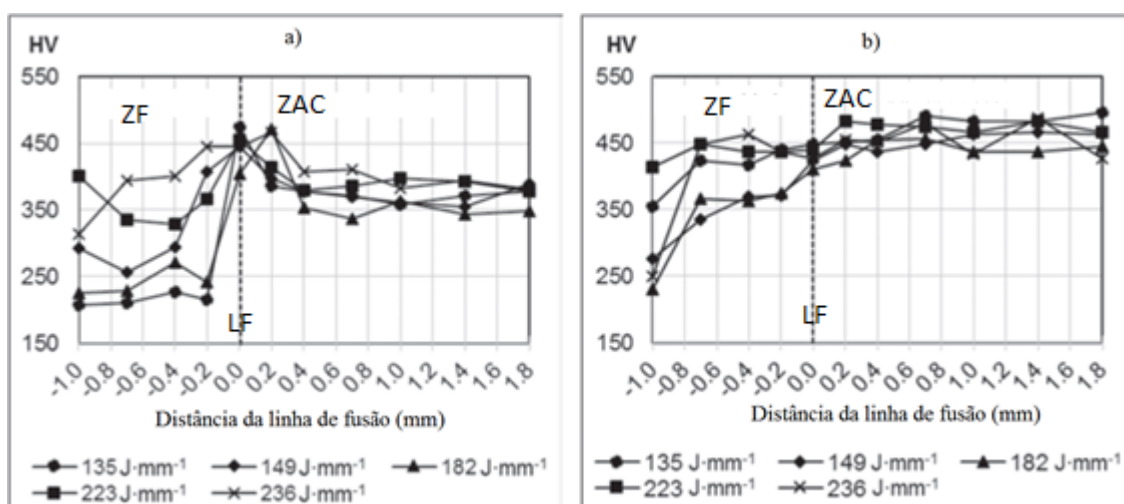


Figura 50: Perfis de dureza das amostras soldadas com TIG a) como soldada e b) após TTPS (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018).

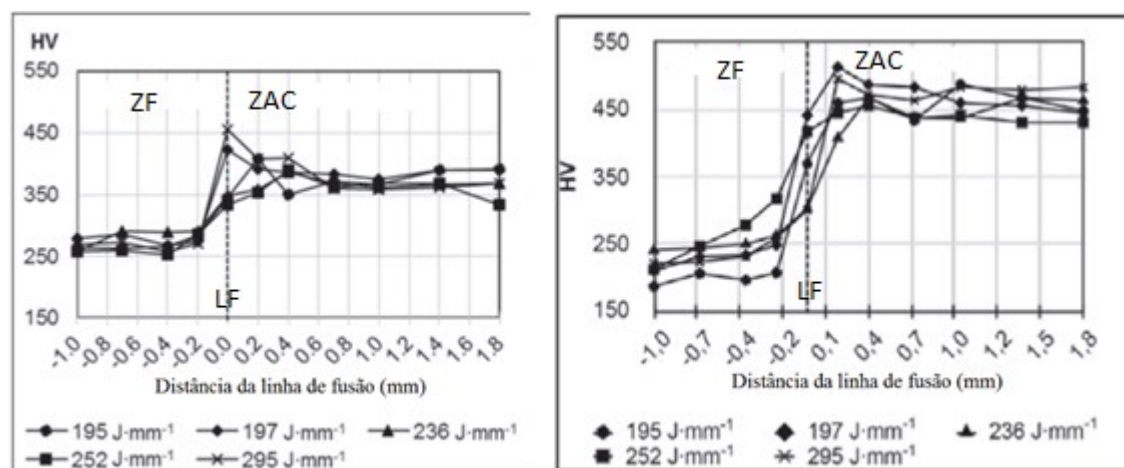


Figura 51: Perfis de dureza das amostras soldadas a laser a) como soldada e b) após TTPS (Adaptado de ATHIROJ et al., 2018).

Athiroj et al. (2018) concluíram que a soldagem TIG foi mais satisfatória que a laser, fornecendo quantidades ideais de calor para que não ocorressem trincas e outros defeitos. O tamanho dos precipitados, sua porcentagem volumétrica e a dureza dependeram unicamente dos TTPSs tanto para as soldas TIG quanto para as laser.

### 3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os materiais utilizados neste estudo e os procedimentos experimentais realizados.

#### 3.1 MATERIAL DE BASE

Como material de base foi utilizado aquele de pás fundidas em superliga GTD-111, cuja a composição química é mostrada na Tabela 8.

Tabela 8: Composição química da superliga de níquel GTD-111 estudada.

Liga	Ni	Cr	Co	Mo	W	Ti	Al	Ta	C	Outros
GTD-111	60	14	9,5	1,5	3,8	4,8	3	2,7	0,1	0,01B/ 0,05Zr

A Figura 52 mostra uma das pás que foi utilizada neste estudo, indicando os locais em que foram realizados cordões de solda com comprimento de 50 mm e espaçamento entre eles de 20 mm, de modo que o calor de um cordão não provocasse alterações no cordão depositado antes dele. Em primeiro lugar foi realizado o cordão com maior energia, e aquele com menor energia foi realizado por último. Não foi efetuado pré-aquecimento e, quando da deposição do segundo e terceiro cordões, a pá foi previamente resfriada ao ar até uma temperatura no máximo 5 °C acima da temperatura ambiente.

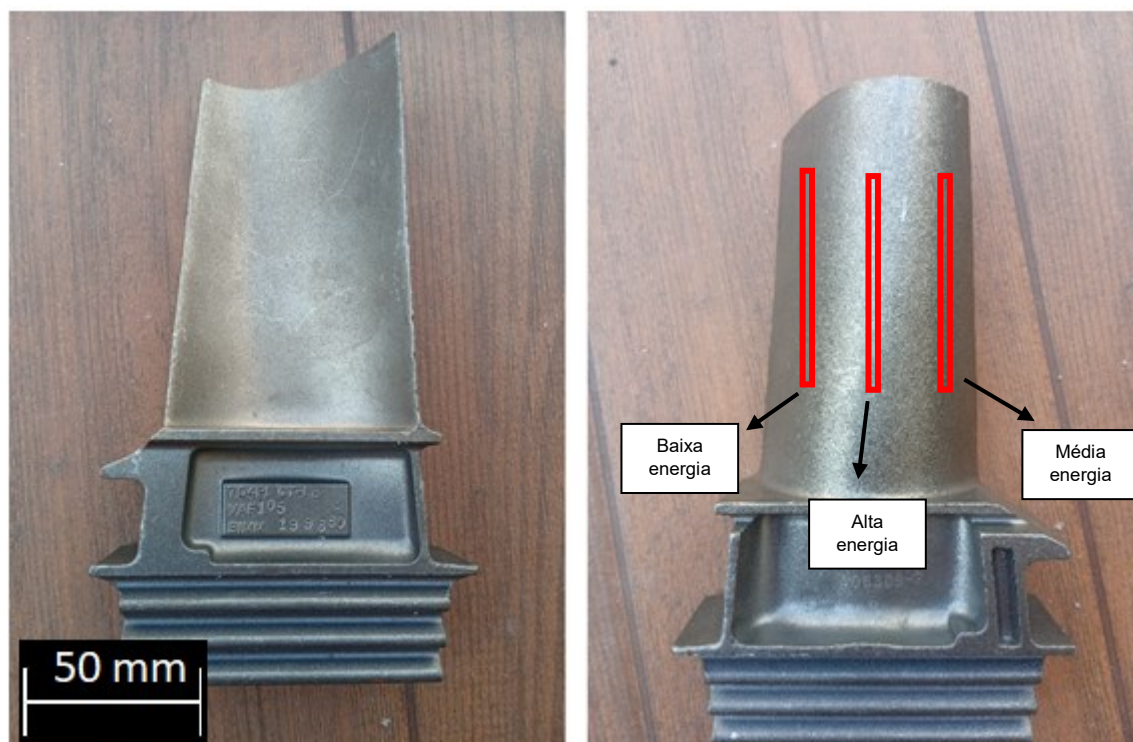


Figura 52: Palheta de turbina de superliga de níquel GTD-111

### 3.2 AMOSTRAS SOLDADAS E AMOSTRA DE CONTROLE

Para a realização dos experimentos, um total de 4 palhetas foram utilizadas, a saber:

- 1 para controle, que não foi submetida a nenhuma solda ou tratamento térmico;
- 1 para realização de soldagens na condição inicial solubilizada;
- 1 para soldagens na condição inicial envelhecida artificialmente;
- 1 para soldagens na condição inicial como recebida.

Espera-se na condição solubilizada, uma menor susceptibilidade ao trincamento que nas condições como recebida (provavelmente submetida pelo fabricante a solubilização e posterior envelhecimento) e envelhecida artificialmente (para simular a operação a alta temperatura por longos períodos). Com as soldagens nestas duas últimas condições prévias (como recebida e envelhecida artificialmente), busca-se avaliar a viabilidade técnica de não realizar tratamento de solubilização da pá antes da soldagem, pois a possibilidade de realizar reparos em pás sem este

tratamento prévio resultaria em uma grande economia de tempo e recursos financeiros.

O tratamento prévio de solubilização consistiu no aquecimento a 1200 °C por 2 h, com posterior resfriamento ao ar, para solubilização dos elementos de liga na matriz. Essas condições mostraram-se adequadas em estudos anteriores de outros autores (ATHIROJ et al., 2018; ATHIROJ; WANGYAO, 2015).

No tratamento prévio de envelhecimento artificial a pá foi mantida a 1000 °C durante 1500 h. Estudos realizados nessas pás de liga GTD-111 mostraram que essas condições simulam de forma satisfatória envelhecimento em serviço (CORTEZ, 2014; TURAZI, 2014). Assim, foi possível simular um reparo real, feito em uma pá que apresentou problemas em serviço.

Os parâmetros utilizados para a soldagem TIG (corrente e velocidade de soldagem) são apresentados na Tabela 9, sendo realizados 3 cordões, de baixa, média e alta energia. O valor de tensão foi estimado. O modo de soldagem foi autógeno, isto é, sem adição de material. Os demais parâmetros se mantiveram constantes: distância eletrodo-peça 2,5 mm, eletrodo de W com 2 % ThO<sub>2</sub> com diâmetro de 3,25 mm e afiado em cone de 60 °. O gás de proteção utilizado foi o argônio com vazão de 12 l/min. Para controlar a velocidade da soldagem foi utilizado um sistema de deslocamento linear.

Para que o efeito do calor de um cordão não afetasse os outros, além do espaçamento de 20 mm entre eles, o primeiro cordão a se depositar em cada pá foi sempre o de maior energia. Assim, o primeiro cordão foi sempre o de maior energia, ou seja, de velocidade 6 cm/min, o segundo cordão com velocidade de 8,4 cm/min e o terceiro com velocidade de 12,0 cm/min, conforme descrito na Tabela 9 para cada uma das pás.

Tabela 9: Parâmetros utilizados de soldagem.

<b>Cordão</b>	<b>Corrente (A)</b>	<b>Velocidade (cm/min)</b>	<b>Potência (W)</b>	<b>Aporte térmico (kJ/cm)</b>	<b>Tensão (V)</b>
1 °	120	6,0	1200	8,4	10 V
2 °	85	8,4	850	4,3	10 V
3 °	60	12,0	600	2,1	10 V

Nas soldagens foram utilizadas 3 pás com 3 condições de solda distintas em cada uma, totalizando assim 9 condições. Após a realização das soldagens, as pás foram seccionadas, conforme ilustrado na Figura 53, em uma cortadeira com disco abrasivo e refrigerada do tipo “cutoff”, obtendo três amostras por condição. Os 4 cortes para remoção das amostras foram feitos a 10, 20, 30 e 40 mm do início do cordão. Considerando a largura do corte de 2 mm, as amostras tinham aproximadamente 8 mm de espessura.

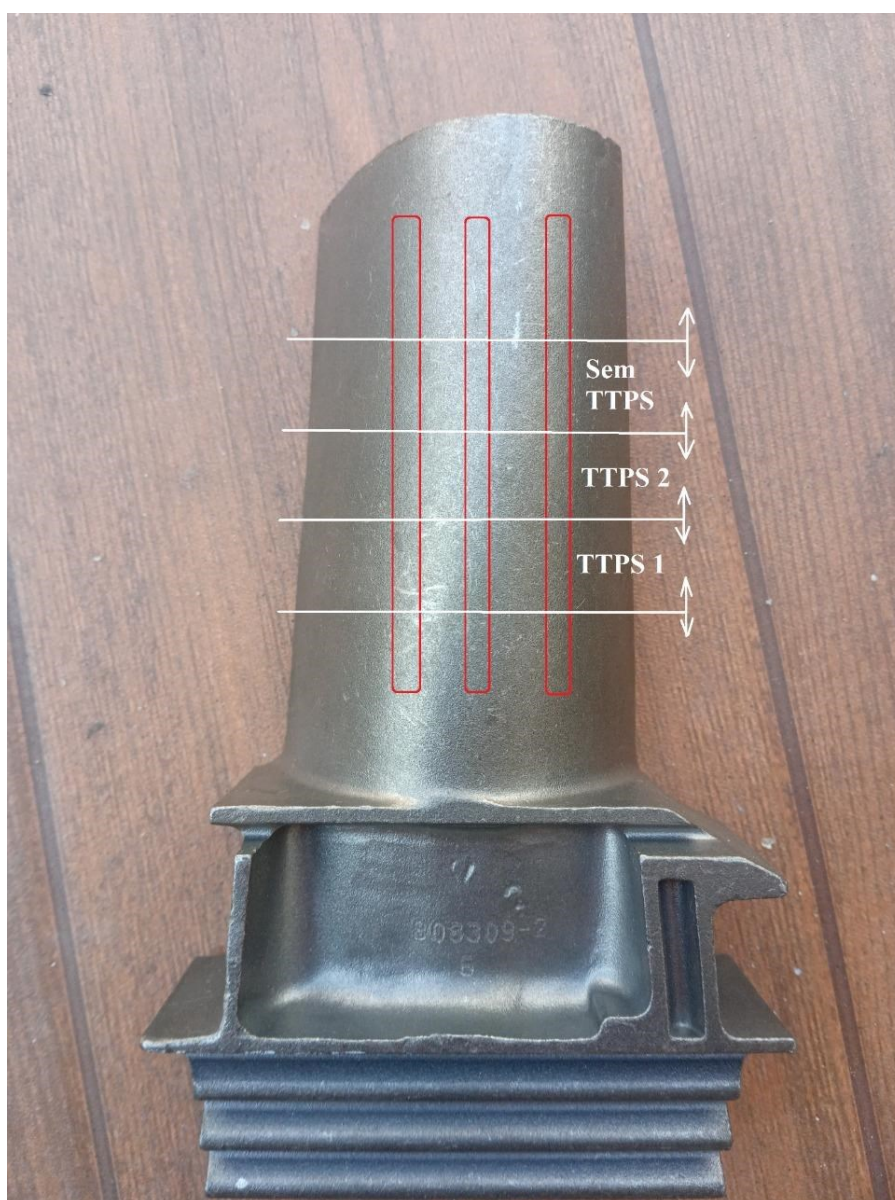


Figura 53: Região de corte das pás.

Conforme descrito na Tabela 10, uma amostra de cada condição não foi submetida a quaisquer tratamentos térmicos. Uma segunda amostra de cada condição foi submetida ao TTPS nº 1, que consiste em uma etapa de precipitação a

845 °C por 24 horas. O objetivo de realizar este TTPS é avaliar o efeito de não realizar o tratamento de solubilização antes do tratamento de precipitação e, com isso, avaliar a sua viabilidade técnica. E finalmente, uma amostra de cada condição foi submetida ao TTPS nº 2, mais utilizado e estudado na literatura, que consiste em submeter a solda a um tratamento de solubilização a 1200 °C por 2 h, seguido de uma etapa de precipitação a 845 °C por 24 h. Após os tratamentos térmicos, um total de 27 amostras soldadas e tratadas foram obtidas, mais 3 amostras de controle: 1 como fornecida, 1 solubilizada e 1 envelhecida.

Tabela 10: Tempos e temperaturas das etapas do TTPS.

TTPS	Solubilização	Precipitação
Sem TTPS	---	---
1	---	845 °C – 24 h
2	1200 °C – 2 h	845 °C – 24 h

### 3.3 MÉTODOS

Neste capítulo serão apresentados os procedimentos experimentais usados para avaliar os resultados das soldagens e dos tratamentos térmicos.

Antes da realização das soldagens nas palhetas foram realizados cálculos utilizando as equações (1), (2) e (3) de ADAMS (1958, 1962, 1963) apresentadas na revisão. Essas equações foram utilizadas para determinar o modo de resfriamento dos cordões de solda (em 2 ou 3 direções) e, em um segundo momento, para determinar a velocidade de resfriamento do cordão após a soldagem. Os resultados serão apresentados no primeiro item do capítulo de resultados e discussões.

#### 3.3.1 Microscopia Óptica

Para as análises de MO, as amostras foram submetidas à preparação metalográfica padrão: lixamento das amostras com lixas de granulometria 80 mesh até 1200 mesh, polimento com alumina de 1 µm e posterior limpeza com álcool etílico para remoção de partículas contaminantes que pudessem estar presentes. Para o ataque químico foi utilizada a solução ASTM E407-170 modificada (61 % ácido láctico



C<sub>3</sub>H<sub>6</sub>O<sub>3</sub>, 36 % ácido nítrico HNO<sub>3</sub> e 3 % ácido fluorídrico HF). O tempo de ataque variou entre 25 e 35 segundos, dependendo da condição de tratamento da amostra.

A microscopia óptica foi realizada em todas as amostras e através dela foi possível analisar e identificar a linha de fusão e a ZF (necessários para a realização dos perfis de dureza), contornos de grão e a presença de microtrincas.

### 3.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura

As análises de MEV foram utilizadas para avaliar algumas características dos precipitados  $\gamma'$ , como tamanho médio, distribuição e porcentagem de área. Através da espectroscopia por energia dispersiva (EDS) foi possível caracterizar fases com base em mapas de composição química e realizar análises pontuais para quantificar a segregação de elementos. Para a medição dos precipitados, foram utilizadas imagens de cinco regiões distribuídas aleatoriamente na amostra. Para quantificar o tamanho dos precipitados  $\gamma'$  as imagens digitais foram processadas com o software *ImageJ*. Um exemplo de como este processamento ocorre é ilustrado na Figura 54. Primeiramente faz-se uma binarização da imagem, para torná-la preta e branca. Após isso, define-se os tamanhos mínimo e máximo de partículas e a circularidade delas que o software deve buscar. Por fim, o software retorna um arquivo de Excel com os valores de todas as partículas medidas.

Também no MEV, foram procuradas microtrincas de solidificação, de liquação e de reaquecimento. Na ocorrência de microtrincas, foi analisada a microestrutura no possível local de nucleação. Trincas observadas no MO foram selecionadas para a observação no MEV e análise da microestrutura no local da nucleação da trinca.

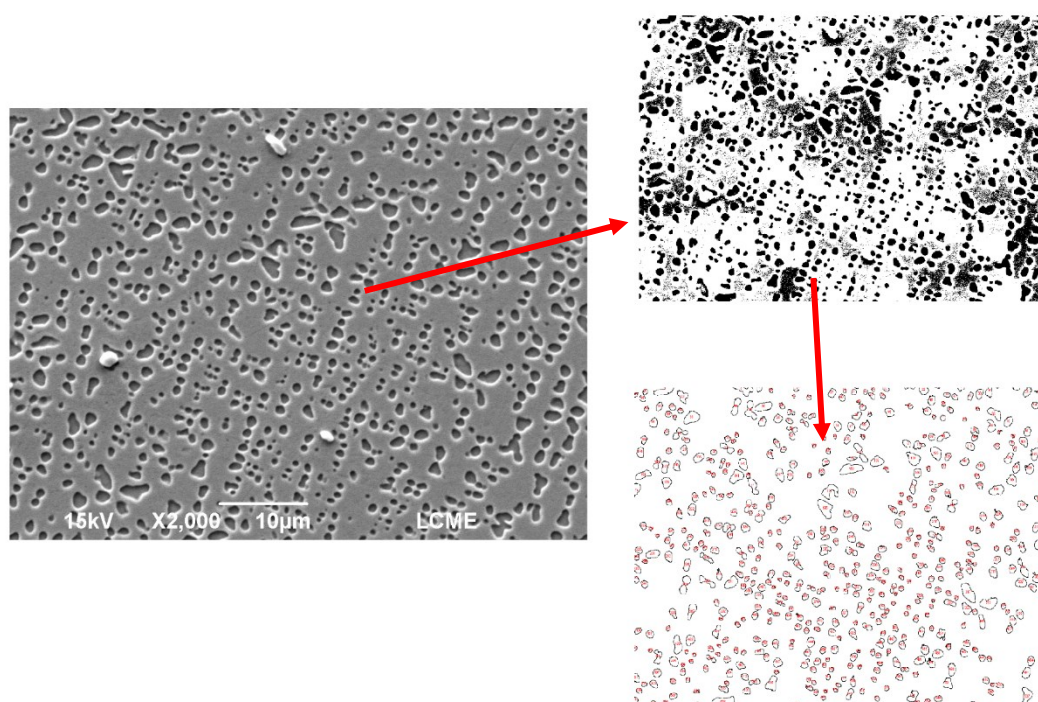


Figura 54: Método de medição do tamanho dos precipitados e da porcentagem de área através do software *ImageJ*.

### 3.3.3 Dureza Vickers

A dureza foi utilizada para se avaliar o grau de degradação ou recuperação da liga com as várias condições de soldagem e de tratamento térmico posterior. Foram realizados perfis de dureza nas amostras, de forma a localizar regiões de interesse como o material de base, ZAC e ZF, e para determinar a largura da ZAC.

Para a realização dos perfis de dureza, foi identificado primeiramente a linha de fusão em cada uma das amostras. Tomando a linha de fusão como ponto zero, foi avançado 0,5 mm em direção à ZF, e em seguida foi realizado a primeira indentação. A partir da primeira indentação, indo em direção ao MB, fez-se o perfil de dureza, com espaçamentos de 0,2 mm entre cada indentação. Desta forma, as três primeiras indentações ficaram sempre na ZF, as seguintes na ZAC e as últimas no MB. A largura da ZAC muda de acordo com o aporte térmico adotado em cada um dos experimentos, de modo que foi necessário variar a quantidade total de indentações realizadas em cada amostra. Em média, nas amostras com menor aporte térmico a quantidade de indentações foi de 12 e nas de maior aporte térmico, 20 indentações. A Figura 55 apresenta um esquema ilustrativo de como os perfis de dureza foram realizados.

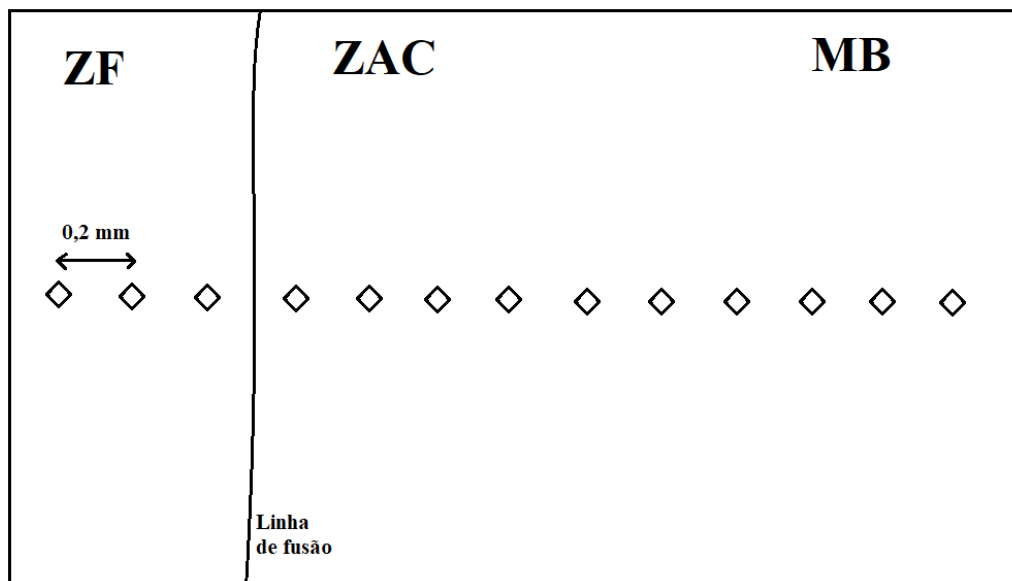


Figura 55: Ilustração de como foram realizados os perfis de dureza em cada uma das amostras.

A Figura 56 apresenta o fluxograma geral das atividades da dissertação.

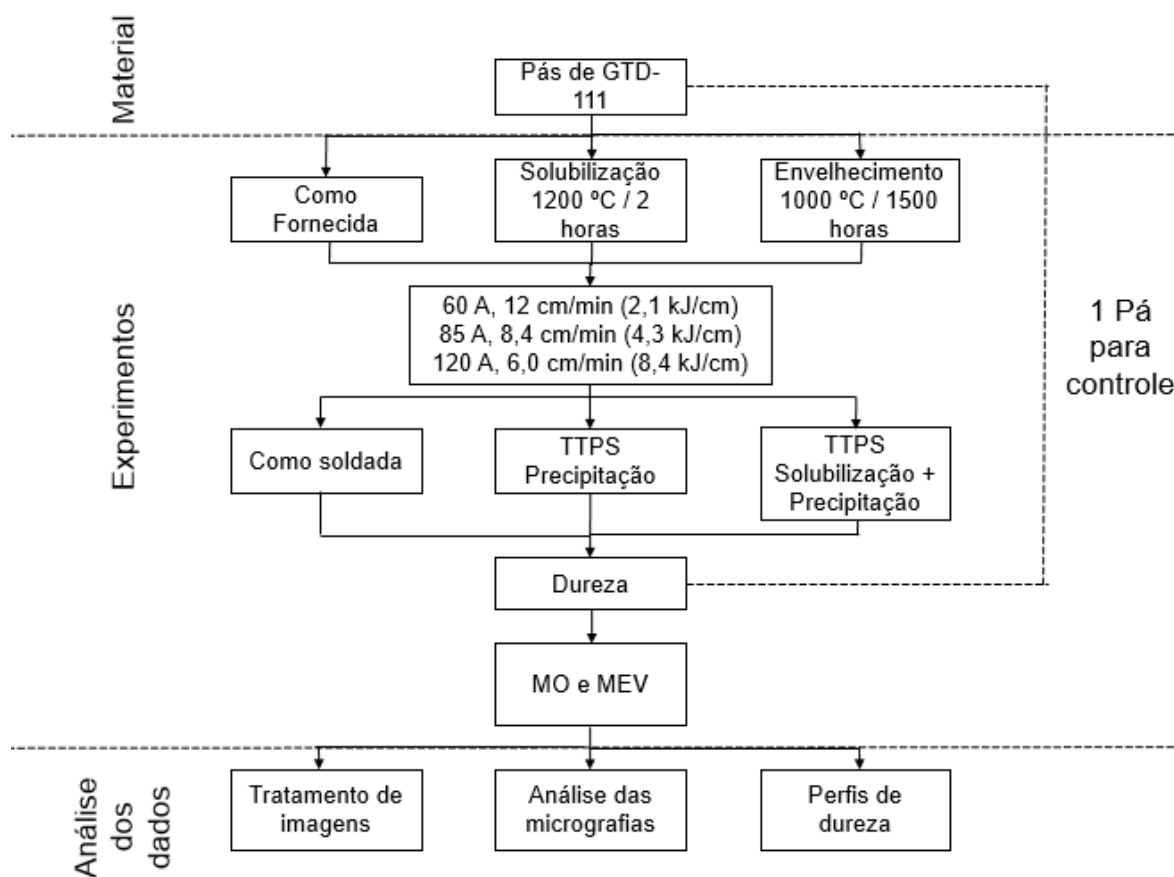


Figura 56: Fluxograma da realização do experimento.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Neste capítulo, serão expostos e discutidos os resultados deste trabalho. Antes da realização das soldagens, foram feitos cálculos para prever a velocidade de resfriamento ao soldar a palheta com sua geometria original, verificando se o fluxo de calor ocorre em duas ou três direções. Após a apresentação dos cálculos realizados, serão abordadas as análises de imagens de MO e MEV, destacando os defeitos encontrados, caracterização de fases e de precipitados  $\gamma'$ . Com base nas imagens de MEV das diferentes regiões, serão apresentados os resultados das medições de tamanho dos precipitados e suas porcentagens por área. Após, serão apresentados os resultados de microdureza Vickers das amostras em diferentes condições. Por fim, utilizando as imagens de MEV e os perfis de microdureza, serão apresentados os resultados dos tamanhos da ZF e da ZAC.

### 4.1 CÁLCULO DA VELOCIDADE DE RESFRIAMENTO

Para estimar as velocidades de resfriamento nas soldagens realizadas, em primeiro lugar foi calculado o parâmetro  $\tau$  para verificar se a palheta pode ser considerada como chapa fina ou grossa (fluxo de calor 2D ou 3D, respectivamente). Para isso foi utilizada a equação (1) com os seguintes valores para as diversas variáveis:

$$e = 1 \text{ cm} \quad (\text{menor espessura da palheta, que tem seção transversal similar à de uma asa de avião})$$

$$\rho = 7,9 \frac{\text{g}}{\text{cm}^3} \quad (\text{ZIELINSKA et.al, 2010})$$

$$C = 0,615 \frac{\text{J}}{\text{g}} \cdot ^\circ\text{C} \quad (\text{ZIELINSKA et.al, 2010})$$

$$T_c = 845 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (\text{KOU, 2003})$$

$$T_{\text{pré}} = 25 \text{ } ^\circ\text{C} \quad (\text{temperatura ambiente})$$

$$E = 2,1 \text{ kJ/cm} \quad (\text{menor aporte}) \quad E = 8,4 \text{ kJ/cm} \quad (\text{maior aporte})$$

Conforme a equação (1) o parâmetro adimensional é:

$$\tau = 1,38 \quad (\text{para aporte de } 2,1 \text{ kJ/cm}); \quad \tau = 0,690 \quad (\text{para aporte de } 8,4 \text{ kJ/cm})$$

Para estes valores de  $\tau$ , segundo Adams (1958, 1962, 1963), o escoamento de calor da soldagem na palheta será em 3D (três direções), tanto para a condição de menor aporte térmico (2,1 kJ/cm), quanto para a com maior aporte térmico (8,4 kJ/cm). Para o cálculo da velocidade de resfriamento com fluxo 3D foi utilizada a equação (2) com os seguintes valores para as variáveis:

$$K = 0,25 \frac{J}{s.^{\circ}C.cm} \text{ (ZIELISNKA et al., 2010)}$$

$$T_r = 845 \text{ }^{\circ}C \text{ (KOU, 2003)}$$

$$T_o = 25 \text{ }^{\circ}C$$

$$E = 2,1 \text{ kJ/cm (menor aporte)} \quad E = 8,4 \text{ kJ/cm (maior aporte)}$$

Aplicando os valores acima, a velocidade de resfriamento com fluxo em 3 direções é de:

$$V_r = 50 \text{ }^{\circ}C/s, \text{ para aporte térmico de } 2,1 \text{ kJ/cm}$$

$$V_r = 13 \text{ }^{\circ}C/s, \text{ para aporte térmico de } 8,4 \text{ kJ/cm}$$

Estes valores são altos o suficiente para que se evite, durante o resfriamento do metal de solda, após a sua solidificação, a precipitação de  $\gamma'$ .

## 4.2 ANÁLISE MACROESTRUTURAL

Na Figura 57 são mostrados dois cordões de solda realizados na palheta na condição inicial como fornecida (supostamente submetida a tratamento de solubilização e precipitação pelo fabricante). Após uma análise visual a olho nu, em nenhuma das três soldas foi possível observar trincas no cordão de solda ou na ZAC.



Figura 57: Aspecto visual da palheta soldada na condição inicial como fornecida.

A Figura 58 apresenta a palheta soldada no estado inicial solubilizado. No exame das palhetas foi possível identificar trincas de solidificação em alguns cordões. O sentido de soldagem é da direita para a esquerda conforme ilustra a imagem. Na Figura 58 (A) as trincas nucleiam no centro do cordão e se propagam para as laterais, devido às tensões trativas elevadas na direção perpendicular ao eixo da solda, como resultado do alto gradiente térmico gerado durante a soldagem. Esse desvio da trinca ocorreu com maior intensidade nos cordões realizados com as maiores velocidades de soldagem. Isso se deve ao fato do padrão dos grãos da ZF mudar de acordo com a velocidade de soldagem, conforme observado na Figura 43. Quando se utiliza maior velocidade de soldagem, a poça fundida adquire um formato de gota, aumentando a segregação de soluto no centro do cordão, enquanto que com menores velocidades, a poça fundida adquire formato menos alongado, diminuindo a propensão à trincas de solidificação (KOU, 2006). Na Figura 58 (B) é apresentado a situação oposta, onde o cordão foi realizado com menor velocidade: as trincas de solidificação nucleiam no centro do cordão e se propagam na direção longitudinal, ocorrendo alguns desvios para as laterais da palheta, mas no geral se mantendo no centro do cordão.

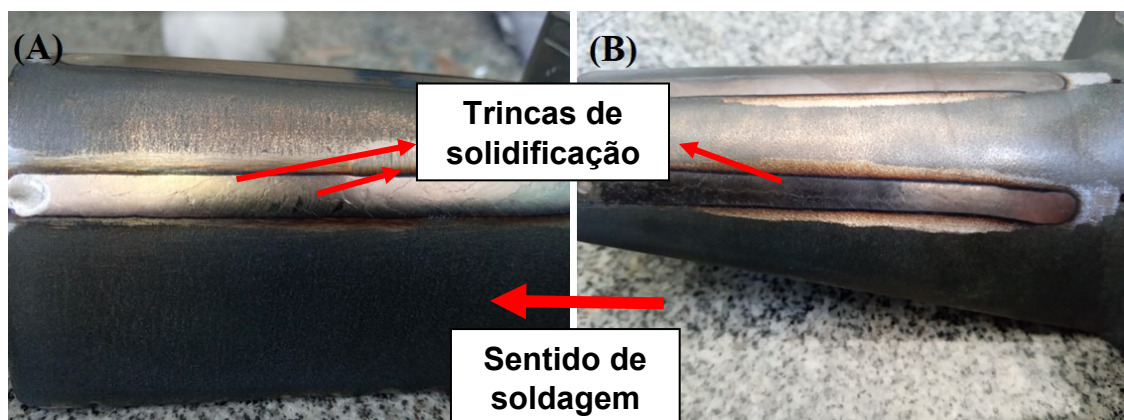


Figura 58: Análise visual da palheta como soldada na condição solubilizada (A) aporte térmico 4,3 kJ/cm (B) aporte térmico 8,4 kJ/cm.

Apenas na amostra com maior velocidade de soldagem, e, conseqüentemente menor aporte térmico, não foram observadas trincas de solidificação. Apesar da liga ter sido soldada num estado inicial que apresenta maior tenacidade, o fato da soldagem ser do tipo autógena, isto é, sem um metal de adição, que normalmente seria de uma classe de superliga com menores teores de Al e Ti e para melhorar a soldabilidade (Figura 36) (ATHIROJ; WANGYAO, 2015), favoreceu o aparecimento das trincas de solidificação. Uma provável causa que pode ter favorecido a ocorrência dessas trincas foi a formação de fases com baixo ponto de fusão, como Laves e boretos, que aumentam o intervalo de solidificação, conforme observado e discutido na Figura 27 da revisão. É plausível que a precipitação de  $\gamma'$  na ZAC, próximo à linha de fusão, resultado do elevado aporte térmico, tenha auxiliado também para a ocorrência de trincas de solidificação, devido a maior restrição imposta ao cordão de solda, elevando as tensões na ZF.

A Figura 59 apresenta a palheta soldada na condição inicial envelhecida. No exame visual não foram observadas trincas a olho nu em nenhum dos três cordões de solda realizados.

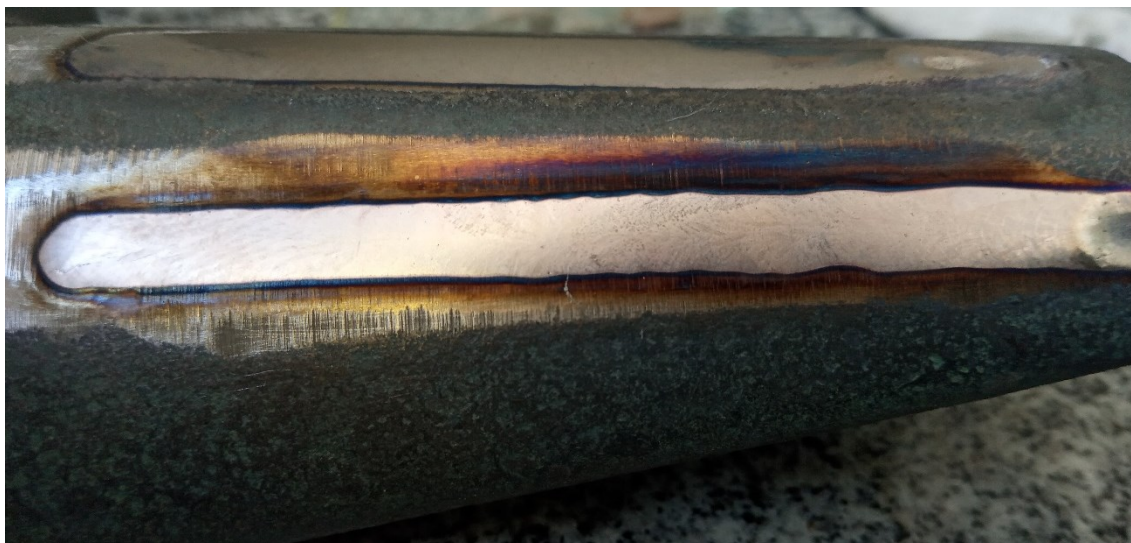


Figura 59: Análise visual da palheta como soldada no estado inicial envelhecido, cordão realizado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm.

A Tabela 11 apresenta um resumo das trincas de solidificação identificadas na análise visual.

Tabela 11: Resumo dos resultados do exame visual das palhetas, quanto à ocorrência de trincas.

Condição inicial / Aporte térmico	Como fornecida	Solubilizada	Envelhecida
2,1 kJ/cm	Não trincou	Não trincou	Não trincou
4,3 kJ/cm	Não trincou	Trincas de solidificação	Não trincou
8,4 kJ/cm	Não trincou	Trincas de solidificação	Não trincou

#### 4.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

Neste capítulo serão apresentadas as análises microestruturais de cada uma das condições, e a comparação das mesmas entre si, para que seja possível determinar quais parâmetros de soldagem dão melhor resultado. Imagens de MEV



com maior aumento foram usadas para fazer a medição dos precipitados com auxílio do software *ImageJ*. Imagens de MO e MEV com menores aumentos, juntamente com os valores de dureza foram usados para determinar os tamanhos da ZF e da ZAC nas amostras.

#### 4.3.1 Condição Inicial Como Fornecida

A Figura 60 apresenta uma micrografia de MEV do estado inicial do material como fornecido (palheta de controle), antes da realização das soldagens. Os precipitados  $\gamma'$  apresentam uma distribuição bimodal de tamanho, caracterizados na imagem como primários e secundários. O tamanho médio dos precipitados foi medido e será apresentado mais adiante, em comparação ao tamanho dos precipitados encontrados nas amostras soldadas. É possível identificar na imagem precipitados  $\gamma'$  dispersos na matriz  $\gamma$ , estruturas eutéticas  $\gamma - \gamma'$  e carbonetos formados durante a solidificação do material. Na Figura 61 são apresentados os resultados da análise química por EDS de alguns pontos da amostra como fornecida, com destaque para os pontos 1 e 3, cujos gráficos dos picos de energia estão ao lado direito. Na Tabela 12 são apresentados os valores do percentual em peso determinados no EDS anterior, indicando uma certa quantidade de C e alta quantidade de Cr, possivelmente se tratando de um carboneto MC.

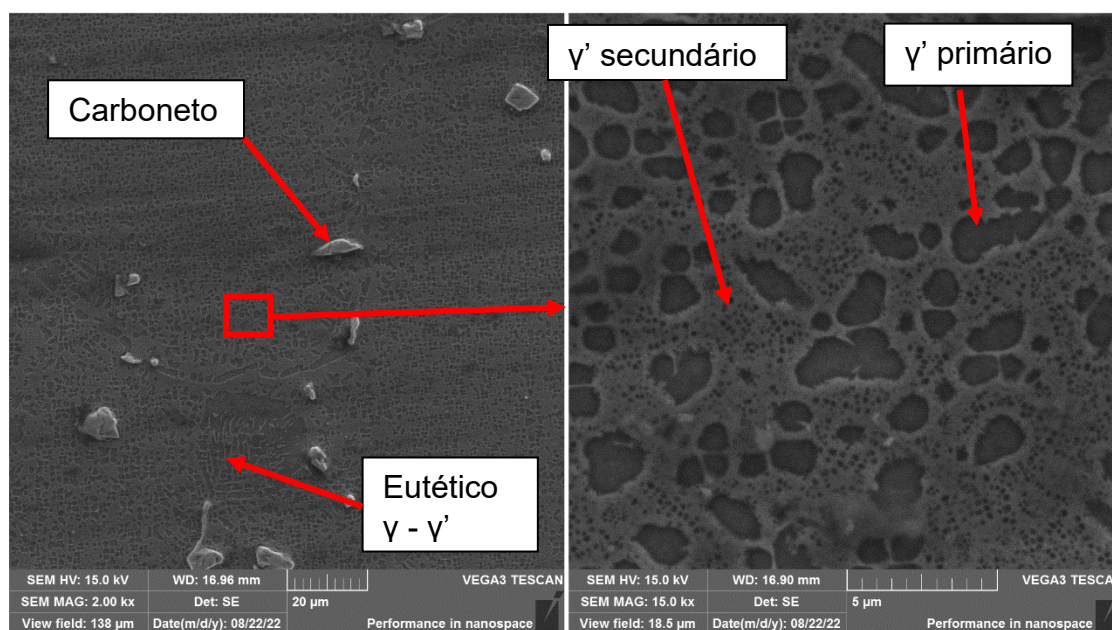


Figura 60: Micrografia de MEV da palheta de controle, na condição do material como fornecido.

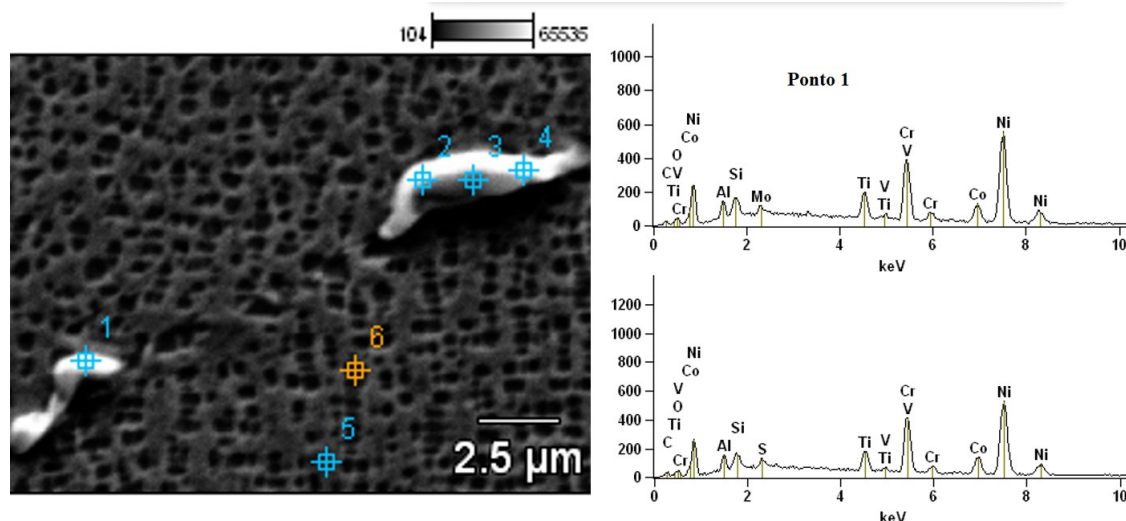


Figura 61: EDS da amostra como fornecida.

Tabela 12: Porcentagem em peso dos elementos químicos identificados nos pontos 1 e 3 da micrografia da amostra na condição como fornecida.

	C-K	Al-K	Si-K	Ti-K	V-K	Cr-K	Co-K	Ni-K	Mo-L
<b>Ponto 1</b>	1.60	1.53	1.61	4.92	0.02	16.16	10.88	61.12	1.62
<b>Ponto 3</b>	2.64	1.49	1.16	4.34	0.05	16.99	10.60	61.27	

A Figura 62 apresenta as micrografias de MO da palheta soldada no estado inicial como fornecido, com diversos aportes térmicos, e sem TTPS (estado como soldado). Não foram observadas de MO trincas, com os aumentos utilizados. Nas três micrografias podem-se observar as regiões da ZF, ZCP e ZAC bastante diferenciadas: na ZAC o material apresenta-se com microestrutura semelhante ao material novo, mas com certo grau de envelhecimento quanto mais próximo a ZF, com alta quantidade de precipitados e quantidade mediana de carbonetos; próximo à linha de fusão, ocorre o crescimento planar (ZCP). À medida que a poça fundida solidifica, ocorre a segregação de elementos de liga à frente da fronteira sólido-líquido. Essa segregação causa um super-resfriamento constitucional, que resulta na mudança de padrão de solidificação para dendrítico, que fica evidenciado pelo padrão de precipitação de carbonetos MC nas zonas interdendríticas (ZID) da ZF. Como a soldagem é autógena (isto é, sem metal de adição) a poça fundida e o MB têm a mesma composição química, resultando em sólido formado com a mesma estrutura cristalina do substrato (KOU, 2003).

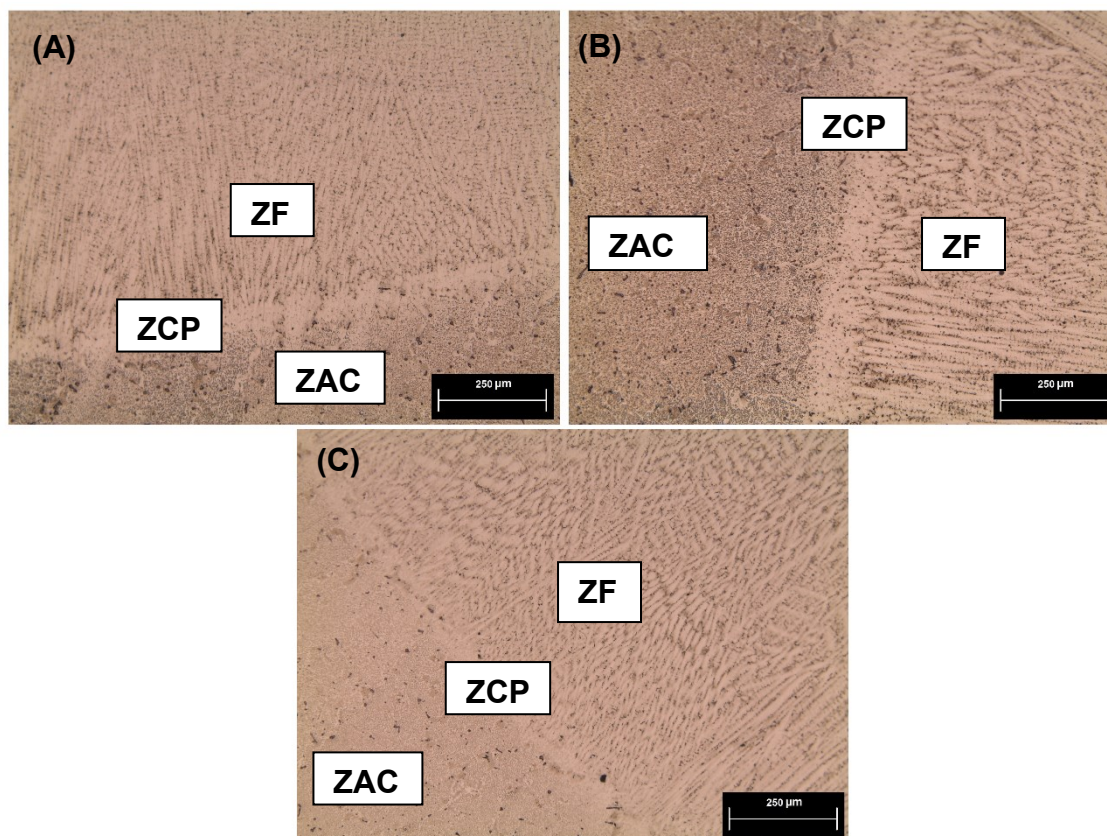


Figura 62: Micrografia de MO da palheta soldada no estado inicial como fornecida e não submetida a TTPS (estado como fornecida). Os aportes térmicos foram: (A) 2,1 kJ/cm, (B) 4,3 kJ/cm e (C) 8,4 kJ/cm.

Na Figura 63 é apresentada uma micrografia de MEV da ZF da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como soldada e não submetida a TTPS. As estruturas precipitadas nas zonas interdendríticas podem ser melhor analisadas e indicam, de fato, serem carbonetos primários do tipo MC. Na Figura 64 e na Tabela 13 são apresentados os resultados obtidos por EDS na amostra da Figura 63 que corroboram com essa teoria. No ponto 1 indicado, os elevados teores de Cr e Mo indicam que esta estrutura se trata de boretos de Cr-Mo. Não é possível determinar com precisão o teor de boro mediante EDS, pois se trata de um elemento de baixa massa atômica. Tais estruturas são deletérias para a soldagem da liga, pois apresentam baixo ponto de fusão e favorecem o aparecimento de trincas de liquação (WANG; TAHERI, 2021). No ponto 4 indicado, os elevados teores de Ti e Ta indicam que as estruturas deste tipo são carbonetos primários MC (MERINI, 2019). Na Figura 65 são apresentadas de trincas de liquação, tendo elas como local de nucleação os boretos do tipo Cr-Mo e as estruturas eutéticas (WANG; TAHERI, 2021).

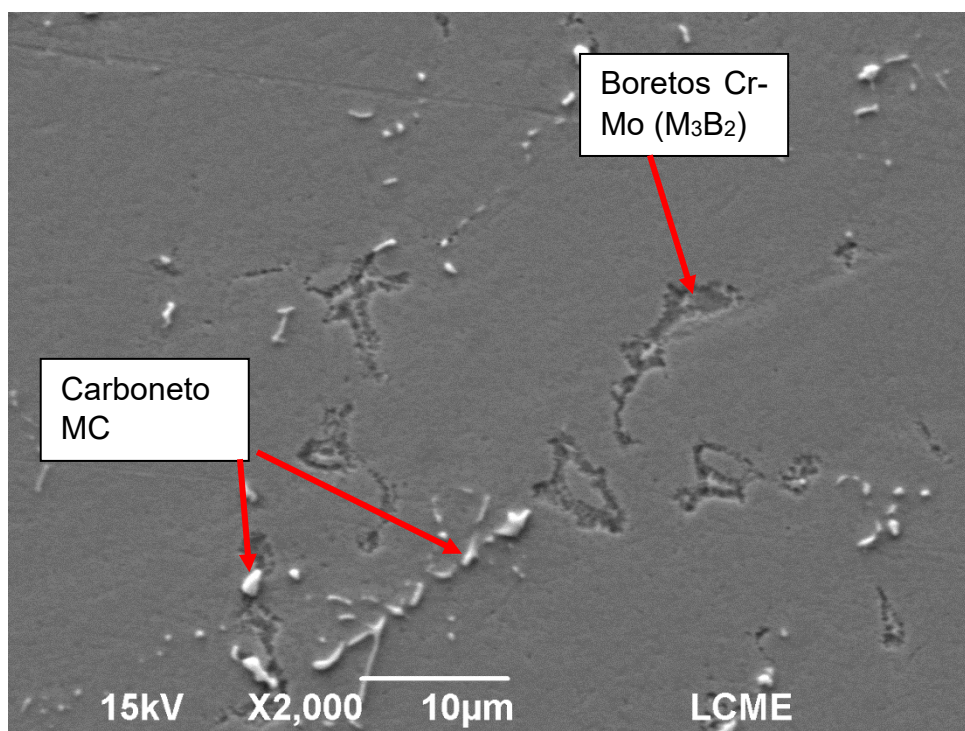


Figura 63: Micrografia de MEV da palheta como soldada, como fornecida na condição de aporte térmico de 8,4 kJ/cm da região de ZF.

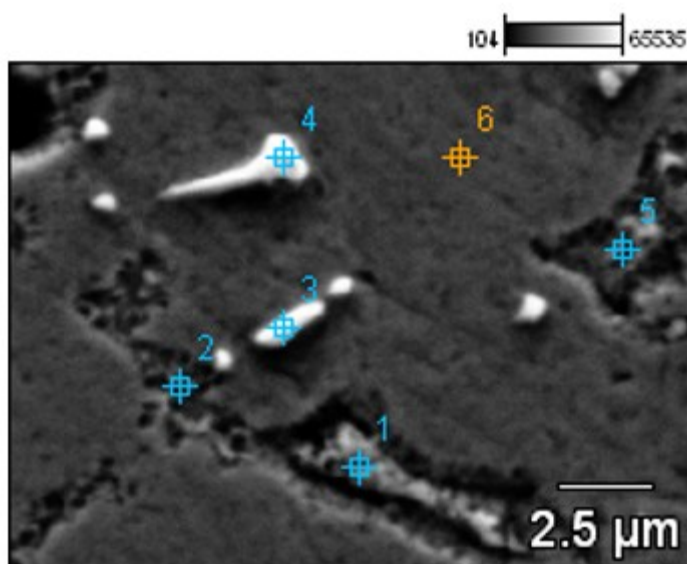


Figura 64: Pontos analisados por EDS na região observada de MEV na Figura anterior.

Tabela 13: Percentual em peso dos elementos químicos mapeados pelo EDS da Figura anterior.

	C-K	Al-K	Ti-K	Ta-K	Cr-K	Co-K	Ni-K	Mo-L
<b>Ponto 1</b>	3.99	0.49	6.30	0.00	31.21	11.97	41.05	4.99
<b>Ponto 4</b>	4.18	0	36.37	53.63	1.04	0.32	4.46	0

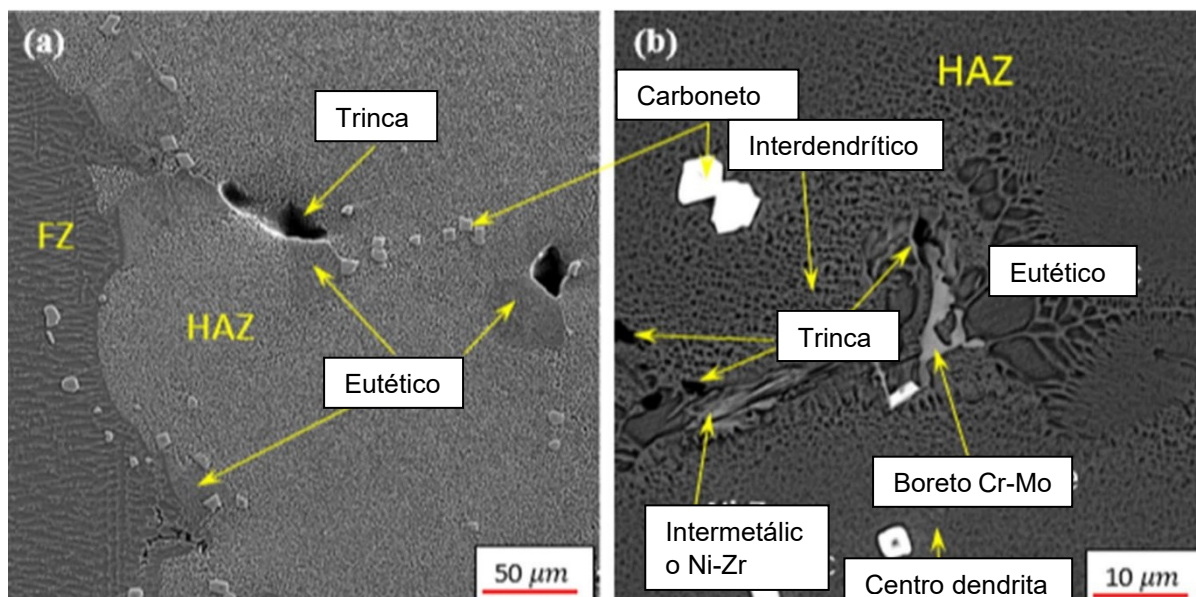


Figura 65: Formação de trincas de liquação na ZAC (Adaptado de WANG; TAHERI, 2021).

Na Figura 66 são apresentadas micrografias de MEV da amostra soldada com aporte de 4,3 kJ/cm no estado inicial como fornecida e não submetida a TTPS. A Figura 66 (A) é da região da ZAC e a Figura 66 (B) região do MB. Observa-se uma menor porcentagem de área de precipitados  $\gamma'$  na ZAC em relação a MB. Isso se deve à solubilização parcial de  $\gamma'$  na ZAC devido ao calor empregado na peça durante a soldagem. Além disso, a presença de outras fases também foi evidenciada, como carbonetos primários MC e eutéticos  $\gamma - \gamma'$ , estes últimos presentes também na palheta de controle caracterizada anteriormente.

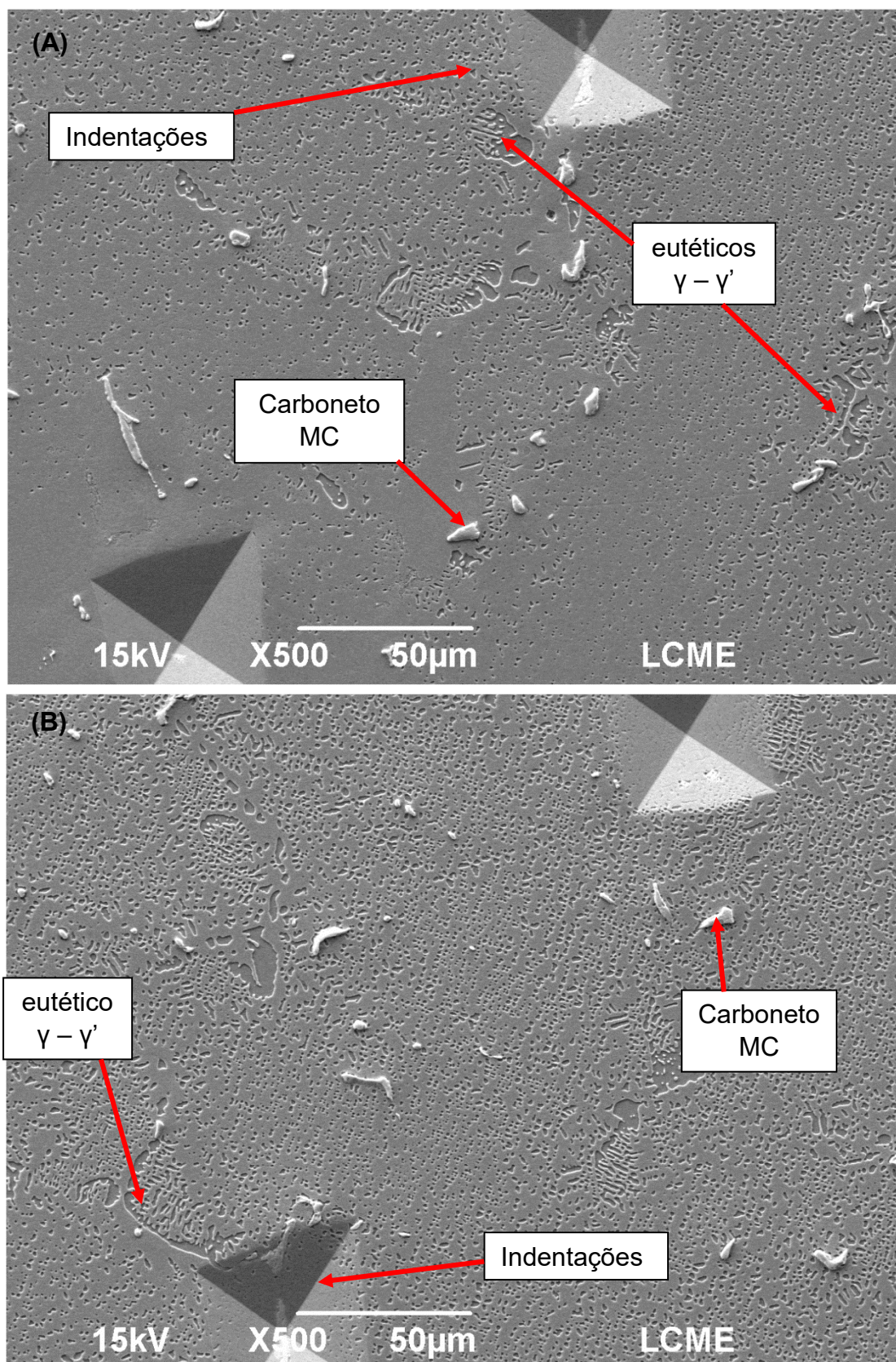


Figura 66: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como fornecida e não submetida a TTPS: (A) região da ZAC e (B) região do MB.

Na Figura 67 são apresentadas micrografias de MEV da amostra soldada com aporte de 2,1 kJ/cm no estado inicial como fornecida. A Figura 67 (A) é da solda submetida a TTPS de precipitação; a Figura 67 (B) é da solda submetida a TTPS de solubilização e precipitação. Nota-se que como visto na revisão, de fato, o tratamento térmico de solubilização não foi capaz de solubilizar completamente os carbonetos formados durante a solidificação da palheta, nem da solidificação da poça fundida, fato este observado na comparação da Figura 67 (A) com a (B), em que os carbonetos precipitaram nos contornos de grão na região da ZF, seguindo o padrão de grãos epitaxiais.

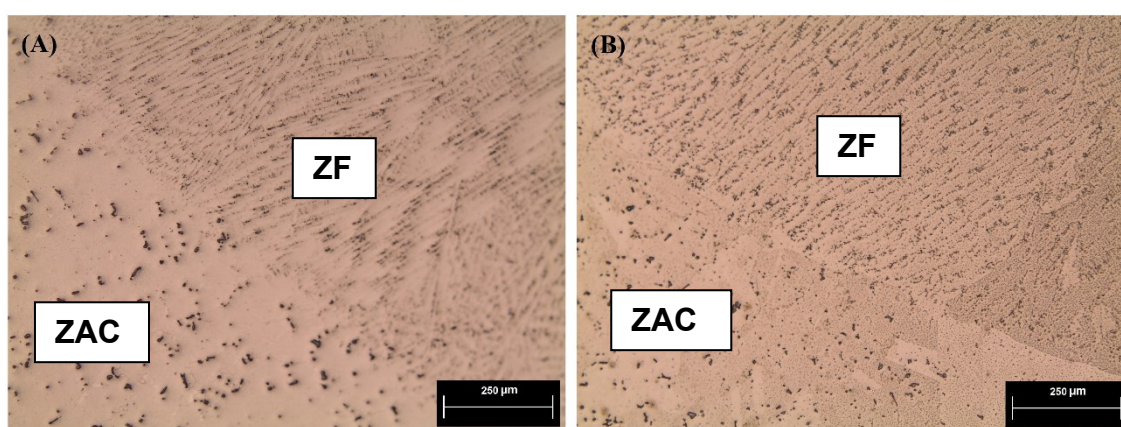


Figura 67: Micrografias de MO da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado inicial como fornecida: (A) submetida a TTPS de precipitação; (B) submetida a TTPS de solubilização e precipitação (B).

A Figura 68 apresenta micrografias de MEV da amostra soldada na condição como fornecida com aporte térmico de 4,3 kJ/cm e depois submetida a TTPS de precipitação. Na Figura 68 (A) é evidenciada a região da ZF da amostra. Com o aumento maior, nota-se a presença de microtrincas nas regiões intergranulares e a presença de carbonetos. Essas são as chamadas microtrincas de reaquecimento e surgem durante o tratamento térmico, pela precipitação de  $\gamma'$ . Essa precipitação causa variações volumétricas no material e ocorre antes do alívio de tensões, resultando em trincas. Na Figura 68 (B) é apresentada a ZAC da amostra. Nesta região pode-se observar uma precipitação homogênea de  $\gamma'$ , com tamanhos das partículas semelhantes entre si. Na ZAC houve também uma solubilização parcial dos precipitados  $\gamma'$  (conforme observado na amostra sem TTPS) que reprecipitaram durante o tratamento. Na Figura 68 (C) é apresentada a região do MB da amostra, evidenciando os precipitados  $\gamma'$  primários e  $\gamma'$  secundários, conforme foram

observados na palheta de controle, indicando que esta região não sofreu mudanças com o TTPS de precipitação.

Na Figura 69 são apresentadas micrografias de MEV da ZF da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como fornecida e submetida a TTPS de precipitação. Na Figura 69 (A) nota-se a segregação de elementos nas zonas interdendríticas (ZID), ocorrida durante a solidificação da poça fundida. A presença de teores mais elevados de elementos de liga nessas regiões favorece a formação dos carbonetos primários MC, conforme discutido na revisão e destacado por Bessa (2022). Na Figura 69 (B) é apresentada uma imagem ampliada de uma região da Figura (A), destacando uma microestrutura formada por um carboneto primário MC envolto por um filme fino de estrutura eutética  $\gamma - \gamma'$ . Essa estrutura formada favorece a nucleação de trincas de reaquecimento, que ocorrem durante o TTPS, devido à tendência de precipitar  $\gamma'$  em torno deste carboneto e de estruturas eutéticas  $\gamma - \gamma'$ , conforme descrito por Bessa (2022). É possível observar a nucleação de vazios e o início da trinca nesta estrutura, que é destacada na Figura (B).

Na Figura 70 é apresentado o resultado da análise por EDS de uma das estruturas observadas na ZID da Figura 69. De fato, se trata de carbonetos primários MC, com altos teores de Ti e Ta.

Na Figura 71 abaixo são apresentadas micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm na condição inicial como fornecida e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. O tratamento térmico homogeneizou a microestrutura do material, promovendo uma fina precipitação de  $\gamma'$ , com porcentagem de área elevada, em todas as três zonas de interesse (ZF, ZAC e MB).



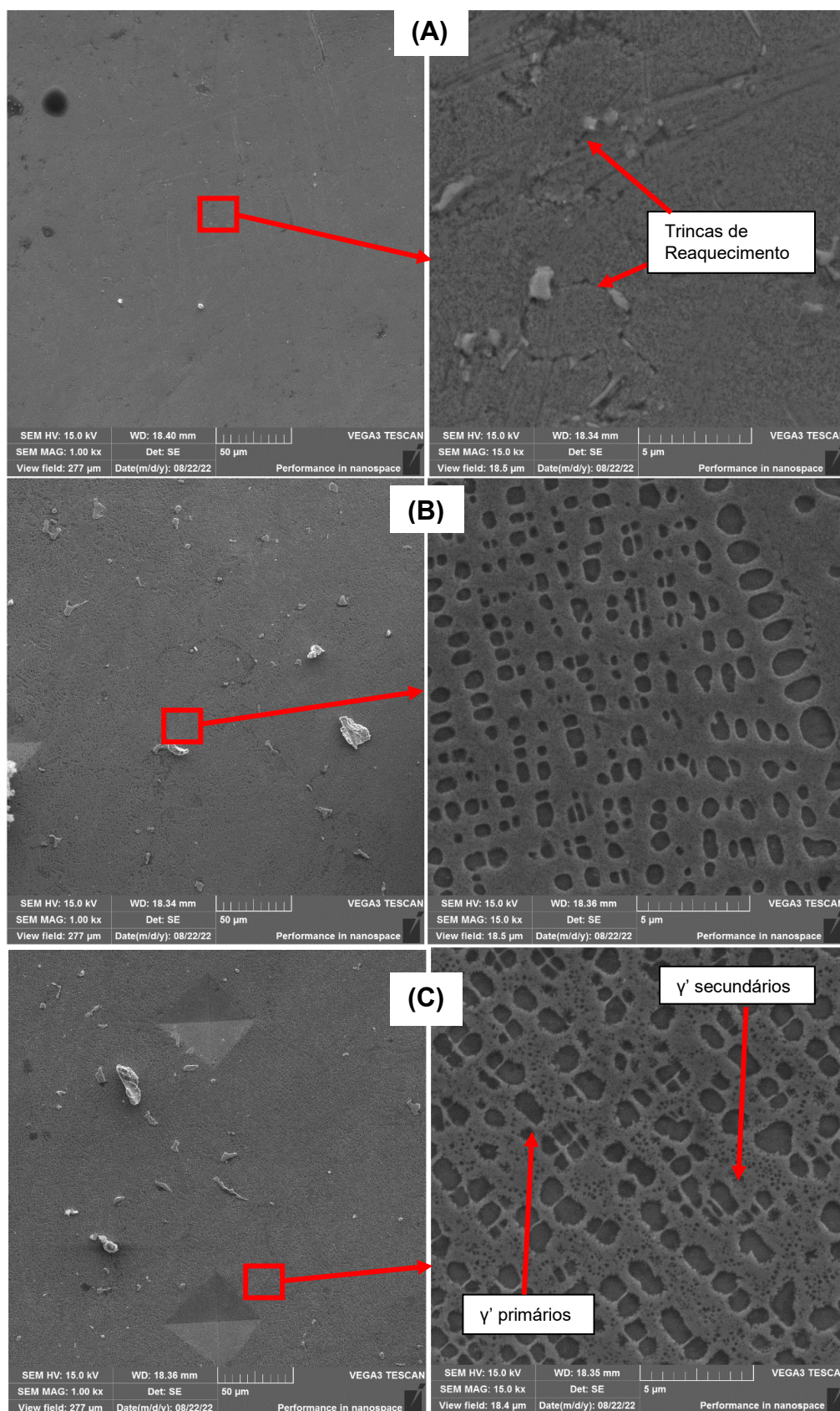


Figura 68: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte de 4,3 kJ/cm no estado inicial como fornecida e depois submetida a TTPS de precipitação: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB.

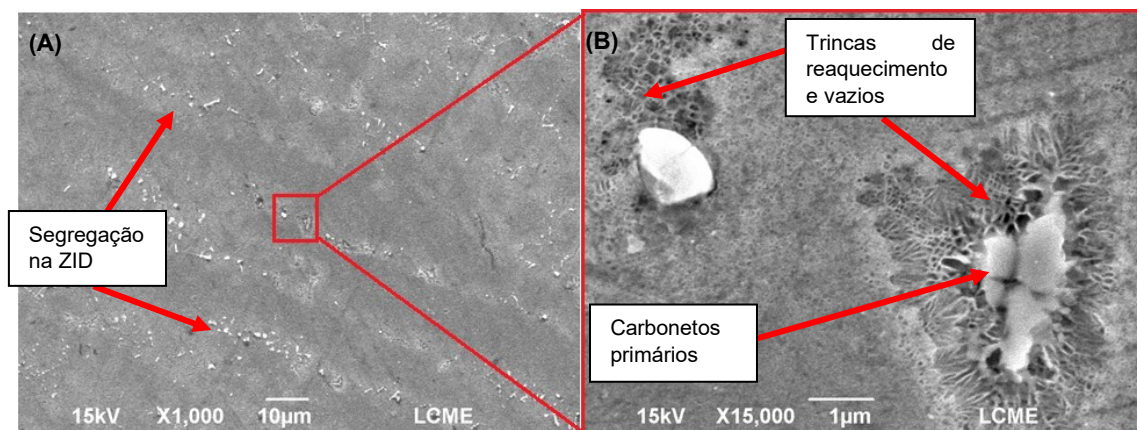


Figura 69: Micrografias de MEV da ZF da palheta soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado inicial como fornecida e submetida a TTPS de precipitação, destacando a segregação nas ZID (A) e trincas de reaquecimento (B).

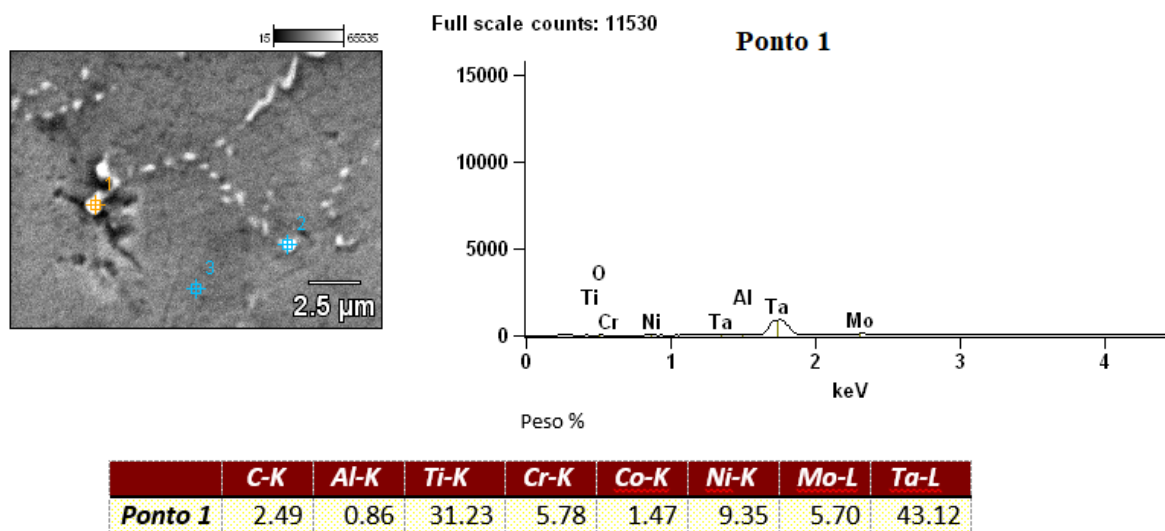


Figura 70: EDS identificando a fase MC.

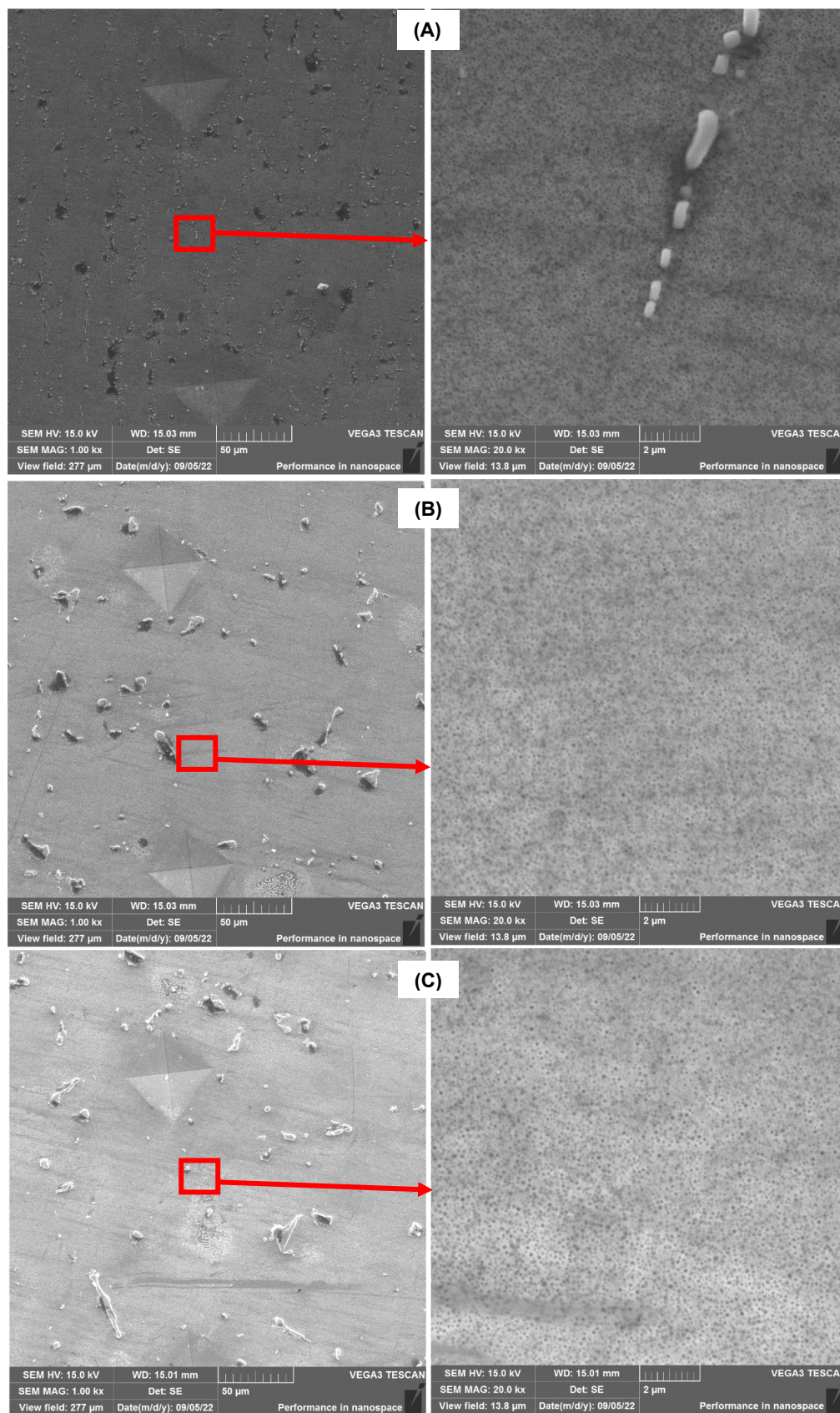


Figura 71: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm na condição inicial como fornecida e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB.

### 4.3.2 Condição Inicial Solubilizada

O tratamento de solubilização da palheta antes da soldagem é realizado para que se solubilize os precipitados  $\gamma'$  na matriz, visando diminuir a dureza média e aumentar a tenacidade da liga, para que assim se diminua a probabilidade da ocorrência de trincas durante a soldagem.

A Figura 72 apresenta uma micrografia de MEV do estado solubilizado da liga, antes da realização da soldagem. Apesar do grau de solubilização não ser total, permitiu uma grande diminuição dos precipitados tal que, durante as etapas de soldagem e posterior tratamento térmico, as partículas pudessem crescer de forma igualitária tomando como fonte os elementos solubilizados na matriz.

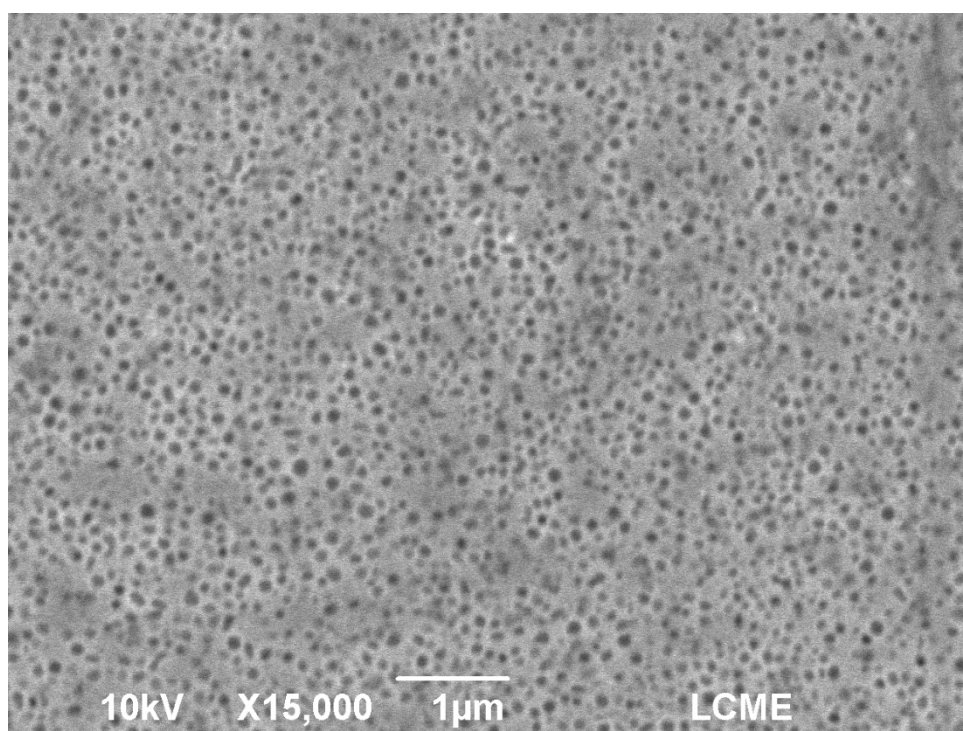


Figura 72: Micrografia de MEV da amostra solubilizada, condição pré-soldagem.

Na Figura 73 é apresentado uma montagem de micrografias de MO da amostra soldada com aporte de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não submetida a TTPS. A solda com menor aporte térmico (2,1 kJ/cm) foi a única que não apresentou trincas de solidificação, conforme visto na seção 4.2, de análise macroestrutural. São destacadas na imagem a ZF e a ZCP. O crescimento dos grãos da ZF ocorreu de forma epitaxial. Após o TTPS de solubilização e envelhecimento a microestrutura ficou homogênea, apresentando apenas uma maior quantidade de

carbonetos nos contornos de grão da ZF, resultado da fusão do material durante a soldagem e que não foram solubilizados durante o TTPS.

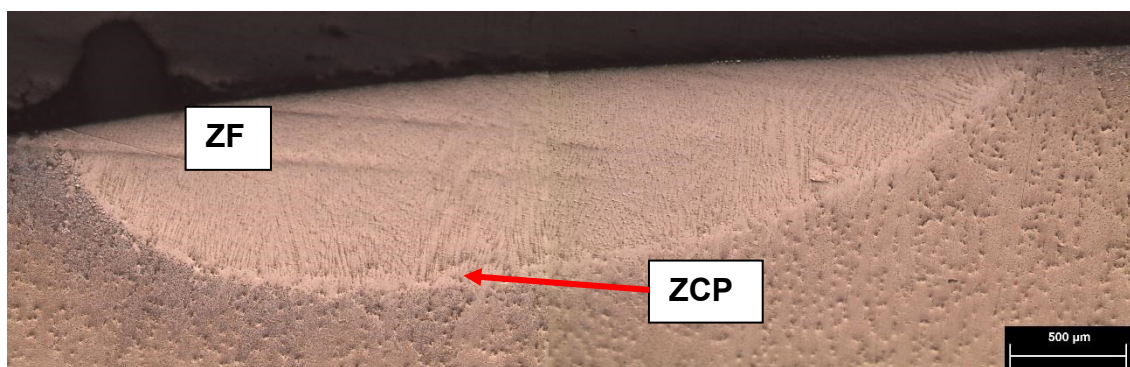


Figura 73: Montagem de micrografias de MO da palheta soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizado e não submetida a TTPS.

A Figura 74 apresenta uma micrografia de MO da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento. Os carbonetos não foram solubilizados durante este tratamento e ainda se apresentam em padrões distintos na ZF e MB, evidenciados pelo padrão de crescimento epitaxial de grão, observado na microestrutura da amostra sem TTPS (veja Figura 62).

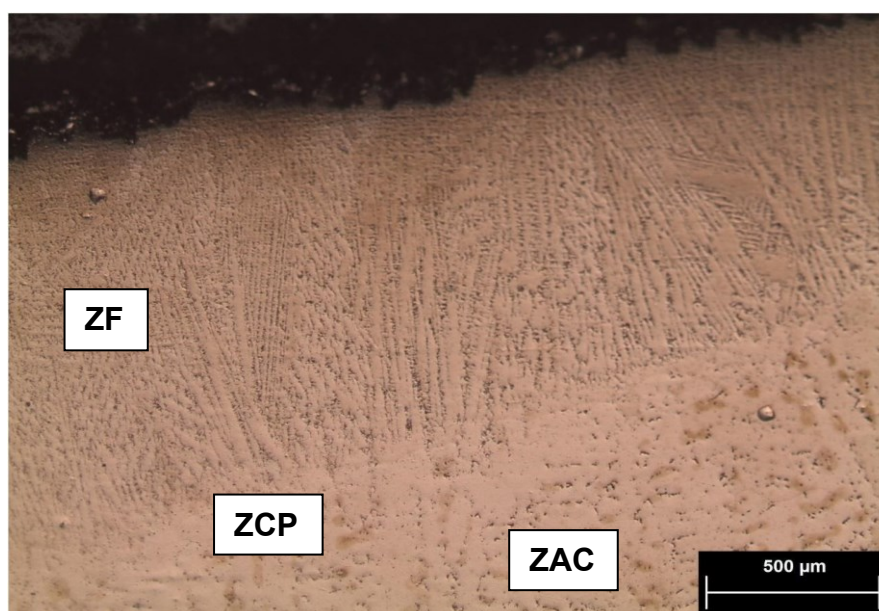


Figura 74: Micrografia de MO da amostra após TTPS de solubilização e precipitação na condição inicial solubilizada, com aporte térmico de 2,1 kJ/cm.

A Figura 75 apresenta os resultados obtidos por MEV da análise da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não

submetida a TTPS. Na Figura 75 (A) se observa a ZF da amostra, com carbonetos aleatoriamente distribuídos e sem a presença de precipitados  $\gamma'$ . Na Figura 75 (B) observa-se a ZAC da amostra. Existe duas regiões distintas: uma livre de precipitados e outra com precipitados de tamanho elevado e morfologia de estrela. A zona sem precipitação foi solubilizada parcialmente durante a soldagem e a microestrutura deste local é semelhante à da ZF. Na outra região, onde, não sofreu solubilização, ocorreu um misto de coalescimento de precipitados e superenvelhecimento (os precipitados presentes têm tamanho elevado e morfologia de estrela, característico de superenvelhecimento). Na Figura 75 (C) observa-se o MB, com microestrutura semelhante à da condição pré-soldagem, com elevada porcentagem de área de precipitados  $\gamma'$  e tamanho pequeno.

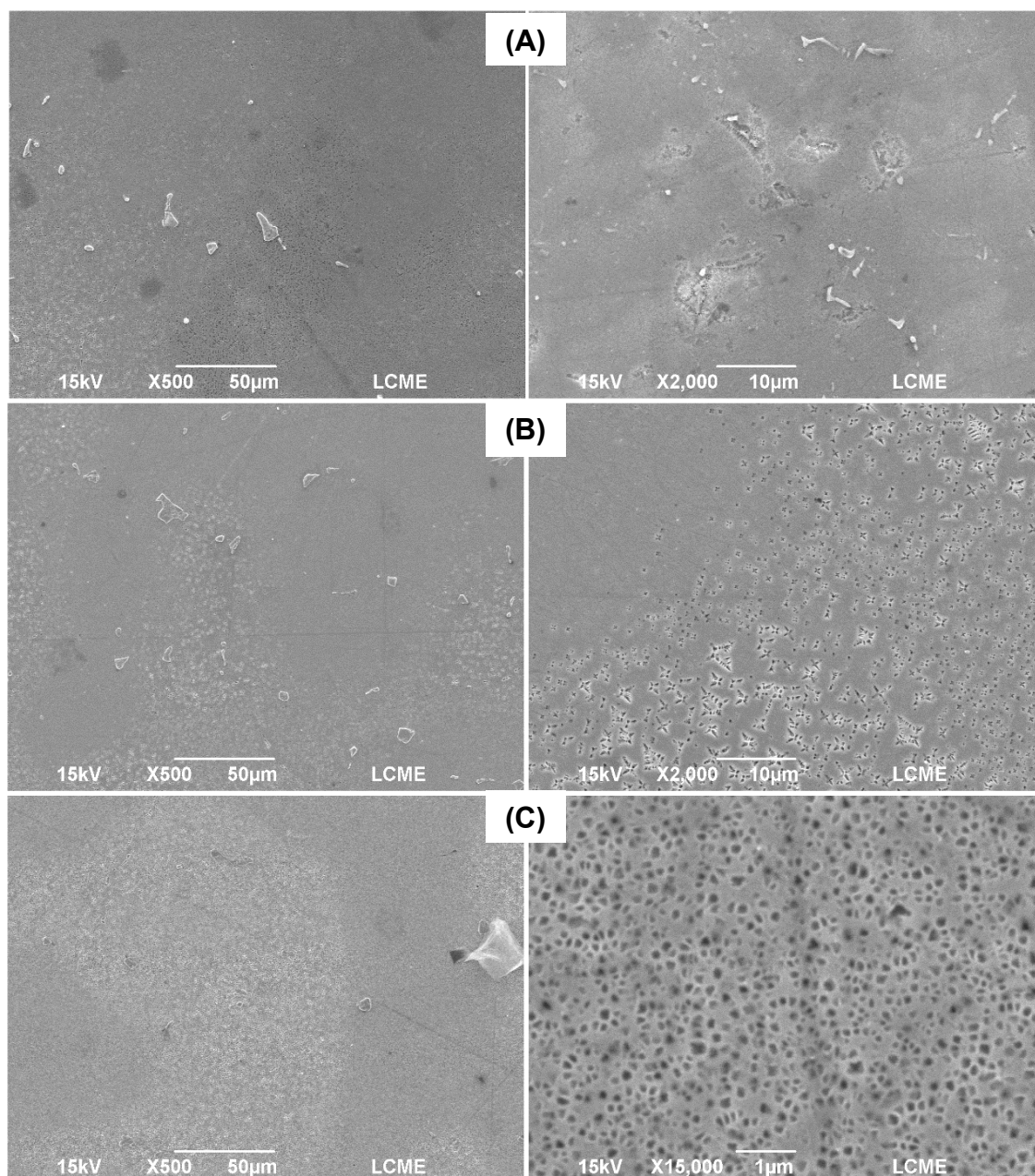


Figura 75: Micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não submetida a TTPS: (A) região da ZF, (B) região da ZAC e (C) região do MB.

Na condição com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, foram identificadas trincas de solidificação e de liquação. Na Figura 76 são apresentadas micrografias de MO e de MEV da amostra soldada nessa condição. Na Figura 76 (A) consegue-se observar duas trincas, uma que nucleou na ZAC e se propagou em direção ao MB e outra que nucleou na ZAC e se propagou em direção à ZF. Nas Figura 76 (B) e (C) as imagens de MEV mostram a presença de carbonetos e de fases com baixo ponto de fusão

(laves) no contorno de grão, que causaram as trincas de liquação durante a soldagem. Essas trincas se propagaram pelos contornos dos grãos.

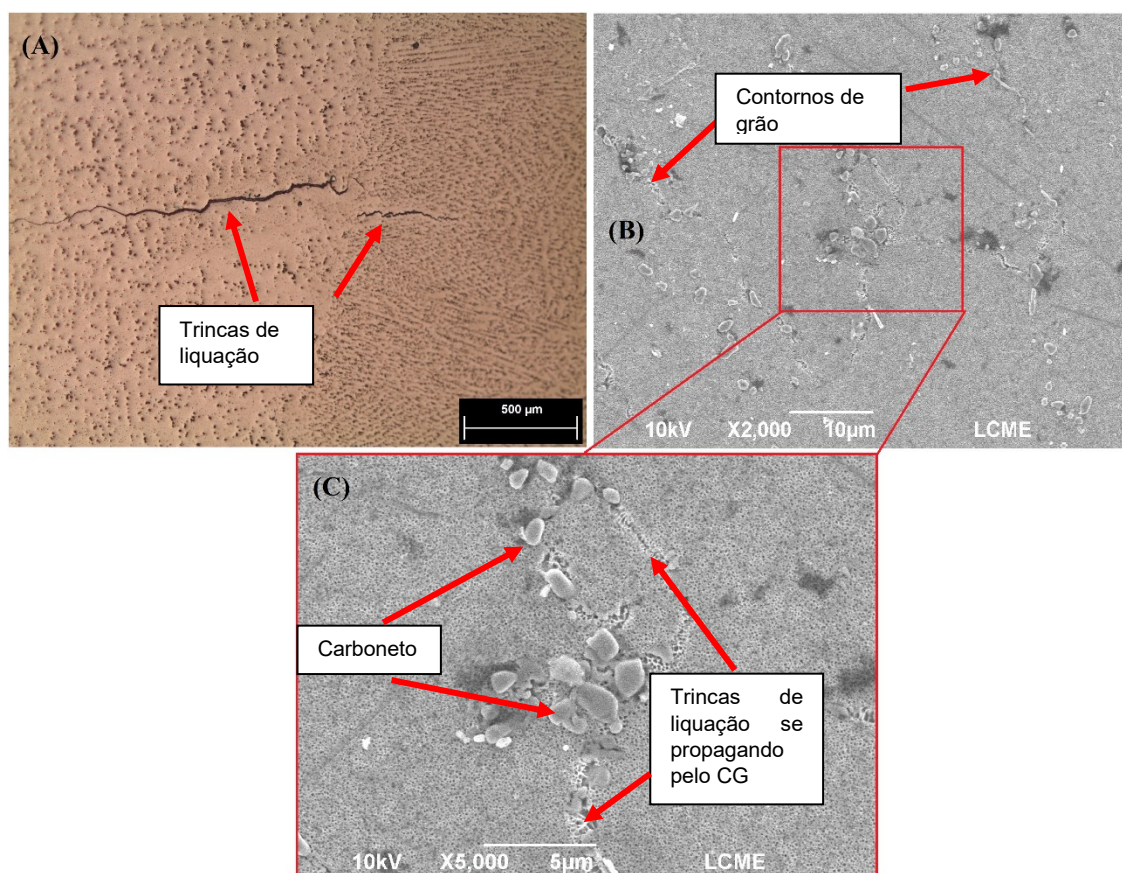


Figura 76: Micrografia de MEV da solda realizada com aporte térmico de 4,3 kJ/cm na condição inicial solubilizada e não submetida a TTPS destacando trincas de liquação ocorridas durante a soldagem.

A Figura 77 apresenta a micrografia de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de precipitação. Observa-se na Figura 77 (A), região da ZF, que o TTPS resultou em uma fina precipitação de  $\gamma'$ . Na Figura 77 (B), a ZAC permanece com os precipitados  $\gamma'$  superenvelhecidos que foram observados antes do TTPS. Na Figura 77 (C), o MB se apresenta com os precipitados  $\gamma'$  maiores em relação àqueles vistos na ZF, mas com alta porcentagem de área, favorecidos pela condição pré-soldagem visto na Figura 72.



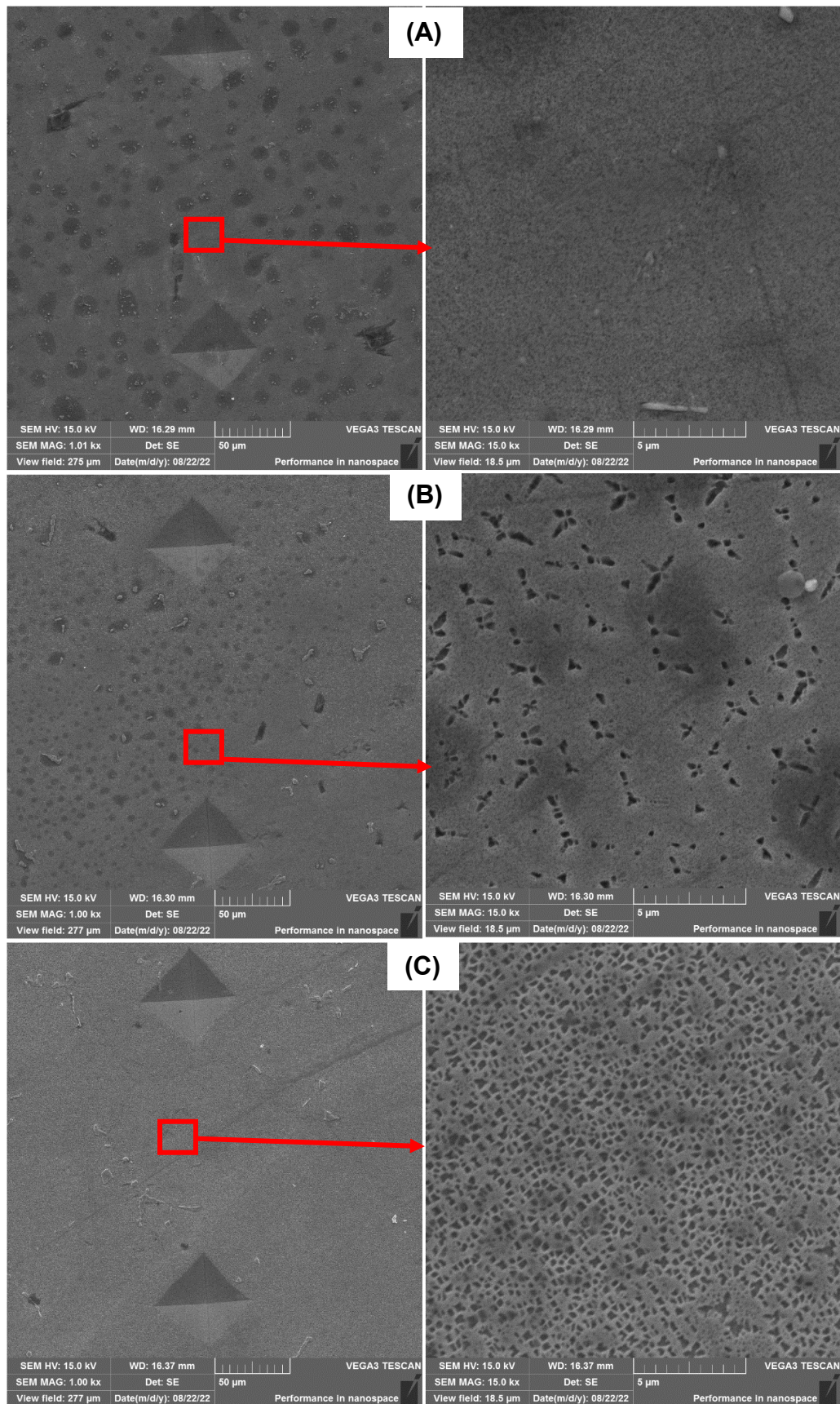


Figura 77: Micrografia de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de precipitação.

Nesta mesma amostra, foi realizado um mapa de composição química na região da ZAC. A Figura 78 apresenta esse local, na Figura 78 (A) apresentando a imagem gerada através da captura de elétrons secundários (que fornecem informações do relevo da amostra) e a Figura 78 (B) apresentando a imagem gerada através da captura de elétrons retroespalhados (que fornecem informações de composição química dos microconstituintes).

Na Figura 79 é apresentado o mapa de composição química da região. Nota-se a alta concentração de Ti e Ta nos microconstituintes de interesse. Este resultado indica que se esses microconstituintes são carbonetos primários do tipo MC. Merini (2019) encontrou estruturas muito semelhantes com as mesmas proporções químicas, que também foram caracterizadas como carbonetos primários MC, como pode ser visto na micrografia apresentada na Figura 80. Carbonetos primários MC com elevados teores de Ti e Ta também foram observados por Turazi et. al. (2017) e Donachie e Donachie (2002).

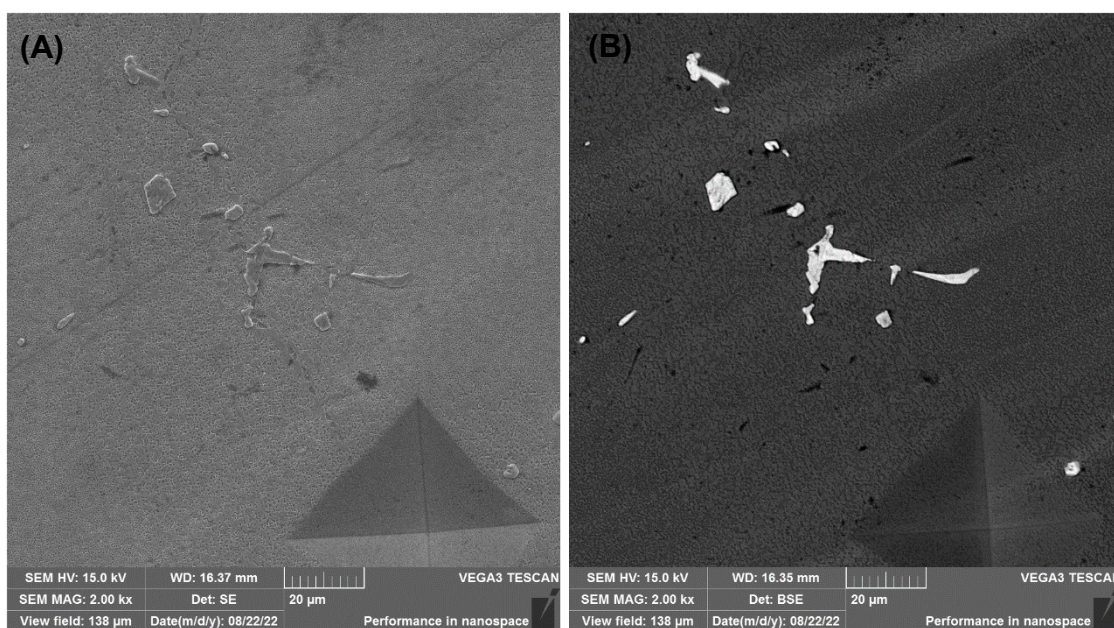


Figura 78: Micrografias de MEV da região da ZAC da amostra soldada na condição inicial solubilizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm e submetida a TTPS de precipitação, (A) imagem de MEV utilizando elétrons secundários para geração da imagem e (B) imagem de MEV utilizando os elétrons retroespalhados para geração da imagem.

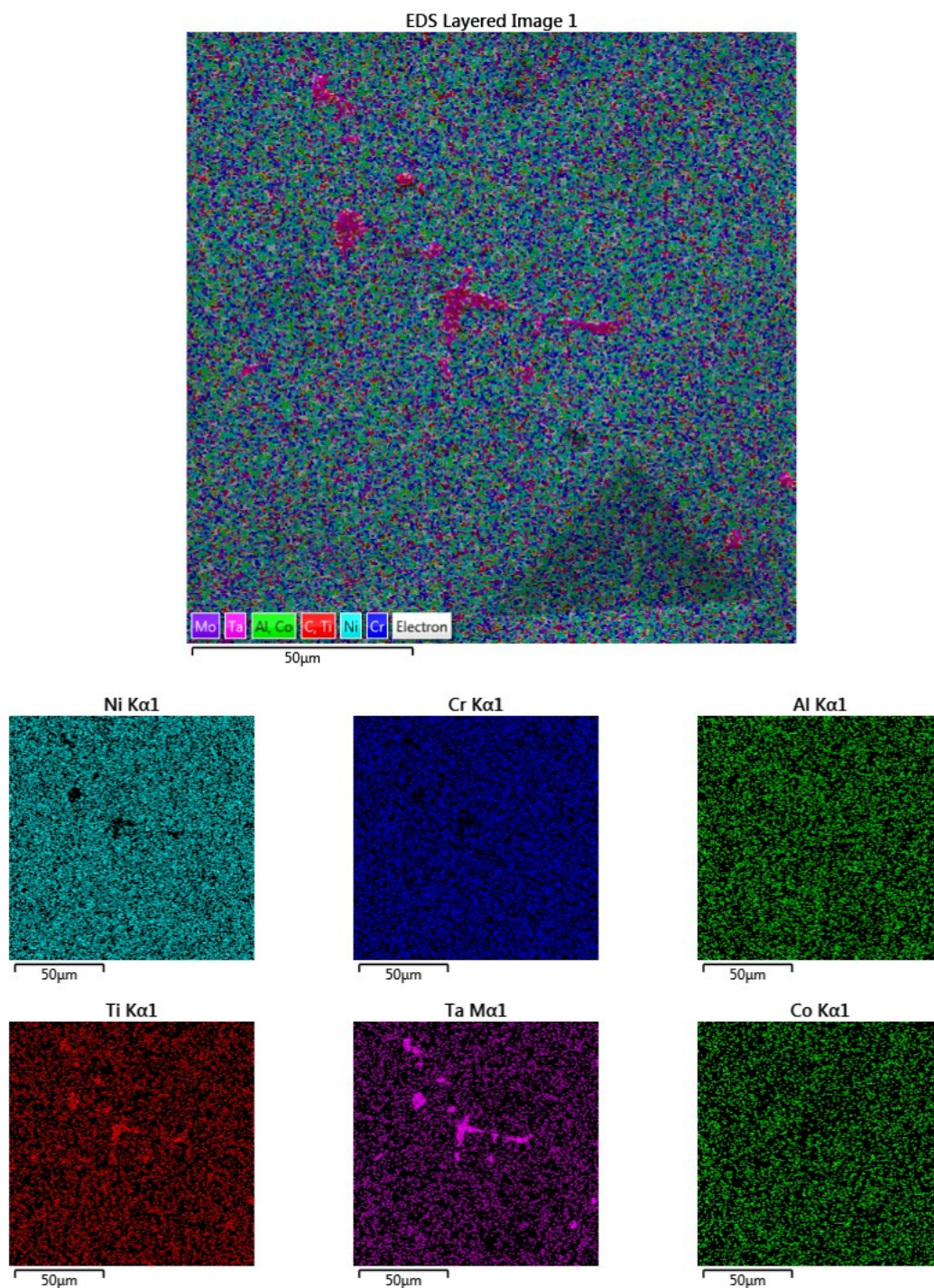


Figura 79: Mapa de composição química da região apresentada na Figura anterior.

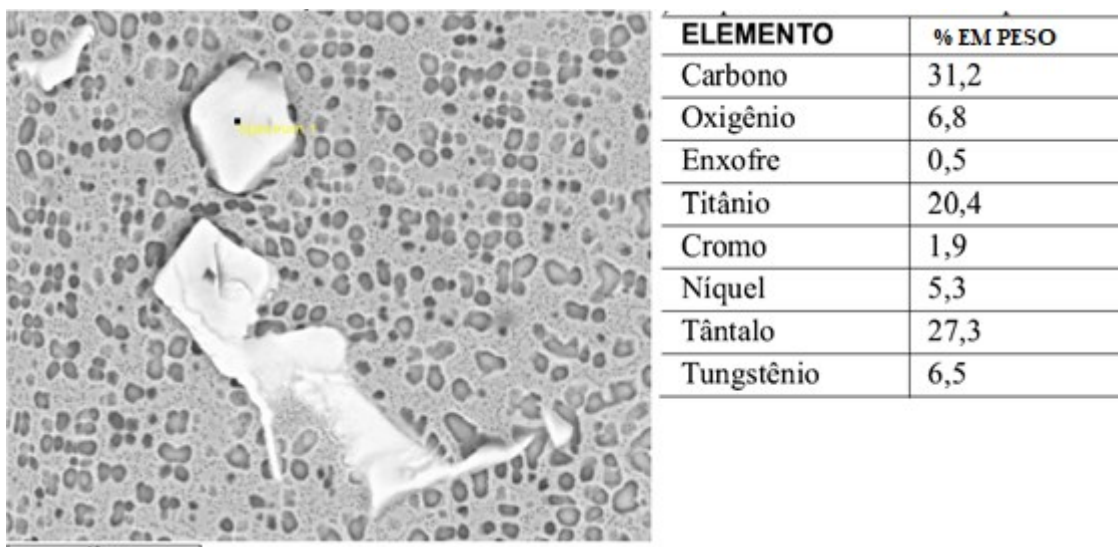


Figura 80: Composição química de um carboneto do tipo MC (MERINI, 2019).

Na solda realizada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, além das trincas de solidificação e de liquação já identificadas na solda com aporte térmico menor, também foram identificadas trincas de reaquecimento, que ocorrem após o TTPS. A Figura 81 apresenta uma micrografia de MEV dessa condição. A nucleação deste tipo de trinca ocorre nos contornos de grão que contém carbonetos MC, na região da ZF e na ZAC (próximo à linha de fusão) onde as tensões residuais da soldagem são elevadas, e que não conseguem acomodar ainda mais tensões durante o TTPS, causadas pela precipitação de  $\gamma'$ , resultando na trinca. Outro fator que provoca trincas de reaquecimento durante o TTPS é a presença nos contornos de grão de fases com baixo ponto de fusão que sofreram liquação durante a soldagem. Esse filme contínuo no contorno de grão pode resultar na precipitação de  $\gamma'$  durante o TTPS nessas regiões, causando aumento na tensão local e resultar em trincas (BESSA, 2022), originadas durante os TTPSs. A Figura 82 ilustra trincas de reaquecimento observadas em amostras de superliga de níquel GTD-111 soldadas por processo laser (WANG; TAHERI, 2021), que se mostram bastante semelhantes aquelas observadas neste estudo.

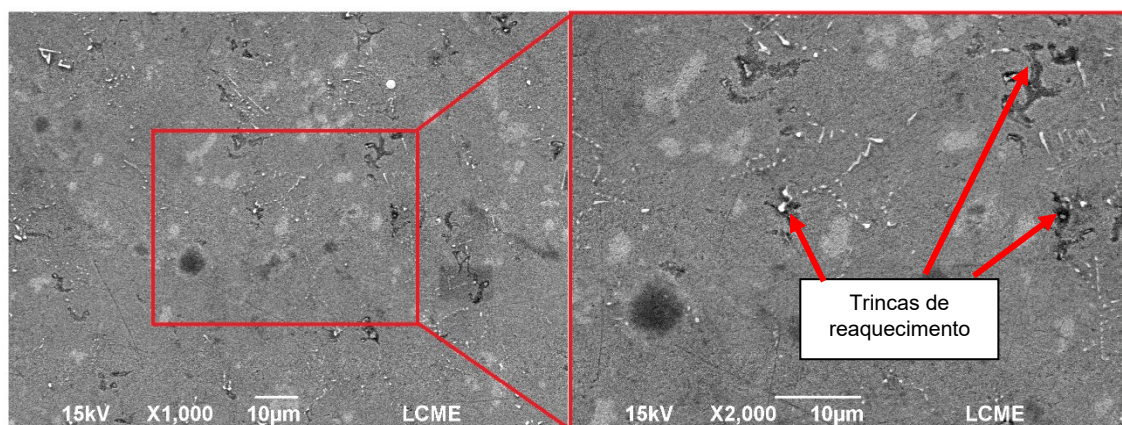


Figura 81: Micrografia de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, destacando trincas de reaquescimento e vazios gerados após a soldagem, durante o TTPS.

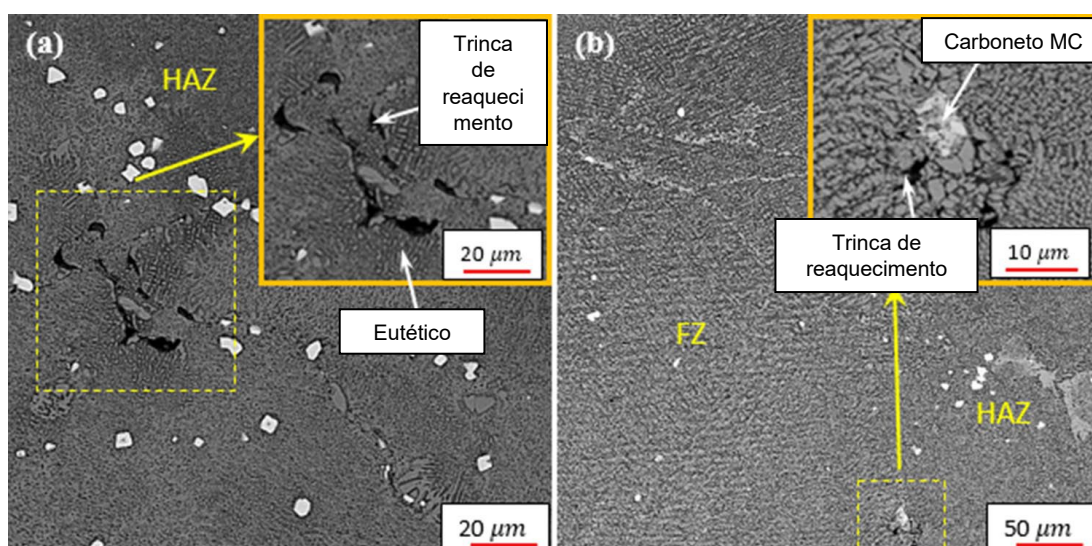


Figura 82: Micrografias de MEV, destacando trincas de reaquescimento em amostras soldadas de superliga GTD-111 (Adaptado de WANG; TAHERI, 2021).

A Figura 83 apresenta as micrografias obtidas por MEV da amostra soldada na condição solubilizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento. São apresentadas: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. O TTPS completo permitiu a completa recuperação dos precipitados  $\gamma'$ , que agora estão finamente dispersos e em alta porcentagem de área em todas as três regiões, e resultou em homogeneização da microestrutura. A única heterogeneidade que não foi possível eliminar foram os carbonetos primários MC que durante a soldagem precipitaram nos contornos de grão da ZF, devido à segregação de elementos de liga durante o crescimento epitaxial dos grãos. Na Figura 83 (A) são destacados esses precipitados.

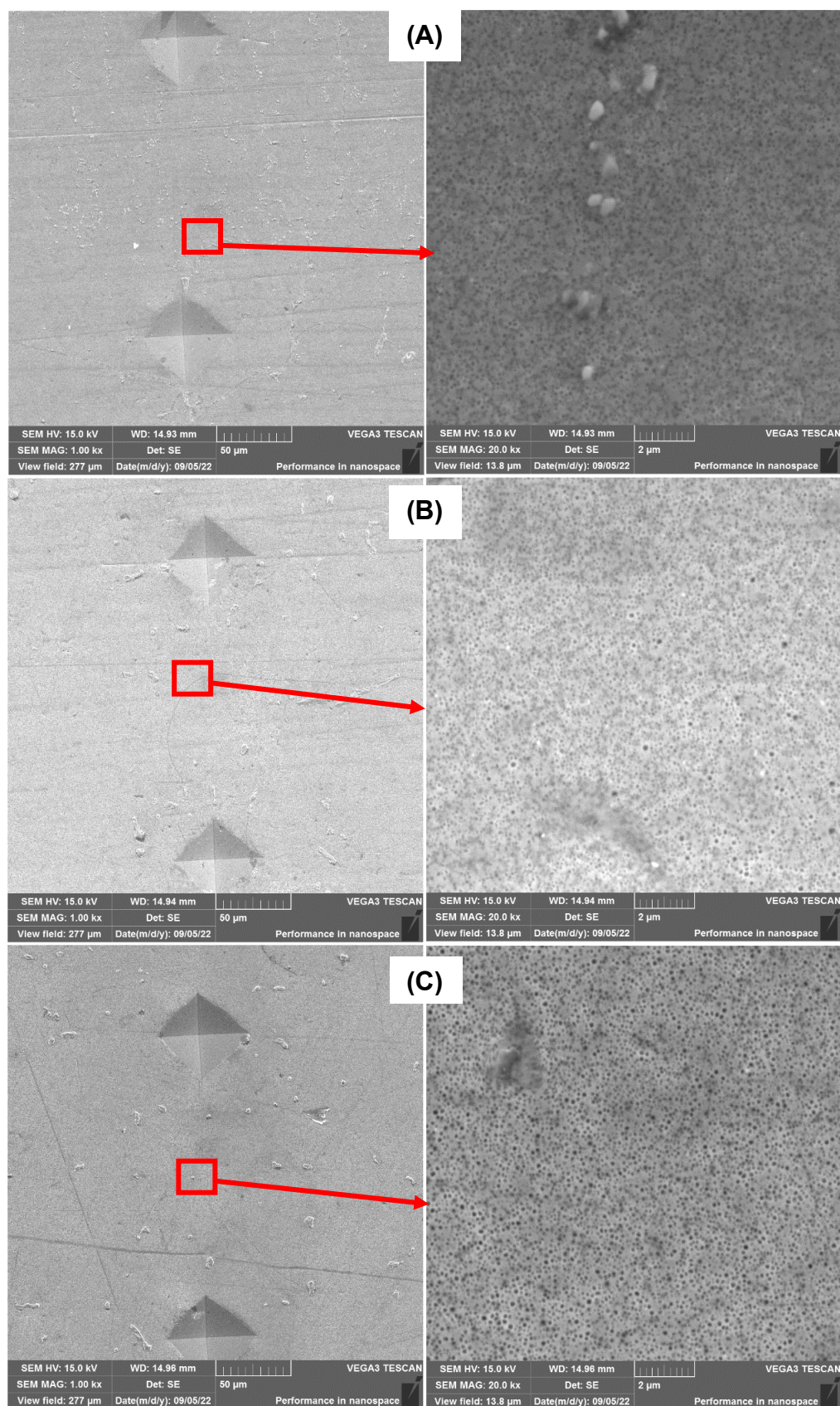


Figura 83: Micrografias de MEV da amostra soldada na condição solubilizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm e submetida a TTPS de solubilização e envelhecimento, (A) região da ZF, (B) região da ZAC e (C) região do MB.

Como foi observado na Figura 83, após o TTPS de solubilização e envelhecimento os precipitados  $\gamma'$  ficaram homogênea e finamente distribuídos em todas as 3 regiões. Em alguns pontos da ZF foi identificado a ocorrência de fases topologicamente fechadas (TCP) nos contornos de grão da ZF, semelhante ao que foi observado na Figura 17 da revisão bibliográfica, que é do estudo realizado por Reed (2006). A Figura 84 apresenta esta precipitação na palheta soldada na condição solubilizada com aporte térmico 4,3 kJ/cm e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

O surgimento dessas estruturas está associado com teores elevados de Cr, Mo, W e Re que facilitam a precipitação dessas fases. O seu aparecimento nessa condição de soldagem se deve, provavelmente, à partição destes elementos entre o sólido e o líquido durante a solidificação da poça fundida, de modo que os contornos de grão ficam enriquecidos nesses elementos e favorecem a formação dessas fases (REED, 2006).

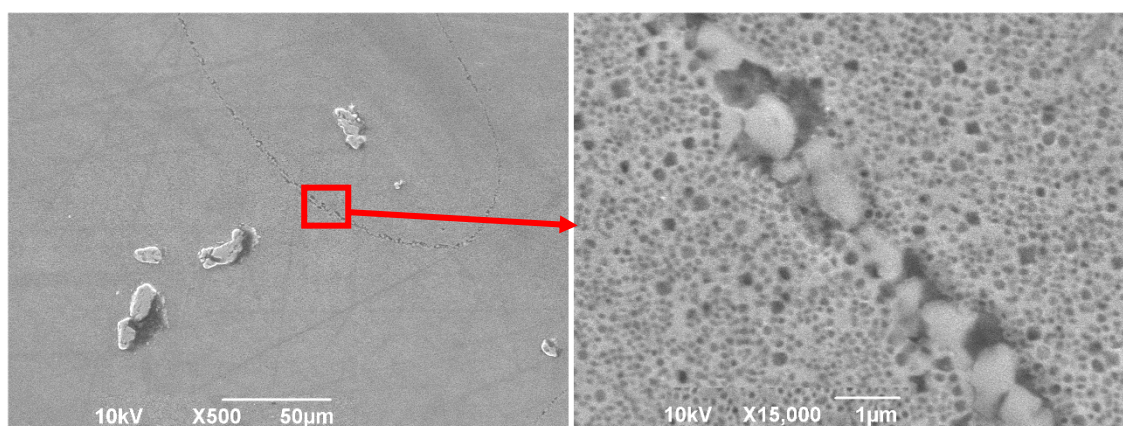


Figura 84: Micrografia de MEV da ZF da palheta solubilizada, soldada com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.3.3 Condição Inicial Envelhecida

Neste capítulo são abordados os resultados das soldagens realizadas na palheta em seu estado inicial envelhecido. A intenção dos ensaios nesta condição inicial é que, no momento da manutenção de uma palheta de turbina danificada em serviço, seja possível repará-la sem que seja necessária a adoção de nenhum tipo tratamento térmico prévio. Resultados positivos nesta condição, são os mais promissores do ponto de vista econômico e de logística, devido à redução de custos

pela eliminação de processos prévios e a possibilidade de realizar a soldagem de reparo *in loco*.

A Figura 85 apresenta a micrografia de MEV da palheta envelhecida antes da realização da soldagem. Nota-se a presença de precipitados  $\gamma'$  com morfologia de estrela, destacado por flecha, que é característico em seu estado envelhecido. Além disso há a formação da fase  $\gamma'$  em forma de filmes contínuos nos contornos de grãos e a presença de carbonetos do tipo MC, também destacado na imagem e indicado por seta.

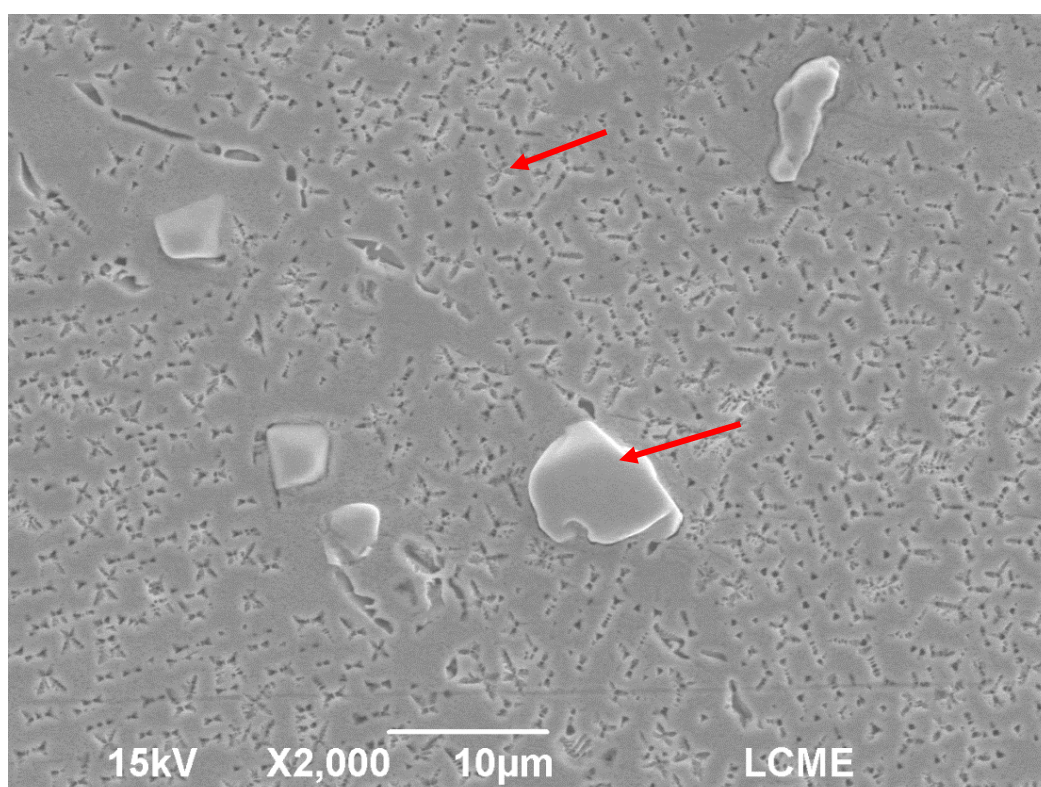


Figura 85: Micrografia de MEV da palheta envelhecida, pré soldagem, precipitados  $\gamma'$  e carbonetos MC indicados por setas.

A Figura 86 apresenta os resultados da análise por EDS realizada na mesma região da Figura 85 e a Tabela 14 mostra a composição química dos pontos 1 e 3 analisados. Fica evidenciado pelos altos teores de Ti e Ta que os microconstituintes dos pontos 1 e 3 são carbonetos do tipo MC.



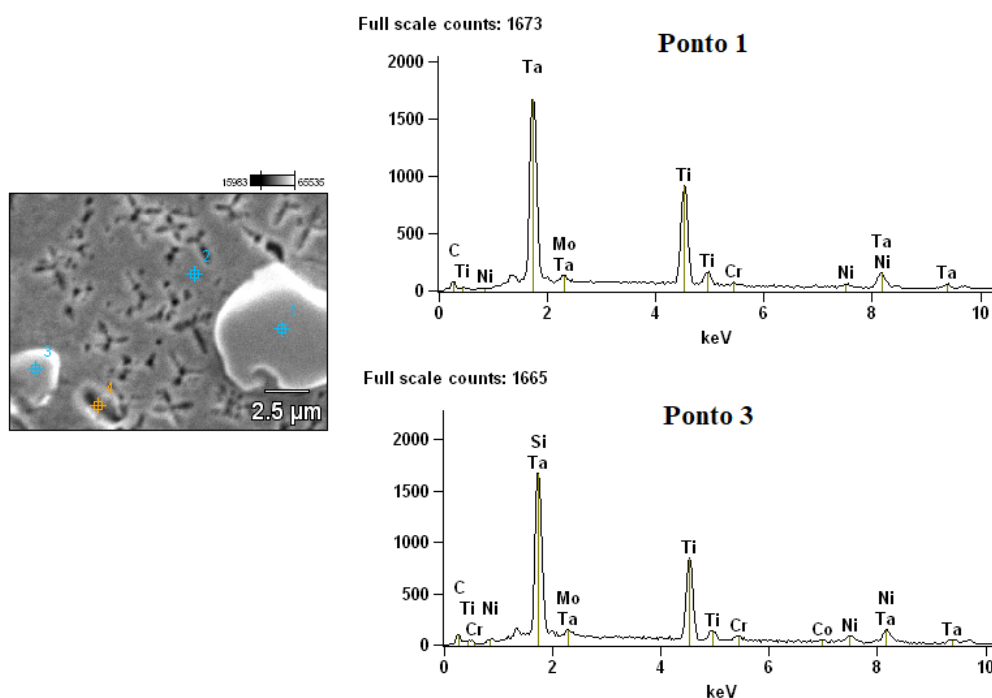


Figura 86: EDS de alguns pontos da microestrutura da palheta envelhecida artificialmente.

Tabela 14: Composição química dos pontos 1 e 3 da Figura anterior.

	<i>C-K</i>	<i>Ti-K</i>	<i>Cr-K</i>	<i>Co-K</i>	<i>Ni-K</i>	<i>Mo-L</i>	<i>Ta-L</i>
<b>Ponto 1</b>	4.44	28.62	0.77		1.73	2.53	54.71
<b>Ponto 3</b>	6.24	24.90	2.09	1.50	6.67	2.45	50.71

A Figura 87 apresenta as micrografias de MEV da palheta soldada na condição inicial envelhecida com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, sem TTPS, das seguintes regiões: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. Na Figura 87 (A) a ZF se apresenta sem precipitados  $\gamma'$  e com carbonetos precipitados nas ZID, assim como foi visto nas demais amostras. Na Figura 87 (B) onde é observado a região da ZAC, há precipitados  $\gamma'$  grandes e incoerentes com a matriz, devido à palheta ter sido soldada em seu estado envelhecido, o que promoveu o coalescimento dos precipitados. Na Figura 87 (C), o MB apresenta precipitados  $\gamma'$  grandes e incoerentes e em alta porcentagem de área, de forma semelhante ao que foi observado na condição pré-soldagem. Não foram identificadas trincas em nenhuma das três regiões nesta condição de soldagem, nem na soldagem realizada com maior energia (4,3 kJ/cm).

Na soldagem com aporte térmico de 8,4 kJ/cm foram observadas trincas de liquação na ZAC, próximo à linha de fusão. A Figura 88 apresenta uma micrografia de

MEV da amostra como soldada na condição inicial envelhecida com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, na região da ZAC, evidenciando uma trinca de liquação. Nota-se que a trinca nucleou em um contorno de grão com presença de carbonetos e fases com baixo ponto de fusão, fases estas que fundiram durante a soldagem e que ao resolidificarem-se, causaram tensões e, devido à alta restrição da microestrutura local gerada pela presença de carbonetos, resultou em microtrincas de liquação.

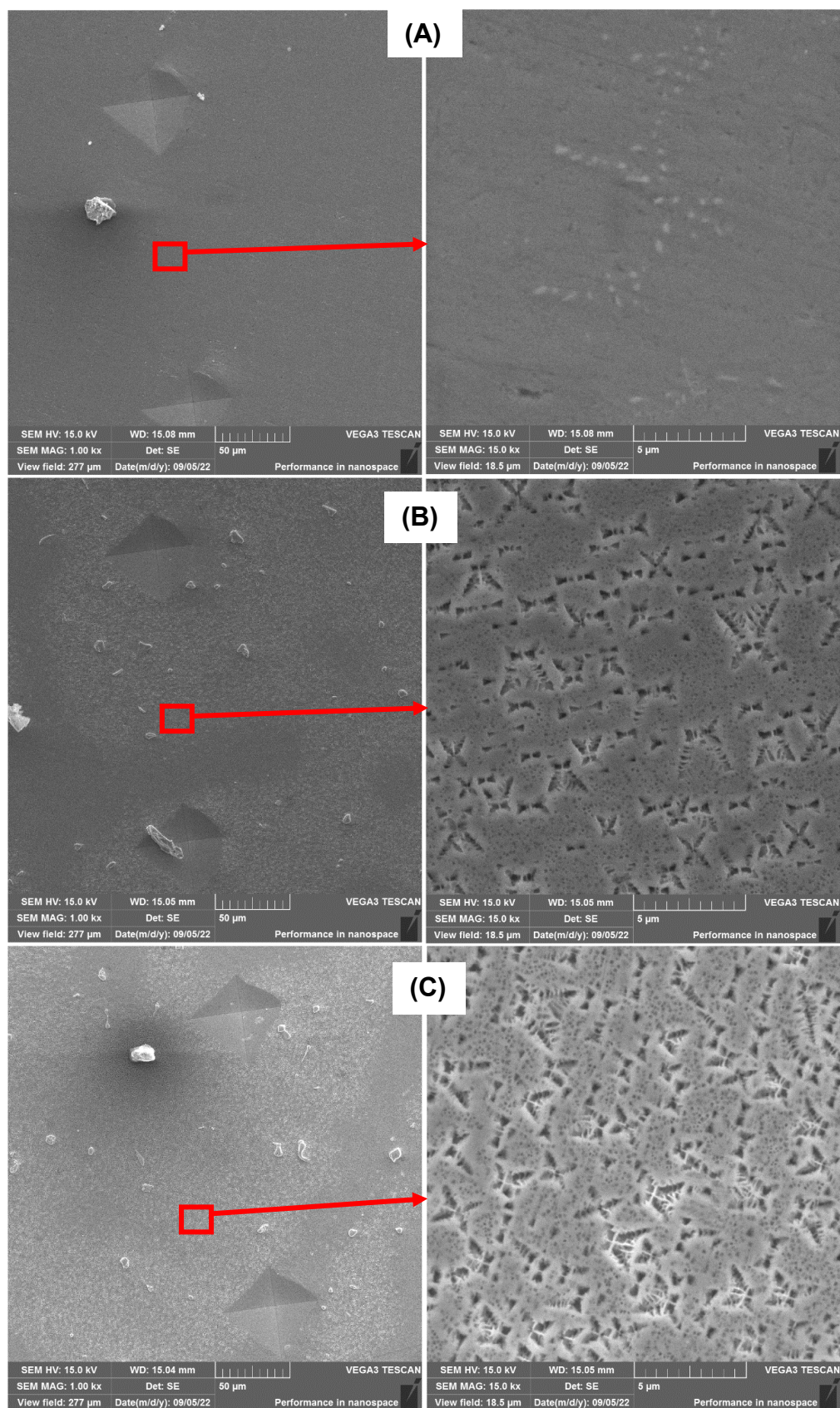


Figura 87: Imagens de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial envelhecida e não submetida a TTPS (estado como soldado): (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB.

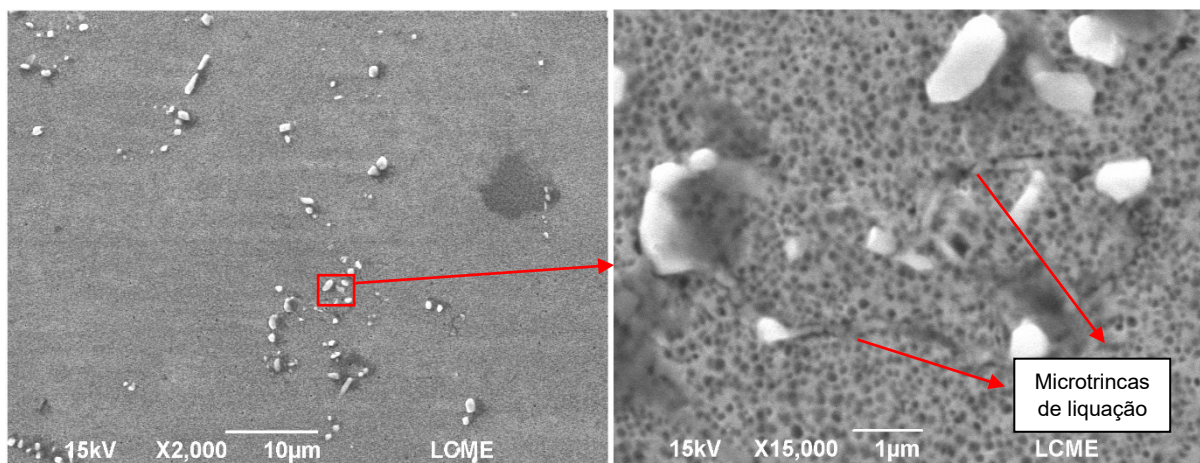


Figura 88: Microtrincas de liquação, amostra como soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, região da ZAC, próximo à linha de fusão.

A Figura 89 apresenta micrografias de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial envelhecida e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. São apresentadas as seguintes regiões: (A) ZF, (B) ZAC e (C) MB. Assim como ocorreu nas demais amostras, o TTPS de solubilização e precipitação rejuvenesceu a microestrutura degradada pelo envelhecimento e alterada pela soldagem. Nas três regiões os precipitados  $\gamma'$  se apresentam finamente dispersos e em alta porcentagem de área. Não foram observadas microtrincas nesta solda realizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, nem na solda com aporte térmico de 4,3 kJ/cm. Foram observadas somente trincas de liquação, novamente na amostra com 8,4 kJ/cm.

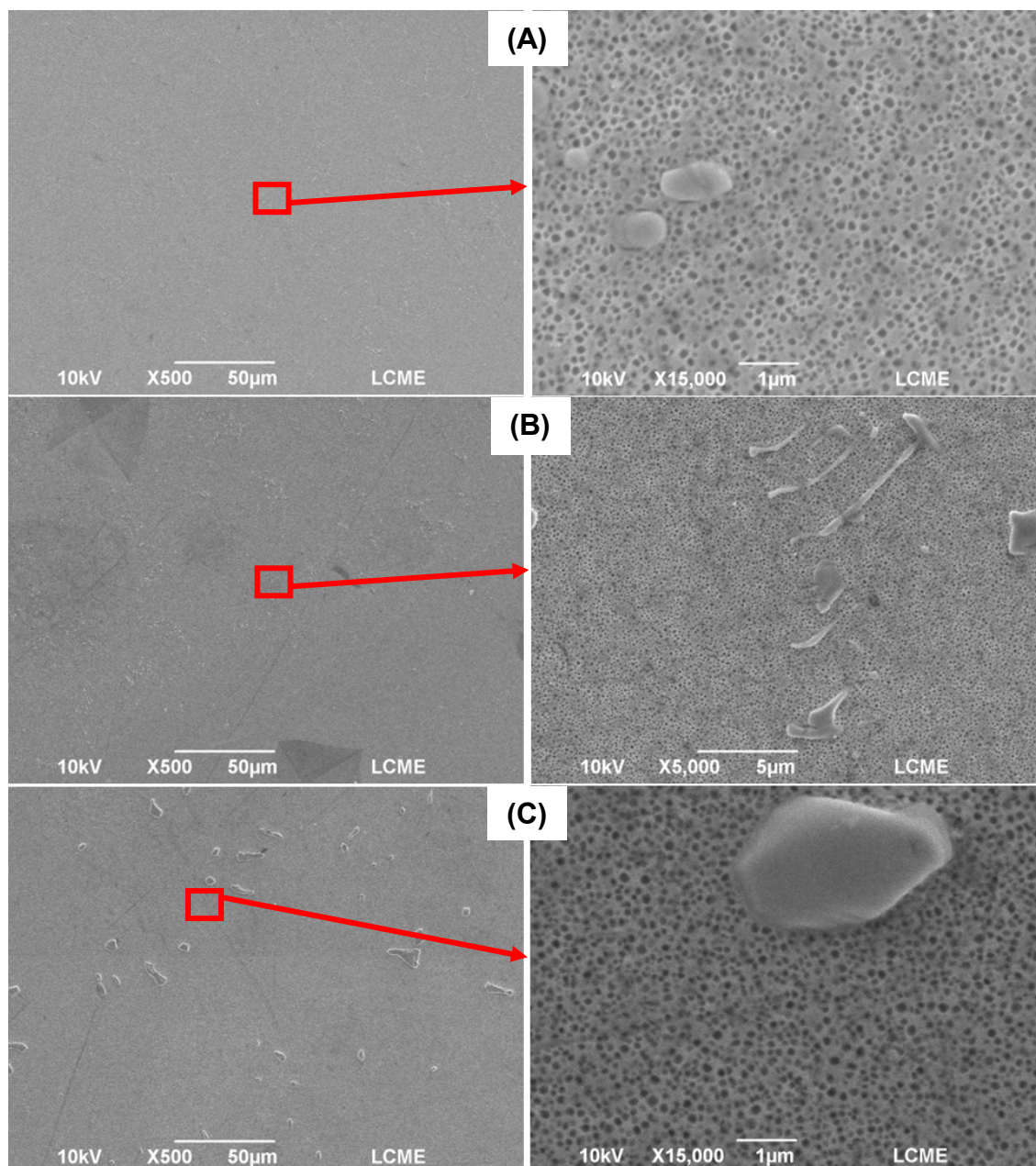


Figura 89: Imagens de MEV da amostra soldada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm na condição inicial envelhecida, submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

A Tabela 15 traz um resumo das microtrincas observadas em todas as amostras deste estudo. Células em “X” (vermelho) representam ocorrência e em “V” (verde) representam ausência.

Tabela 15: Resumo das análises das micrografias de MO e MEV, quanto à ocorrência de trincas de liquação e de trincas reaquecimento.

		Como soldada (sem TTPS)			TTPS de precipitação			TTPS de solubilização e precipitação		
		2,1	4,3	8,4	2,1	4,3	8,4	2,1	4,3	8,4
Aporte térmico (kJ/cm) →		2,1	4,3	8,4	2,1	4,3	8,4	2,1	4,3	8,4
Condição inicial como fornecida	Microtrincas de liquação	V	V	V	V	V	V	V	V	V
	Microtrincas de reaquecimento	V	V	V	V	X	X	V	V	V
Condição solubilizada	Microtrincas de liquação	V	X	X	V	X	X	V	X	X
	Microtrincas de reaquecimento	V	V	V	V	V	X	V	V	V
Condição envelhecida	Microtrincas de liquação	V	V	X	V	V	X	V	V	X
	Microtrincas de reaquecimento	V	V	V	V	V	V	V	V	V

#### 4.4 TAMANHO DOS PRECIPITADOS $\gamma'$

Os precipitados  $\gamma'$  foram medidos com auxílio do software *ImageJ*, a partir das imagens obtidas no MEV, nas três regiões de interesse (ZF, ZAC e MB), em todas as etapas dos experimentos e em todas as condições de soldagem. O tamanho dos precipitados  $\gamma'$  e a sua coerência/incoerência estão relacionados diretamente com a dureza da liga, a sua resistência mecânica e sua resistência à fluência. Para a medição do tamanho médio de  $\gamma'$  foram consideradas imagens aleatórias de cada uma das regiões, o suficiente para se atingir uma amostragem adequada de precipitados. Na região da ZAC, foram utilizadas imagens aleatórias de todas as regiões que compõem a região, ou seja, o tamanho de precipitado é uma média de toda a ZAC.

#### 4.4.1 Condição Inicial Como Fornecida

Como visto na seção 4.3, de análise microestrutural, a palheta em seu estado inicial como fornecida apresenta uma distribuição bimodal de precipitados  $\gamma'$ , característica esta que se mostrará presente na liga até o TTPS de solubilização e precipitação, que formará novos precipitados na microestrutura. A Tabela 16 apresenta os resultados do tamanho médio de precipitado  $\gamma'$  primários e secundários e para a porcentagem de área encontrados. Essa distribuição bimodal de precipitados foi observada por Turazi (2014), Cortez (2014), Merini (2019) e Bessa (2022).

Tabela 16: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários e a sua porcentagem de área na palheta como fornecida, antes da soldagem.

Etapa	$\gamma'$ primário ( $\mu\text{m}^2$ )	$\gamma'$ secundário ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Pré-Soldagem	$0,284 \pm 0,120$	$0,023 \pm 0,015$	$27 \pm 2,8$

A Tabela 17 apresenta os resultados obtidos para os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e a sua porcentagem de área, na ZF, ZAC e MB de soldas realizadas com os três aportes térmicos na palheta na condição inicial como fornecida. Foram avaliadas as soldas sem TTPS (estado como soldado) e submetidas a TTPS de precipitação e TTPS de solubilização e precipitação. A região da ZF da amostra no estado como soldada não apresenta valores pois não foi identificada precipitação de  $\gamma'$ . No TTPS de solubilização e precipitação ocorre homogeneização no tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$ , que agora não mais apresentam uma distribuição bimodal, mas sim apenas um tamanho médio.

Tabela 17: Tamanhos médio dos precipitados  $\gamma'$  e sua porcentagem de área, para a palheta soldada no estado inicial como fornecido.

TTPS	Aporte térmico (kJ/cm)	ZF			ZAC			MB		
		$\gamma'$ primário ( $\mu\text{m}^2$ )	$\gamma'$ secundário ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ primário ( $\mu\text{m}^2$ )	$\gamma'$ secundário ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ primário ( $\mu\text{m}^2$ )	$\gamma'$ secundário ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Sem TTPS (como Soldada)	2,1	-	-	-	$0,550 \pm 0,251$	$0,041 \pm 0,020$	$29 \pm 2,2$	$0,256 \pm 0,078$	$0,030 \pm 0,016$	$26 \pm 2,2$
	4,3	-	-	-	$0,578 \pm 0,198$	$0,027 \pm 0,012$	$21 \pm 4,0$	$0,415 \pm 0,115$	$0,018 \pm 0,011$	$24 \pm 4,0$
	8,4	-	-	-	$0,433 \pm 0,201$	$0,020 \pm 0,015$	$24 \pm 1,1$	$0,514 \pm 0,278$	$0,021 \pm 0,017$	$28 \pm 1,1$
TTPS de precipitação	2,1	$0,017 \pm 0,010$	-	$30 \pm 2,2$	$0,302 \pm 0,384$	$0,020 \pm 0,015$	$19 \pm 2,2$	$0,240 \pm 0,184$	$0,034 \pm 0,025$	$24 \pm 2,2$
	4,3	$0,015 \pm 0,015$	-	$32 \pm 3,4$	$0,385 \pm 0,104$	$0,021 \pm 0,015$	$15 \pm 3,4$	$0,410 \pm 0,294$	$0,054 \pm 0,039$	$22 \pm 3,4$

	8,4	0,014 ± 0,011	-	30 ± 2,8	0,411 ± 0,236	0,129 ± 0,078	16 ± 2,8	0,517 ± 0,288	0,042 ± 0,030	27 ± 2,8
TTPS de solubilização e precipitação	2,1	0,018 ± 0,012	-	25 ± 1,9	0,016 ± 0,015	-	24 ± 1,9	0,018 ± 0,009	-	24 ± 1,9
	4,3	0,015 ± 0,010	-	20 ± 1,7	0,022 ± 0,020	-	22 ± 1,7	0,020 ± 0,005	-	29 ± 1,7
	8,4	0,015 ± 0,010	-	26 ± 1,6	0,016 ± 0,015	-	27 ± 1,6	0,019 ± 0,011	-	25 ± 1,6

As Figuras 90 e 91 apresentam os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários e a sua percentagem de área, na solda realizada na palheta como fornecida e não submetida a TTPS (estado como soldada). O tamanho dos precipitados na ZAC aumenta com o aporte térmico empregado, devido a um coalescimento induzido pela soldagem. Os precipitados secundários não sofreram alterações morfológicas durante a soldagem. A percentagem de área encontra-se elevada, no mesmo padrão da palheta antes da soldagem. O destaque é para a soldagem com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, que apresentou a maior percentagem em área na ZAC, de 29 %.

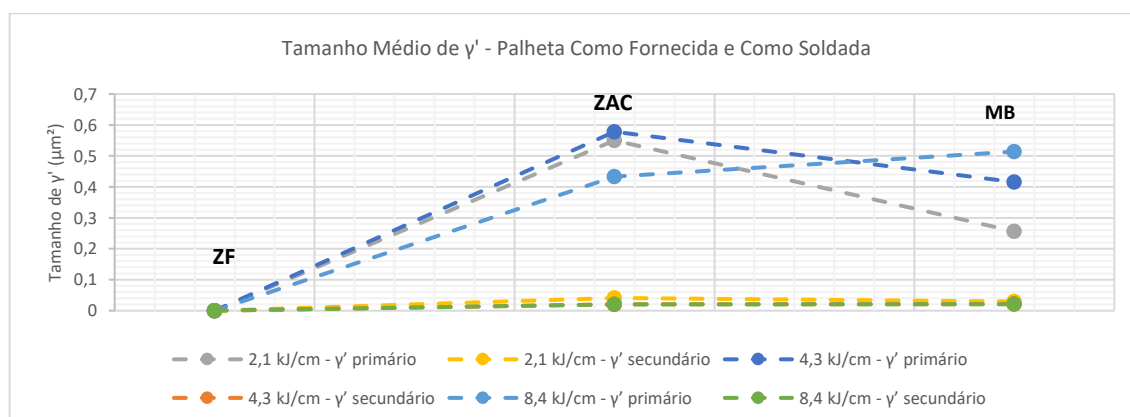


Figura 90: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários, da solda realizada na palheta como fornecida, e não submetida a TTPS (estado com soldada).

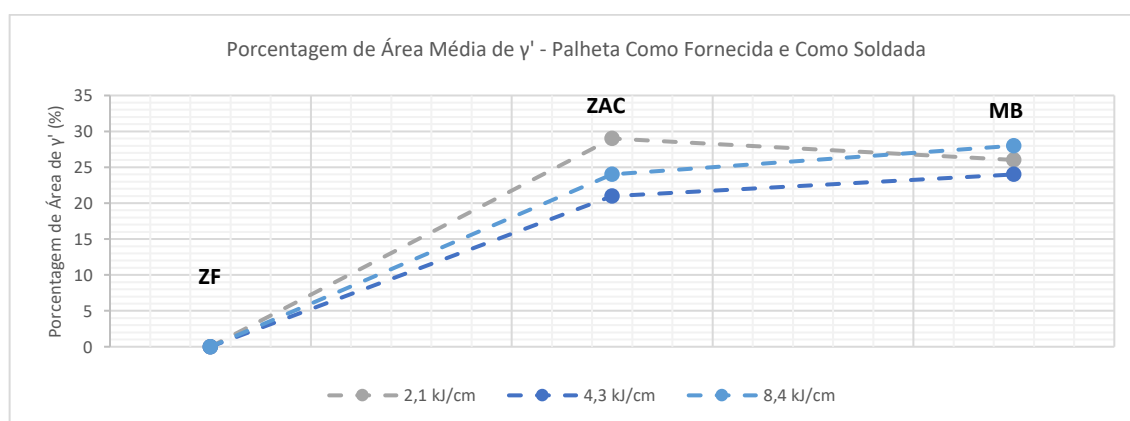




Figura 91: Porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários, da solda realizada na palheta como fornecida, e não submetida a TTPS (estado como soldada).

Na Figuras 92 e 93 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários e a sua porcentagem de área, medidos na solda realizada na palheta na condição como fornecida, e submetida a TTPS de precipitação. Nesta condição, ainda são observados precipitados  $\gamma'$  primários e secundários na ZAC e no MB, pois a temperatura do tratamento não é suficiente para a solubilização destes. A diferença obtida com este TTPS em relação àquela na condição como soldada é a precipitação na ZF de partículas  $\gamma'$  com tamanho médio de  $0,015 \mu\text{m}^2$  e em alta porcentagem de área, média de 31 %.

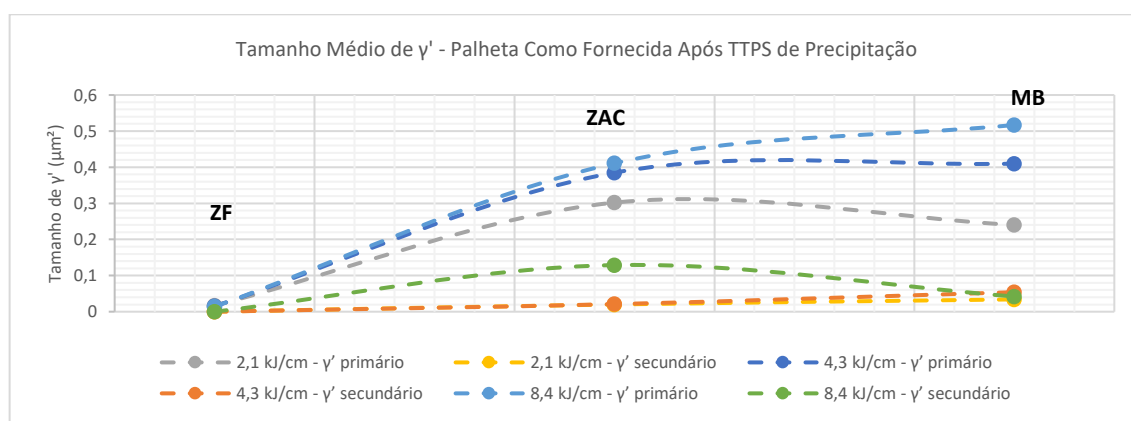


Figura 92: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários, da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de precipitação.

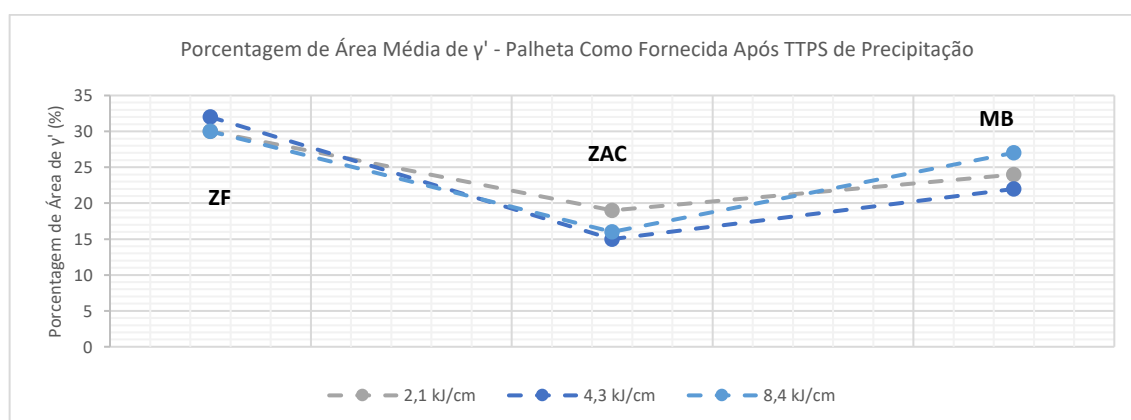


Figura 93: Porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  primários e secundários, da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de precipitação.

Nas Figuras 94 e 95 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  primários e a sua percentagem de área, medidos na solda realizada na palheta na condição como fornecida, e submetida a TTPS completo, de solubilização e precipitação. Nota-se o desaparecimento dos precipitados  $\gamma'$  secundários que estavam presentes na condição como fornecida, agora apresentando uma distribuição de tamanho único. Este TTPS permitiu o refino dos precipitados  $\gamma'$ , de forma homogênea, coerente com a matriz  $\gamma$  e com alta percentagem de área. O tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  foi de  $0,018 \mu\text{m}^2$  com uma percentagem de área de 25 %.

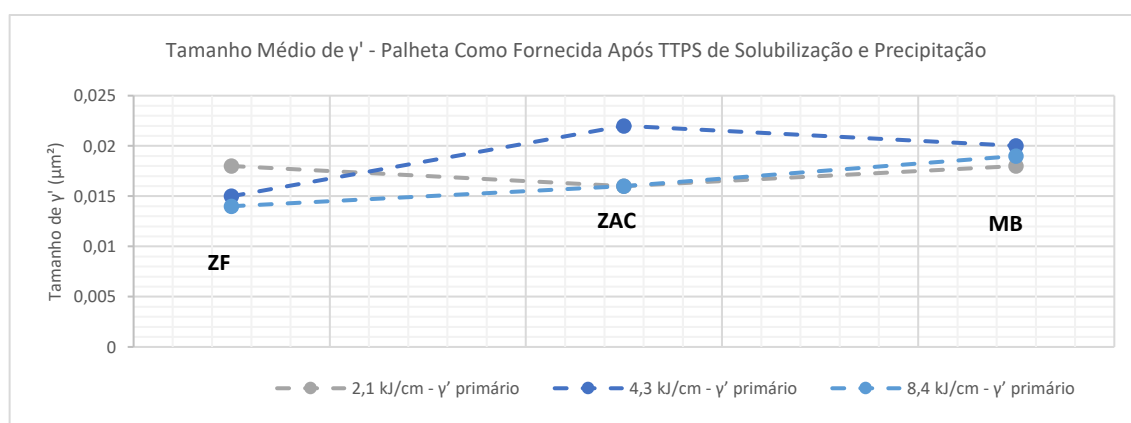


Figura 94: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$ , da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

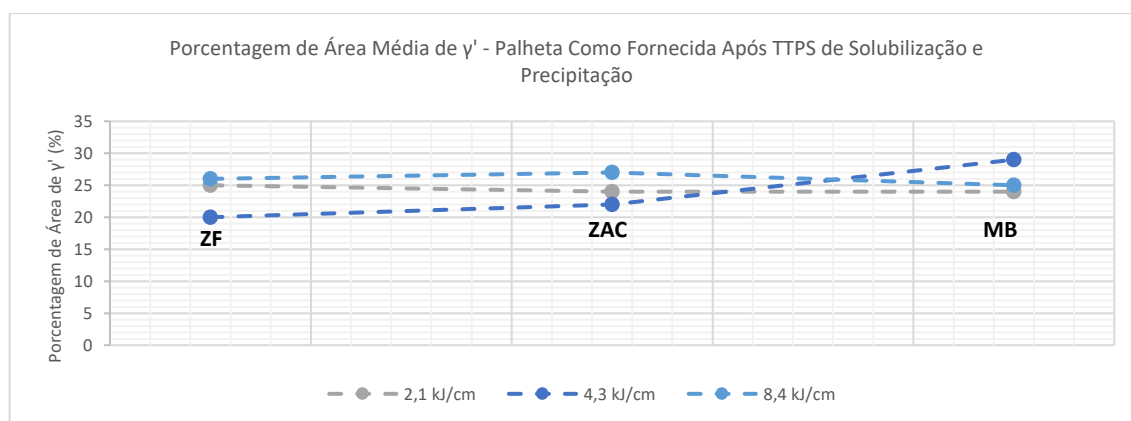


Figura 95: Percentagem de área média dos precipitados  $\gamma'$ , da solda realizada na palheta no estado como fornecido, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.4.2 Condição Inicial Solubilizada

A Tabela 18 apresenta o tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  que foram medidos na palheta solubilizada, antes da realização da soldagem. Como visto na

seção 4.3, análise microestrutural, o tratamento de solubilização diminui bastante o tamanho dos precipitados  $\gamma'$ , mas não os dissolve completamente na matriz, se apresentando com tamanho médio de  $0,014 \mu\text{m}^2$ . Porém, o fato dos precipitados  $\gamma'$  estarem presentes, ainda que finamente dispersos, não prejudicou as etapas posteriores de TTPS.

Tabela 18: Tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  na palheta submetida a tratamento de solubilização, antes da soldagem.

Etapa	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Pré-Soldagem	$0,014 \pm 0,011$	$27 \pm 5,4$

A Tabela 19 apresenta os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e sua porcentagem de área, para as soldas realizadas com os três aportes térmicos, no estado como soldado (isto é, sem TTPS), submetida a TTPS de precipitação e TTPS de solubilização e precipitação. Novamente, assim como na solda realizada na palheta como fornecida e não submetida a TTPS (isto é, no estado como soldado), não foi possível observar precipitação de  $\gamma'$  na região de ZF. Após o TTPS de precipitação, observa-se uma fina precipitação de  $\gamma'$  na ZF, com ZAC e MB se mantendo constantes em relação à condição como soldada. Após o TTPS completo de solubilização e precipitação, todas as três regiões apresentam precipitados  $\gamma'$  finos e com alto valor de porcentagem de área.

Tabela 19: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e sua porcentagem de área, da solda realizada na palheta previamente submetida a tratamento de solubilização.

TTPS	Aporte térmico (kJ/cm)	ZF		ZAC		MB	
		$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Sem TTPS (como soldada)	2,1	-	-	$0,025 \pm 0,009$	$10 \pm 1,7$	$0,010 \pm 0,007$	$10 \pm 1,7$
	4,3	-	-	$0,040 \pm 0,025$	$11 \pm 2,4$	$0,019 \pm 0,011$	$12 \pm 2,4$
	8,4	-	-	$0,052 \pm 0,012$	$12 \pm 1,9$	0,032	$9 \pm 1,9$

TTPS de precipitação	2,1	0,044 ± 0,008	19 ± 5,8	0,073 ± 0,044	27 ± 5,8	0,071 ± 0,059	27 ± 5,8
	4,3	0,041 ± 0,010	22 ± 2,3	0,046 ± 0,017	22 ± 2,3	0,056 ± 0,048	26 ± 2,3
	8,4	0,055 ± 0,018	23 ± 3,0	0,056 ± 0,033	20 ± 3,0	0,060 ± 0,065	21 ± 3,0
TTPS de solubilização e precipitação	2,1	0,012 ± 0,009	29 ± 2,0	0,012 ± 0,005	31 ± 2,0	0,013 ± 0,009	33 ± 2,0
	4,3	0,015 ± 0,007	25 ± 1,5	0,025 ± 0,014	24 ± 1,5	0,029 ± 0,010	22 ± 1,5
	8,4	0,018 ± 0,007	27 ± 1,6	0,017 ± 0,007	26 ± 1,6	0,023 ± 0,015	23 ± 1,6

Nas Figuras 96 e 97 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e a sua percentagem de área, medidos na solda realizada na palheta na condição solubilizada, e não submetida a TTPS (estado como soldado). Nota-se que o processo de soldagem induziu uma fina precipitação na ZAC, com tamanho de precipitado  $\gamma'$  maior quanto maior o aporte térmico empregado, com valores de  $0,025 \mu\text{m}^2$  para um aporte de  $2,1 \text{ kJ/cm}$  até  $0,052 \mu\text{m}^2$  para um aporte de  $8,4 \text{ kJ/cm}$ . No MB, os precipitados permaneceram com o mesmo tamanho que adquiriram no tratamento de solubilização. Em ambas as regiões os precipitados estão coerentes com a matriz. A percentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  é baixa, em torno de 11 % para ambas as regiões.

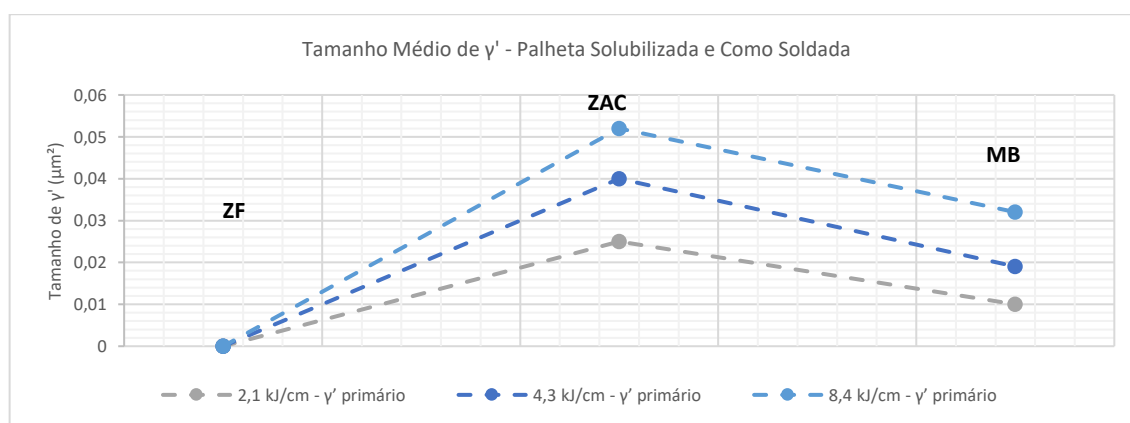


Figura 96: Tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, não submetida a TTPS.

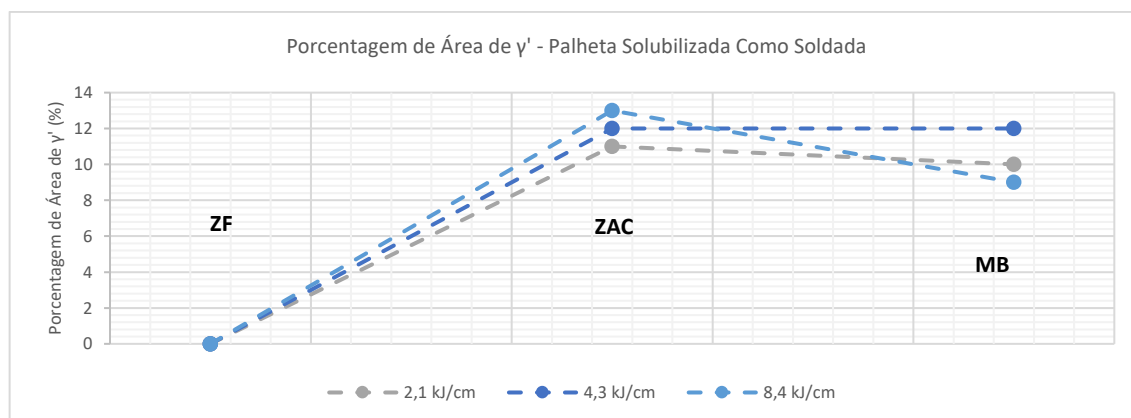


Figura 97: Porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, não submetida a TTPS.

Nas Figuras 98 e 99 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e a sua porcentagem de área, medidos na solda realizada na palheta na condição solubilizada, e submetida a TTPS de precipitação. O fato de a palheta ter sido soldada em seu estado solubilizado e apesar de ter ocorrido uma pequena precipitação na ZAC durante a soldagem, apenas esta etapa de TTPS de precipitação conseguiu promover uma precipitação bastante fina e homogênea nas três regiões, com tamanho médio de  $0,056 \mu\text{m}^2$ , com porcentagem de área de 23 %.

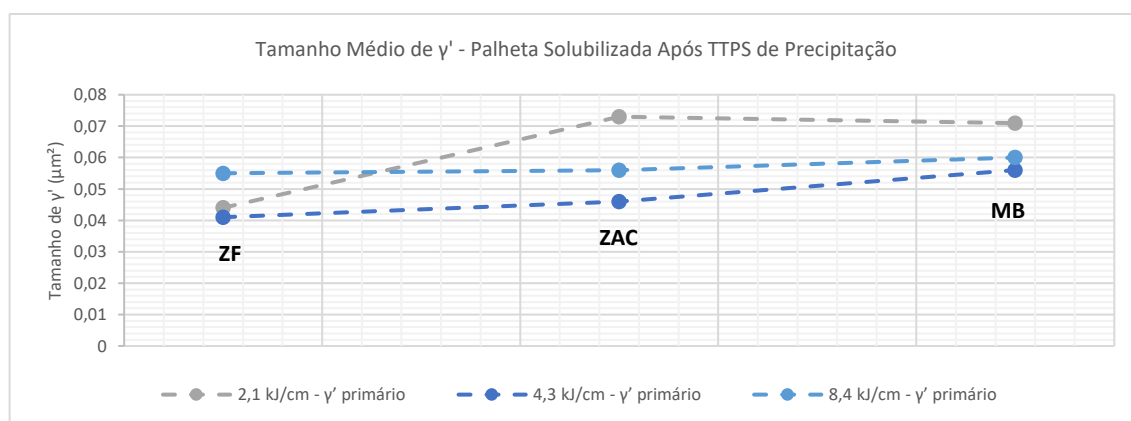


Figura 98: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$ , na solda realizada na palheta soldada no estado solubilizado, e submetida a TTPS de precipitação.

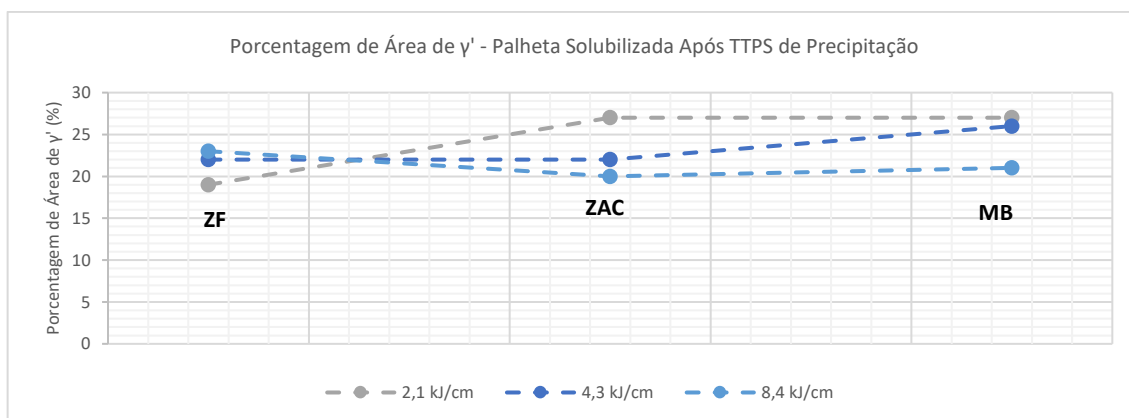


Figura 99: Porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$ , na solda realizada na palheta no estado solubilizado, e submetida a TTPS de precipitação.

Nas Figuras 100 e 101 são apresentados os tamanhos médios de precipitados  $\gamma'$  e a sua porcentagem de área, medidos na palheta soldada na condição solubilizada, após TTPS completo de solubilização e precipitação. Em relação ao TTPS de etapa única de precipitação (sem solubilização prévia), este TTPS completo conseguiu promover uma diminuição no tamanho médio de precipitado  $\gamma'$ , para  $0,018 \mu\text{m}^2$  (redução de 67%) e um aumento na porcentagem de área para 27 %.

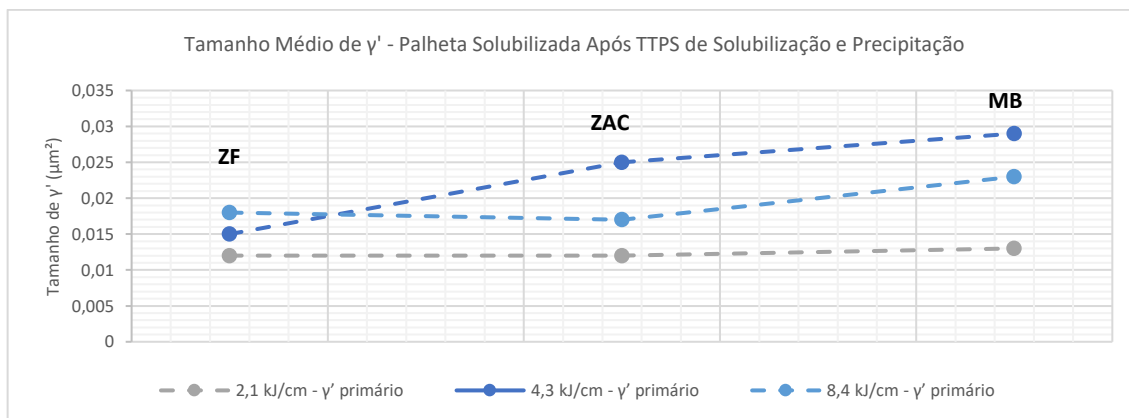


Figura 100: Tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  da palheta soldada no estado solubilizado, e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

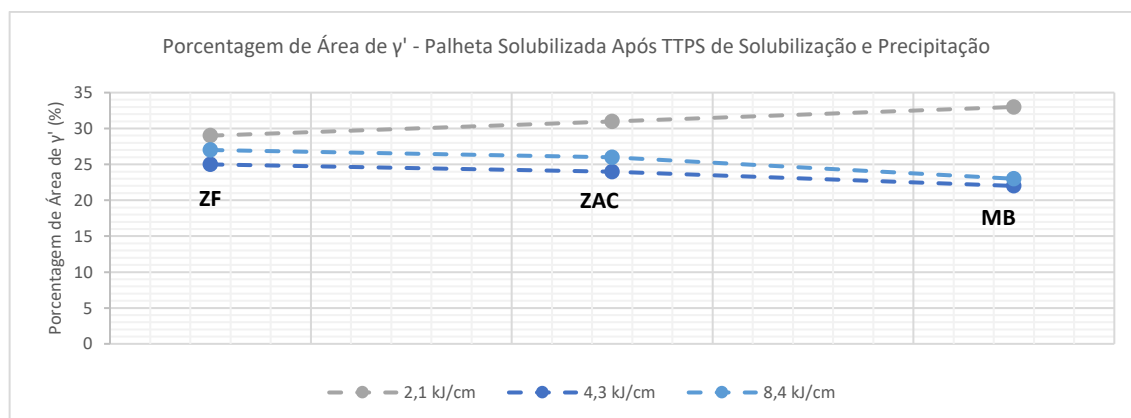


Figura 101: Porcentagem de área média dos precipitados  $\gamma'$  da palheta soldada no estado solubilizado e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.4.3 Condição Inicial Envelhecida

A Tabela 20 apresenta o tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  da palheta envelhecida artificialmente, antes da soldagem. Nesta etapa, a palheta não apresenta mais  $\gamma'$  secundários, apenas  $\gamma'$  primários grosseiros, devido ao coalescimento e a perda de coerência com a matriz que ocorreu durante o envelhecimento artificial, que resulta em um aumento médio do tamanho dos precipitados  $\gamma'$ .

Tabela 20: Tamanho médio e porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  medidos na palheta envelhecida.

Etapa	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Pré-Soldagem	$0,541 \pm 0,220$	$25 \pm 0,8$

A Tabela 21 apresenta do tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  e a porcentagem de área, para as soldas realizadas com três aportes térmicos, sem realizar TTPS (estado como soldado), e após TTPS de precipitação e TTPS de solubilização e precipitação. Na amostra como soldada, não foi possível observar precipitação de  $\gamma'$  na ZF, o que significa que os elementos ficaram dissolvidos na matriz. Na solda submetida a TTPS de precipitação, ocorreu fina precipitação de  $\gamma'$  na ZF apenas, pois na ZAC e no MB já há precipitados  $\gamma'$  grosseiros, que não foram solubilizados previamente. Na solda submetida a TTPS de solubilização e precipitação ocorreu homogeneização no tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  nas três zonas (ZF, ZAC e MB), que agora se apresentam com apenas um tamanho médio, sem a presença de  $\gamma'$  secundário.

Tabela 21: Tamanhos médios e porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  da palheta soldada no estado inicial envelhecido.

TTPS	Aporte térmico (kJ/cm)	ZF		ZAC		MB	
		$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)	$\gamma'$ ( $\mu\text{m}^2$ )	Porcentagem de área (%)
Sem TTPS (como soldada)	2,1	-	-	$0,480 \pm 0,331$	$19 \pm 1,5$	$0,440 \pm 0,399$	$29 \pm 1,5$
	4,3	-	-	$0,677 \pm 0,412$	$14 \pm 0,9$	$0,473 \pm 0,450$	$30 \pm 5,8$
	8,4	-	-	$0,692 \pm 0,274$	$17 \pm 2,6$	$0,530 \pm 0,113$	$35 \pm 2,6$
TTPS de precipitação	2,1	$0,015 \pm 0,010$	$12 \pm 2,8$	0,598	$20 \pm 2,8$	$0,574 \pm 0,254$	$26 \pm 2,8$
	4,3	$0,023 \pm 0,013$	$14 \pm 2,3$	$0,766 \pm 0,363$	$23 \pm 2,3$	$0,788 \pm 0,738$	$27 \pm 2,3$
	8,4	$0,019 \pm 0,019$	$11 \pm 4,3$	$0,561 \pm 0,422$	$21 \pm 4,3$	$0,624 \pm 0,553$	$21 \pm 4,3$
TTPS de solubilização e precipitação	2,1	$0,018 \pm 0,008$	$30 \pm 1,7$	$0,024 \pm 0,017$	$29 \pm 1,7$	$0,019 \pm 0,010$	$31 \pm 1,7$
	4,3	$0,023 \pm 0,010$	$29 \pm 0,9$	$0,017 \pm 0,011$	$28 \pm 0,9$	$0,026 \pm 0,018$	$33 \pm 0,9$
	8,4	$0,019 \pm 0,015$	$32 \pm 1,0$	$0,030 \pm 0,012$	$26 \pm 1,0$	$0,025 \pm 0,030$	$29 \pm 1,0$

Nas Figuras 102 e 103 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e a suas frações por área, medidos na palheta soldada na condição envelhecida, sem TTPS. Na ZF, novamente, não foram observados precipitados nesta condição. Na ZAC ocorreu um coalescimento ainda maior de  $\gamma'$  do que aquele ocorrido durante o envelhecimento, aumentando seu tamanho de  $0,541 \mu\text{m}^2$  (envelhecido) para  $0,616 \mu\text{m}^2$ . No MB, o tamanho de  $\gamma'$  permaneceu o mesmo do material antes da soldagem, com área média de  $0,481 \mu\text{m}^2$ . Quanto à porcentagem de área, foi identificada uma região de solubilização na ZAC, fato este que pode ser observado pela queda na porcentagem de área desta zona, que é de 17 %, muito menor que os 31 % do MB.



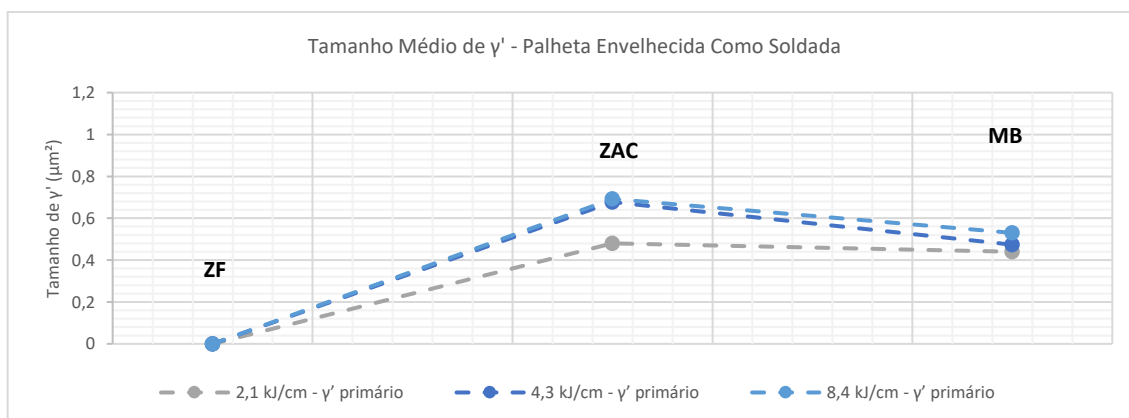


Figura 102: Tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$ , da palheta como soldada no estado envelhecido.

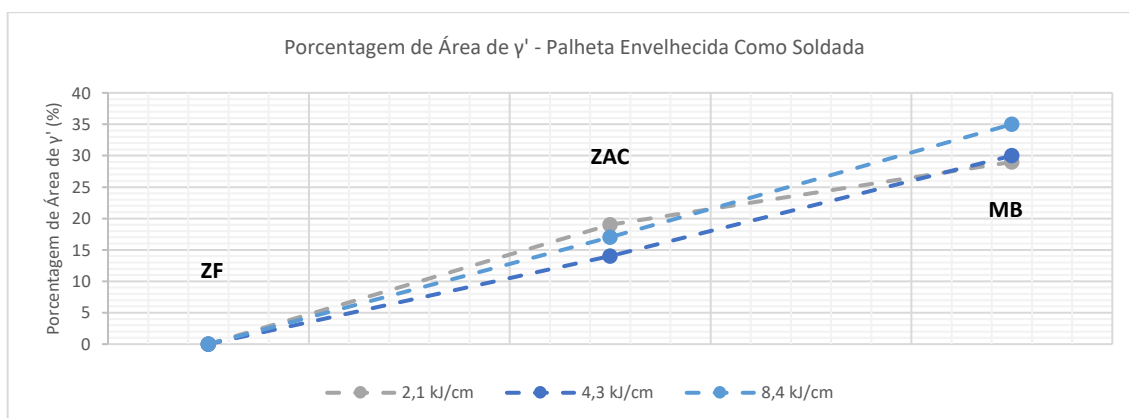


Figura 103: Porcentagem de área médias dos precipitados  $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e não submetida a TTPS (estado como soldado).

Nas Figuras 104 e 105 são apresentados os tamanhos médios de precipitados  $\gamma'$  e as suas porcentagens por área, medidos na palheta soldada na condição envelhecida, e submetida a TTPS de precipitação. Não houve mudanças significativas na ZAC, nem no MB, quando comparado à condição como soldada. Na ZF, ocorreu uma fina precipitação de  $\gamma'$ , com tamanho médio de  $0,019 \mu\text{m}^2$  e em baixa porcentagem de área de 12 %.

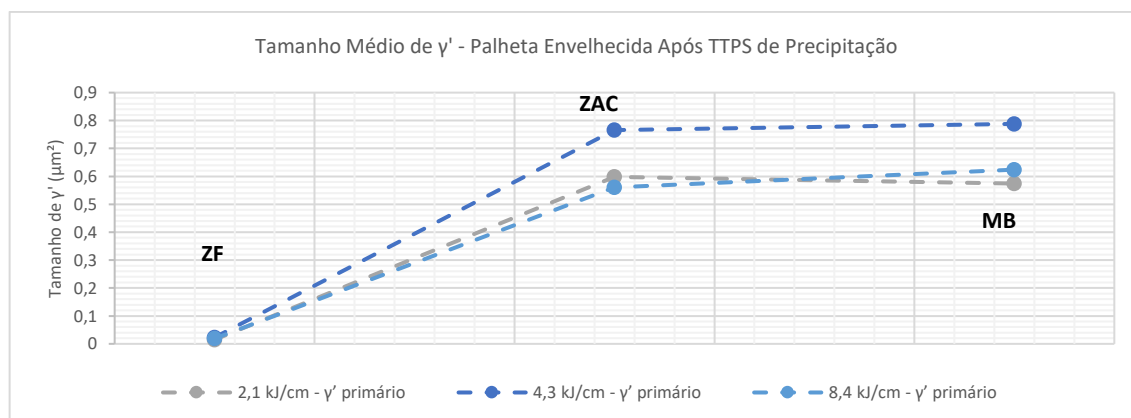


Figura 104: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de precipitação.

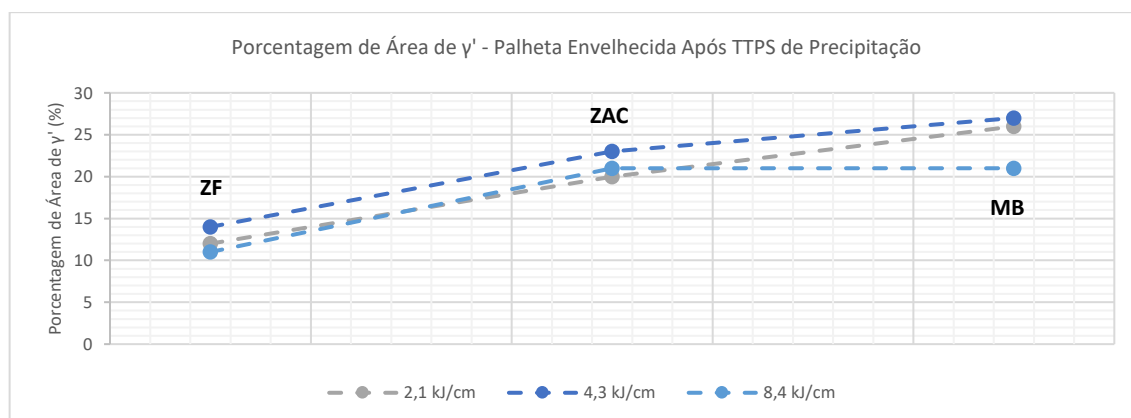


Figura 105: Porcentagem de área média de  $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida TTPS de precipitação.

Nas Figuras 106 e 107 são apresentados os tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$  e as suas frações por área, medidos na palheta soldada na condição envelhecida e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. Este TTPS, assim como nas outras condições, promoveu fina precipitação de  $\gamma'$  em todas as regiões analisadas e em alta porcentagem de área. O tamanho médio foi de  $0,022 \mu\text{m}^2$  com porcentagem de área média de 30 %.

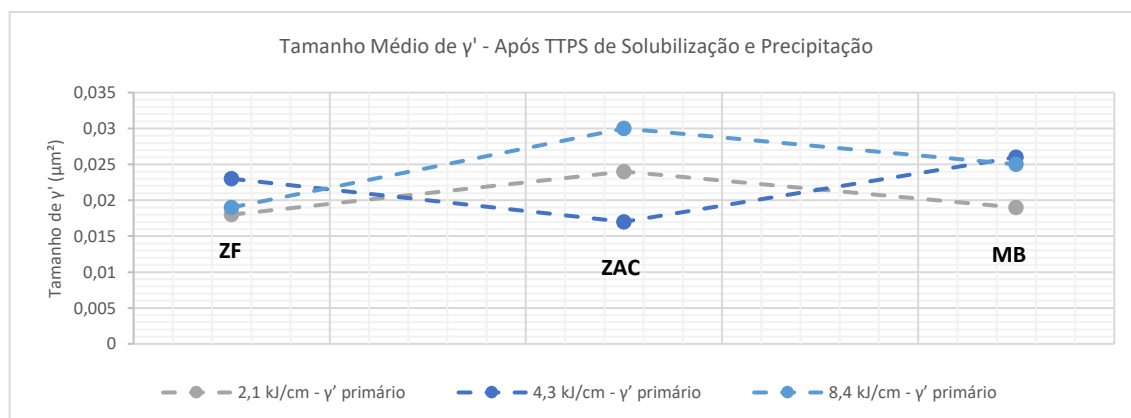


Figura 106: Tamanhos médios dos precipitados  $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

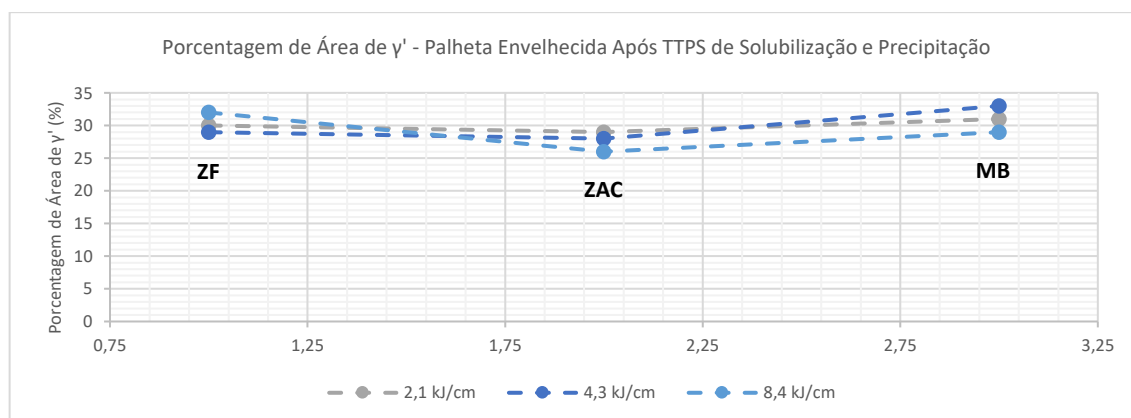


Figura 107: Porcentagem de área médias dos precipitados  $\gamma'$ , da palheta soldada no estado envelhecido e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.5 EVOLUÇÃO DA DUREZA

A apresentação da evolução de dureza será de acordo com a condição inicial da palheta no momento da soldagem: como fornecida, solubilizada e envelhecida.

A Figura 108 apresenta uma micrografia de MEV de uma amostra, para ilustrar um exemplo das indentações realizadas durante os ensaios de dureza, que juntas formam os perfis de dureza nas amostras. As indentações foram realizadas sempre com uma identificação prévia da linha de fusão, de forma que o perfil sempre começasse na ZF, passasse pela ZAC e terminasse no MB, conforme foi abordado na seção 3.3.3. A dureza apresentada para a ZAC, representa a dureza média de toda a região, ou seja, desde a linha de fusão até o MB.

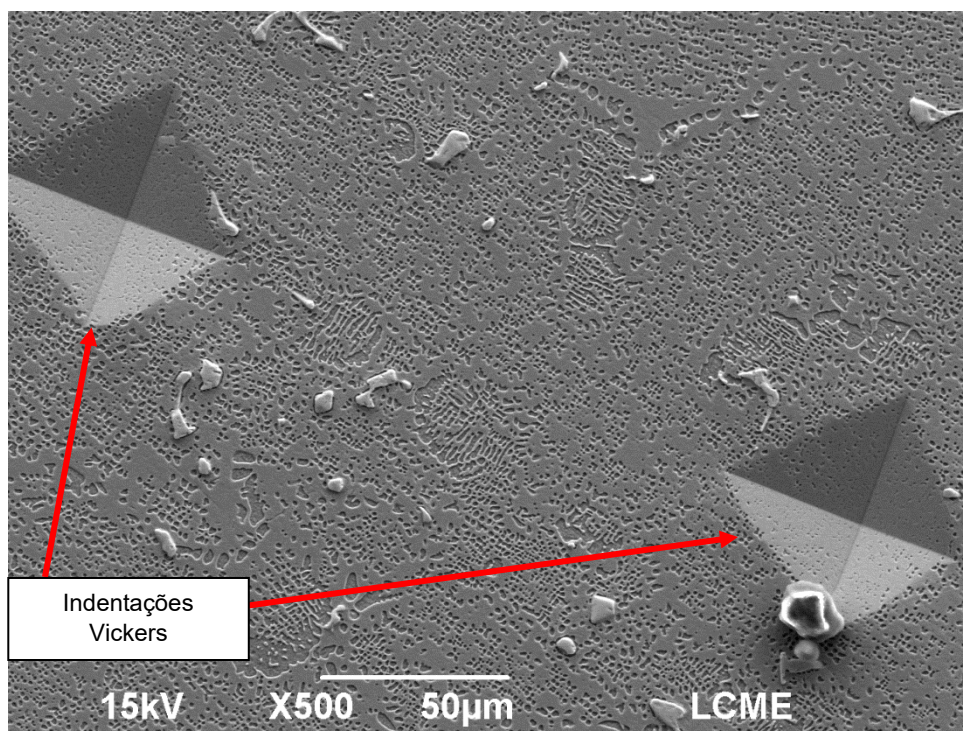


Figura 108: Micrografia de MEV da palheta soldada na sua condição como fornecida, destacando as indentações realizadas.

#### 4.5.1 Condição Inicial Como Fornecida

A Tabela 22 apresenta os valores de dureza que foram obtidos para todas as condições de soldagem e para todos os TTPS realizados na palheta que foi soldada na condição inicial como fornecida. Além do valor médio é apresentado o intervalo de confiança (IC) de 95%.

Na Figura 109, são apresentados os resultados, em forma de gráfico, de dureza Vickers para as amostras no estado como soldado (isto é, sem tratamento térmico posterior) das soldas realizadas na condição inicial como fornecido. Para esta condição, sem TTPS, considerando todos os aportes térmicos empregados, as amostras apresentaram durezas semelhantes na ZF e na ZAC com dureza média de 511 HV2 e 453 HV2, respectivamente. A ZF se apresenta com dureza maior que a ZAC devido a uma forte precipitação de carbonetos primários MC durante a solidificação da liga, nas zonas interdendríticas. Essa precipitação foi observada na seção de 4.3, de análise microestrutural. Na ZAC, a energia não foi suficiente o bastante para provocar aumento na temperatura por tempo necessário (ou seja, ocorreu um resfriamento rápido) para que ocorresse dissolução dos precipitados mais

distantes da linha de fusão, o que resultou no coalescimento destes. Há uma região da ZAC muito pequena (largura menor que 0,1 mm) próxima a linha de fusão em que ocorre a solubilização dos precipitados. Já no MB observa-se estabilidade na dureza das amostras sem tratamento térmico e com tratamento de precipitação, observando-se diferenças pequenas nas medições, devido aos erros inerentes de medição e heterogeneidade do material da palheta. Após o tratamento térmico de solubilização e precipitação, observa-se um aumento na dureza da MB, atingindo valores médios de 545 HV2.

Tabela 22: Resultados de dureza média das regiões de interesse da palheta soldada na condição como fornecida.

Tratamento Posterior	Aporte térmico (kJ/cm)	Dureza ZF (HV2)	Dureza ZAC (HV2)	Dureza MB (HV2)
TTPS: nenhum (como soldada)	2,1	515 ± 31	446 ± 60	466 ± 15
	4,3	512 ± 11	473 ± 62	453 ± 35
	8,4	507 ± 11	437 ± 68	442 ± 24
TTPS precipitação	2,1	567 ± 6	492 ± 56	440 ± 20
	4,3	581 ± 8	496 ± 70	452 ± 31
	8,4	577 ± 11	497 ± 60	459 ± 32
TTPS solubilização e precipitação	2,1	527 ± 24	526 ± 28	538 ± 26
	4,3	538 ± 26	538 ± 20	547 ± 30
	8,4	555 ± 8	550 ± 43	551 ± 32

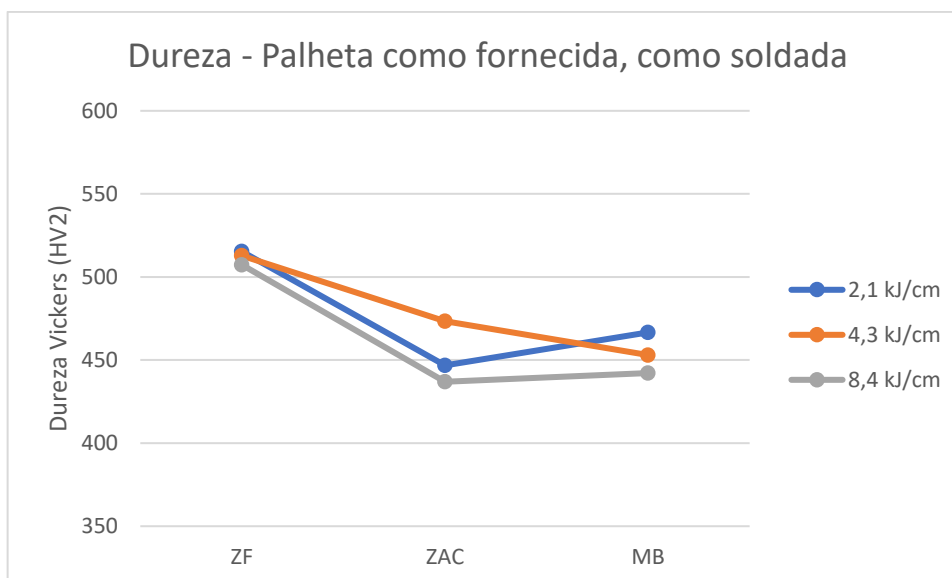


Figura 109: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB no estado como soldado, das soldas realizadas na condição inicial como fornecida, com aportes térmicos de 2,1 kJ/cm, 4,3 kJ/cm e 8,4 kJ/cm.

Os valores obtidos estão de acordo com aqueles observados por Athiroj et al. (2018) (veja Figura 42), que realizaram soldagens nessa mesma liga utilizando o processo de soldagem TIG. Na ZAC houve uma região pequena, próximo à linha de fusão, na qual os precipitados foram solubilizados, seguida de uma região de coalescimento dos precipitados  $\gamma'$ .

A Figura 110 apresenta os resultados de dureza para as amostras soldadas na condição como fornecido e depois submetidas a TTPS de precipitação. Pelo gráfico consegue-se observar que com o tratamento térmico houve aumento da dureza de toda a ZF e, em menores valores, na ZAC, devido à precipitação de  $\gamma'$  que o tratamento térmico induziu nessas zonas. O calor gerado durante a soldagem provocou uma solubilização dos precipitados próximos à linha de fusão. Nesta região em que ocorreu solubilização durante a soldagem, houve a precipitação de  $\gamma'$  durante o TTPS, elevando a dureza local do material.

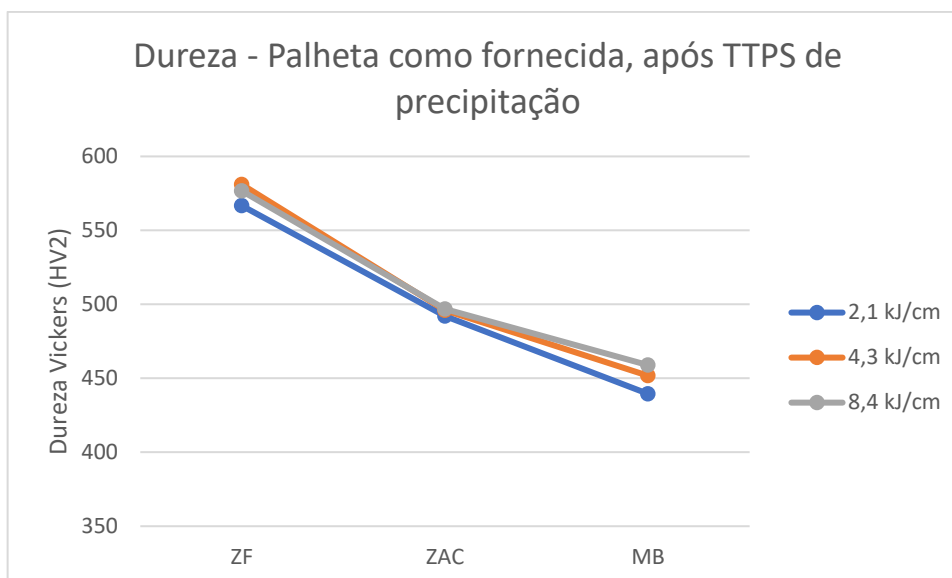


Figura 110: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado como fornecida (com três níveis de energia) e submetida a TTPS de precipitação.

A Figura 111 apresenta os resultados de dureza para as amostras soldadas na condição inicial como fornecido e submetidas a TTPS de solubilização a 1200 °C por 2 h seguido de tratamento precipitação a 845 °C por 24 h. Com esse conjunto de tratamentos térmicos ocorreu a homogeneização dos precipitados  $\gamma'$ , estando estes dispersos por toda a matriz na ZF, ZAC e no MB. A dureza média da amostra na região de MB aumentou significativamente após este TTPS, pois houve a solubilização de  $\gamma'$ , assim como na ZAC, tornando estas duas regiões, juntamente com a ZF após a etapa de precipitação, homogênea.

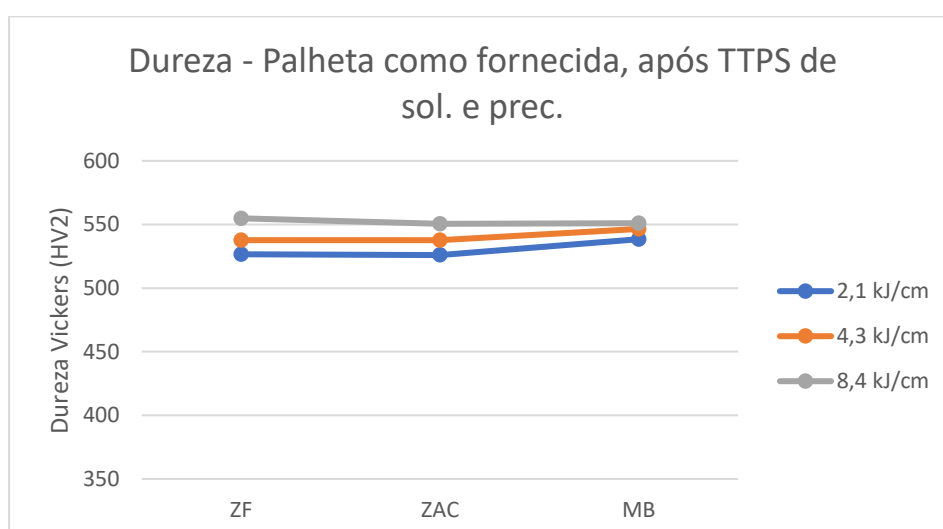


Figura 111: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado inicial como fornecida (com diversas energias) e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.5.2 Condição Inicial Solubilizada

A Tabela 23 apresenta os valores de dureza médios (e o IC de 95%) para todas as soldas realizadas na condição inicial solubilizada e submetidas ou não a TTPS.

Na Figura 112 são apresentados em forma gráfica os valores que constam na Tabela 23. Todas as amostras que não passaram por TTPS apresentaram dureza semelhante na ZF e na ZAC com valores médios de 526 e 469 HV2, respectivamente. A ZF se apresenta com dureza maior devido a uma forte precipitação de carbonetos primários que ocorre durante a solidificação, conforme foi constatado na seção 4.3 (análise microestrutural). Na ZAC, a dureza cai devido à menor presença de carbonetos primários em relação àqueles existentes na ZF e à pequena porcentagem de área de precipitados  $\gamma'$ , resultado do tratamento prévio de solubilização. O calor introduzido na soldagem provoca o aparecimento de uma região da ZAC em que ocorre a precipitação de  $\gamma'$ , que resulta em um aumento na dureza local. Já no MB observa-se que a dureza se mantém semelhante à da ZAC, visto que o material foi soldado no seu estado solubilizado, com dureza média de 455 HV2.

Tabela 23: Resultados de dureza média das regiões de interesse da palheta soldada na condição solubilizada.

Tratamento Posterior	Aporte térmico (kJ/cm)	Dureza ZF (HV2)	Dureza ZAC (HV2)	Dureza MB (HV2)
TTPS nenhum: (como soldada)	2,1	512 ± 5	454 ± 48	452 ± 32
	4,3	542 ± 22	483 ± 60	485 ± 40
	8,4	525 ± 10	470 ± 65	428 ± 30
TTPS precipitação	2,1	562 ± 26	541 ± 28	494 ± 28
	4,3	555 ± 20	510 ± 64	457 ± 20
	8,4	553 ± 12	529 ± 58	489 ± 12
TTPS solubilização e precipitação	2,1	545 ± 26	524 ± 18	520 ± 20
	4,3	565 ± 16	529 ± 40	505 ± 24
	8,4	556 ± 8	523 ± 30	533 ± 7



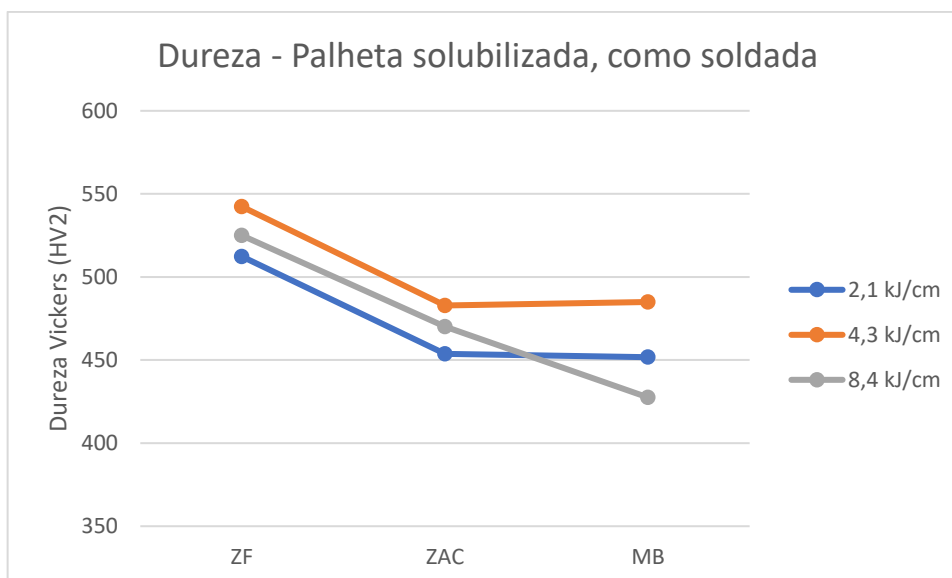


Figura 112: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta solubilizadas, como soldadas, com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, 4,3 kJ/cm e 8,4 kJ/cm.

A Figura 113 apresenta os valores de dureza Vickers de todas as regiões para a palheta soldada na condição inicial solubilizada e depois submetida a TTPS de precipitação. Na ZF, após TTPS de precipitação, ocorre um aumento de dureza para todos os aportes térmicos utilizados, com a dureza média subindo de 526 para 557 HV2. Ora, nesta região é onde se espera encontrar o maior aumento de dureza para este tratamento pois os elementos formadores de precipitados já estão em sua grande maioria em estado solubilizado. Na ZAC ocorreu um aumento na dureza média de 469 HV2 para 527 HV2. Este aumento ocorre mais fortemente próximo à linha de fusão, onde os elementos estão mais solubilizados na matriz, devido à elevada temperatura que foi atingida nessa região durante a soldagem. A medida em que o local de medição se afasta da linha de fusão, não é mais perceptível a diferença entre as durezas antes e depois do TTPS. No MB a dureza também se eleva, de forma mais branda do que em relação às outras duas regiões, saindo na condição como soldada de 455 HV2 para 480 HV2 após o TTPS de precipitação.

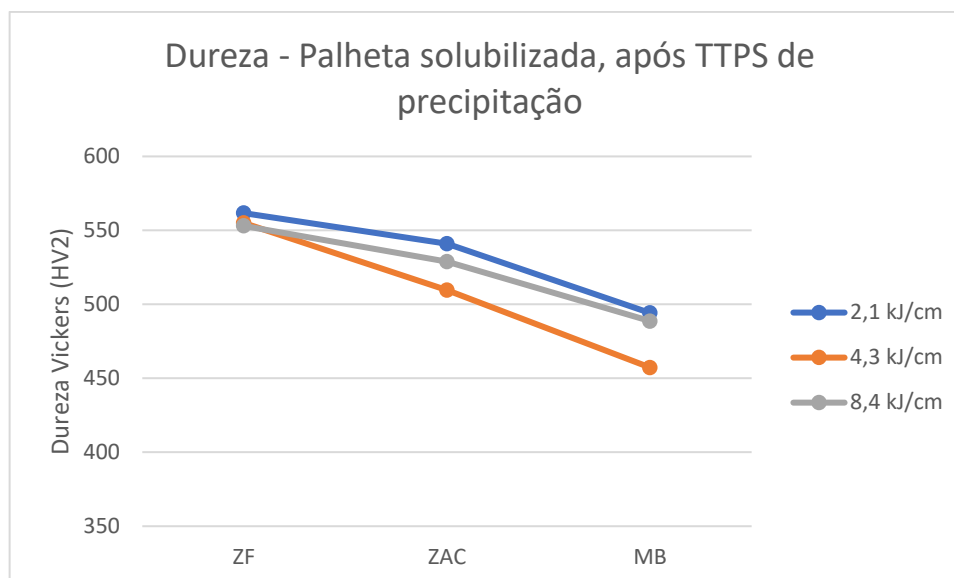


Figura 113: Dureza Vickers obtidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada com diversas energias no estado inicial solubilizada e submetida a TTPS de precipitação.

A Figura 114 apresenta os valores de dureza Vickers de todas as regiões para a palheta soldada na condição solubilizada e submetida a TTPS de solubilização e precipitação. Na ZF a dureza se mantém naqueles mesmos níveis quando adotado somente o tratamento de precipitação (sem solubilização prévia), mantendo uma média de 555 HV2. Na ZAC ocorreu também uma manutenção da dureza, se mantendo em níveis semelhantes aos observados após o tratamento de precipitação, com valores médios de 527 HV2. No MB é onde houve o maior ganho de dureza ao utilizar a sequência de tratamento completa (solubilização e precipitação), subindo para valores médios de 519 HV2, devido a uma maior solubilização dos elementos de liga durante o TTPS e posteriormente maior porcentagem de área de precipitados  $\gamma'$ . Em todas as três condições de aporte térmico as durezas de todas as regiões apresentaram níveis semelhantes e elevados, após o TTPS de solubilização e envelhecimento.

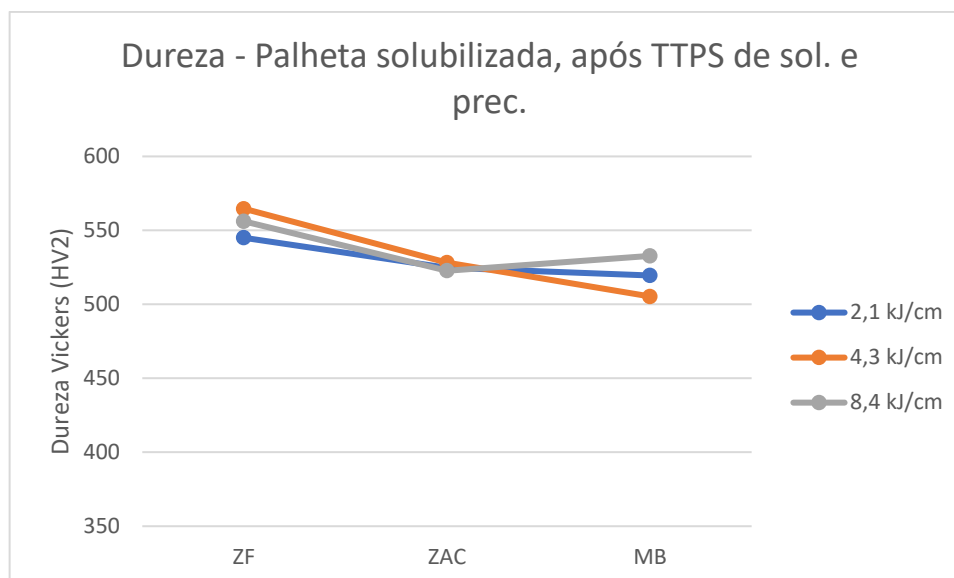


Figura 114: Durezas Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada com várias energias na condição inicial solubilizada e submetida a TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.5.3 Condição Inicial Envelhecida

Na Tabela 24 são apresentados os valores médios e IC das durezas medidas em amostras de todas as soldas realizadas na condição inicial envelhecidas e submetidas ou não a TTPS.

A Figura 115 apresenta os resultados de dureza obtidos após a soldagem da palheta envelhecida, sem TTPS. A dureza média da ZF sem TTPS foi de 532 HV2. A condição com aporte térmico de 2,1 kJ/cm foi a que apresentou menor dureza na ZF, com 505 HV2. Isso se deve à menor quantidade de energia fornecida a palheta, resultando em uma maior velocidade de resfriamento da ZF e conseqüentemente, menor segregação de elementos de liga nas zonas interdendríticas e menor precipitação de carbonetos primários MC. Na ZAC, a dureza média foi de 488 HV2. Nesta região, os três diferentes aportes térmicos adotados não resultaram em diferenças significativas na dureza. Na ZAC, há, muito próxima à linha de fusão, assim como na amostra soldada na condição como fornecida, uma região de solubilização de precipitados  $\gamma'$  e outra, mais afastada, de refino de grãos na ZAC-GF. Estes locais da ZAC resultam em uma maior dureza, quando comparado a dureza do MB. No MB, a dureza média foi de 434 HV2, menor do que na condição como fornecida e na

condição solubilizada, devido ao elevado tamanho de precipitado e em menor quantidade.

Tabela 24: Valores médios e IC das durezas medidas nas regiões de interesse da palheta soldada na condição envelhecida.

Tratamento	Aporte térmico (kJ/cm)	Dureza ZF (HV2)	Dureza ZAC (HV2)	Dureza MB (HV2)
Como soldada	2,1	505 ± 5	486 ± 32	449 ± 17
	4,3	555 ± 20	492 ± 39	437 ± 12
	8,4	536 ± 18	485 ± 38	416 ± 46
TTPS precipitação	2,1	544 ± 9	468 ± 54	439 ± 37
	4,3	570 ± 9	466 ± 60	438 ± 27
	8,4	545 ± 30	465 ± 55	425 ± 16
TTPS solubilização e precipitação	2,1	543 ± 12	550 ± 40	525 ± 33
	4,3	529 ± 13	516 ± 31	530 ± 28
	8,4	546 ± 5	542 ± 17	548 ± 19

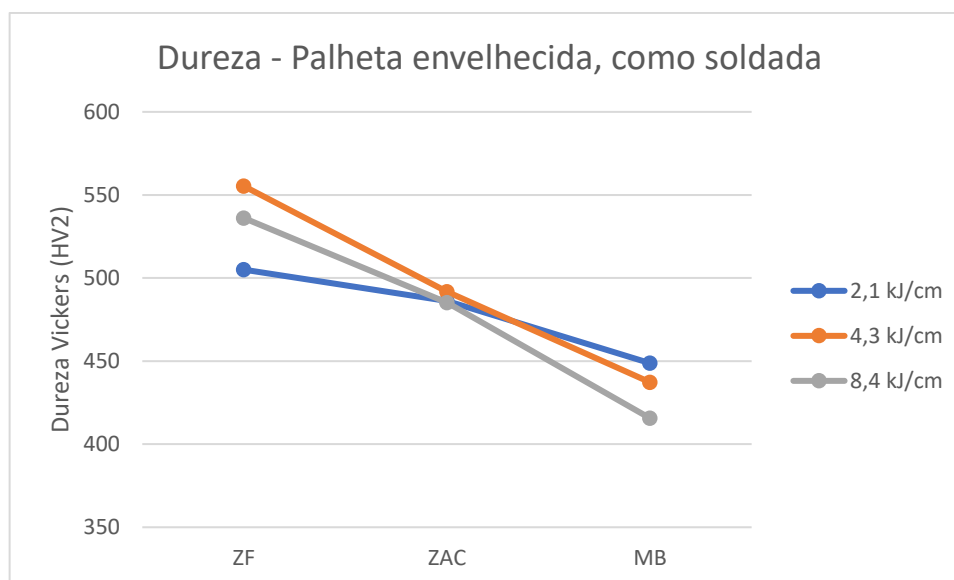


Figura 115: Durezas Vickers medidas na ZF, ZAC e MB da palheta soldada na condição inicial envelhecida, com diversos aportes térmicos e não submetida a TTPS.

A Figura 116 apresenta os resultados de dureza obtidos na palheta soldada na condição envelhecida, após TTPS de precipitação. Nota-se poucas mudanças nas

durezas das regiões da ZAC e do MB, estas permanecendo em condições muito parecidas aquelas já vistas no estado como soldado (isto é, sem TTPS), com durezas médias de 466 HV2 e 434 HV2. Na ZF ocorre um aumento de dureza, como aconteceu nas palhetas soldadas no estado inicial como fornecida e submetidas ao TTPS de solubilização devido à precipitação de  $\gamma'$  induzido pelo tratamento térmico. A dureza média dessa região, para todos os aportes térmicos, aumentou de 532 HV2 para 553 HV2.

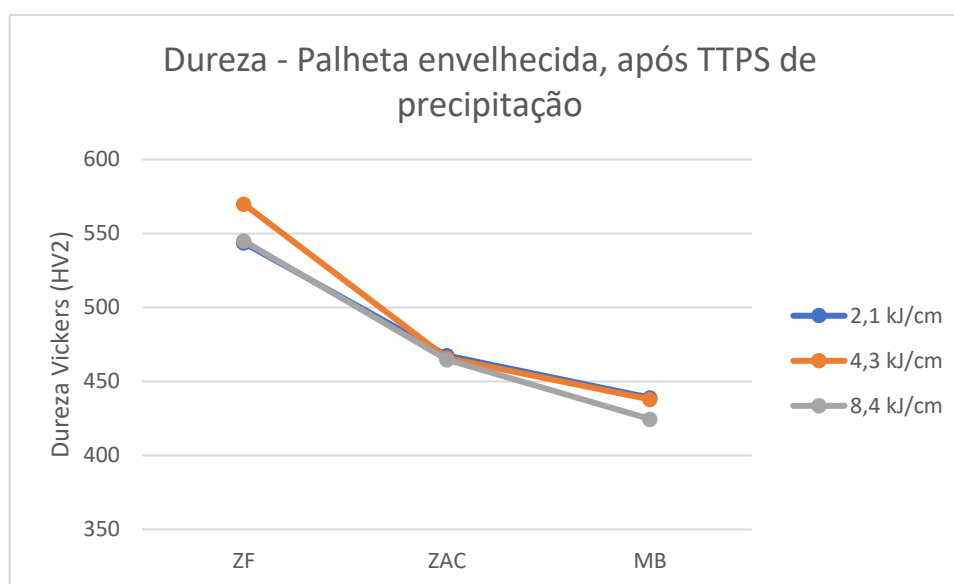


Figura 116: dureza Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada na condição inicial envelhecida, com diversos aportes térmicos e submetida a TTPS de precipitação.

A Figura 117 apresenta os resultados de dureza obtidos na palheta soldada na condição inicial envelhecida e depois submetida a TTPS de solubilização e precipitação. Na ZF houve apenas uma manutenção da dureza em relação aos valores já obtidos no TTPS de precipitação (sem tratamento prévio de solubilização), apresentando dureza média de 539 HV2. Já na ZAC e no MB houve um aumento considerável na dureza média, se igualando aos valores da ZF e homogeneizando a dureza das regiões. Na ZAC a dureza média encontrada foi de 536 HV2 e no MB foi de 534 HV2.

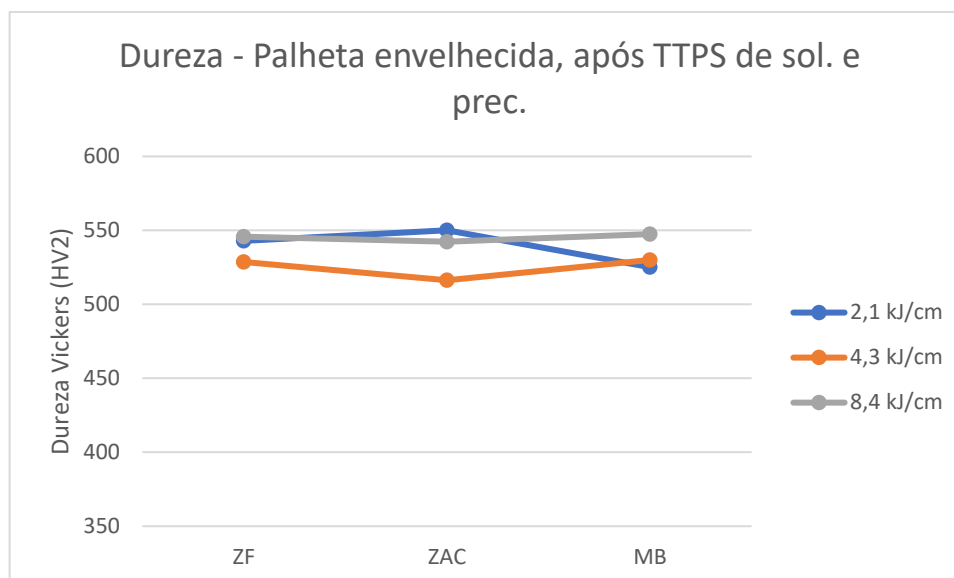


Figura 117: Durezas Vickers na ZF, ZAC e MB da palheta soldada no estado envelhecido com diversos aportes térmicos e submetida aos TTPS de solubilização e precipitação.

#### 4.6 PENETRAÇÃO DA ZONA FUNDIDA E LARGURA DA ZONA AFETADA PELO CALOR

Neste item são apresentados os resultados das análises e medições que foram feitas na ZF e ZAC, com objetivo de caracterizar o quanto o aporte térmico influencia e afeta a macroestrutura.

Para realizar a medição da penetração da ZF foram utilizadas as micrografias de MO obtidas em cada uma das amostras, conforme exemplo ilustrado na Figura 118, com a medição sempre começando no topo da solda e indo em direção à raiz da solda (no seu ponto mais profundo), ao longo de uma linha perpendicular à superfície. De maneira geral, independentemente da condição inicial da palheta antes da soldagem, observa-se um aumento da penetração da ZF e da largura da ZAC com o aumento do aporte térmico. A maior energia fornecida durante a soldagem promove uma maior penetração da ZF e uma maior largura da ZAC, devido a aporte de calor ser maior.

Para a determinação da largura ZAC não basta uma análise da microestrutura, por exemplo por MO, mas também, uma análise do perfil de dureza das regiões. Ao realizar o perfil de dureza (conforme mostrado na Figura 119), nas

amostras em sua condição como soldada (isto é, sem nenhum TTPS) a transição ZAC-MB é caracterizada por uma mudança significativa da dureza. Após a realização dos TTPS de solubilização e precipitação, a dureza da amostra é homogeneizada, de forma que não se consegue determinar a largura da ZAC através da medição de dureza, sendo necessário à sua avaliação na condição como soldada.

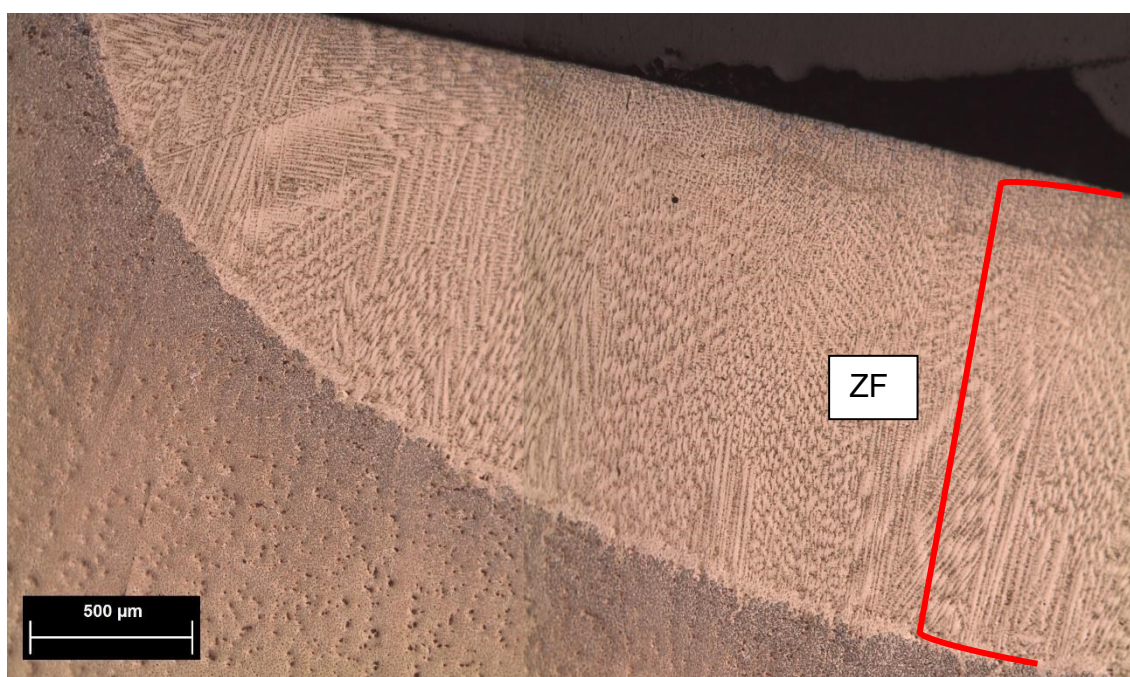


Figura 118: Montagem de micrografias da solda obtidas por MO, exemplificando a forma com que foi medido a penetração da ZF.

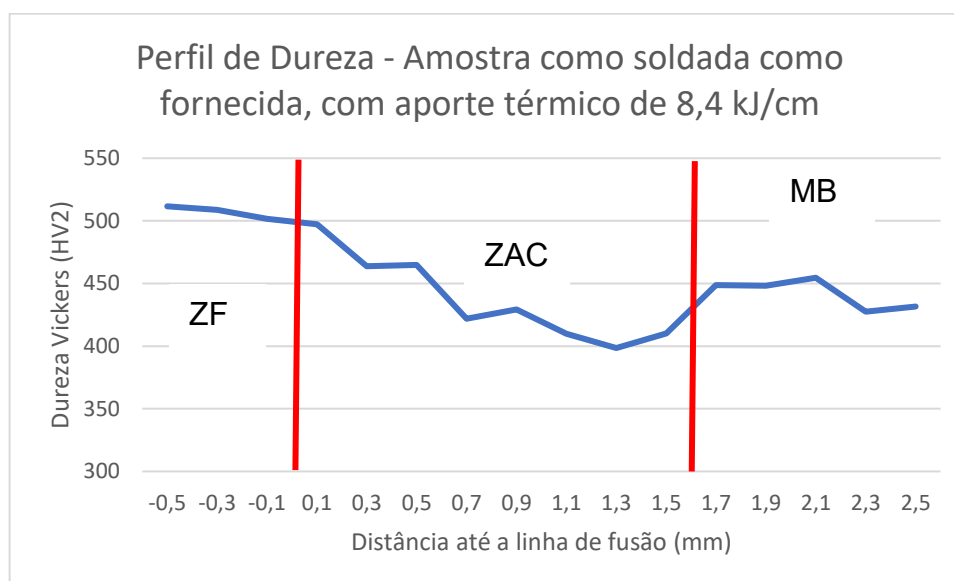


Figura 119: Perfil de dureza Vickers obtido na amostra soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm na condição inicial como fornecida e não submetida a TTPS.

As Figura 120, Figura 121 e Figura 122 apresentam as penetrações da ZF e largura da ZAC medidos nas soldas realizadas nas palhetas nas três condições iniciais estudadas, a saber: como fornecida, solubilizada e envelhecida. De maneira geral e considerando o intervalo de confiança das medições (quando comparado ao valor médio correspondente), a condição inicial da palheta não influi na penetração da ZF e largura da ZAC. Variações inerentes ao processo de soldagem como desvios no arco elétrico, sopro magnético, entre outras, podem ter causado pequenas mudanças no tamanho dessas zonas, como aquela observada na ZAC da solda realizada com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado inicial da palheta como fornecida, que se apresenta um pouco menor que aquelas das soldas realizadas com o mesmo aporte (2,1 kJ/cm) nas palhetas previamente submetidas a solubilização e a envelhecimento.

Dependendo do tamanho do dano a ser reparado na palheta, deve-se procurar sempre utilizar na soldagem de reparo o menor aporte de calor possível e a maior densidade de energia, visando a menor degradação da palheta. Do ponto de vista da condição inicial do material no momento da soldagem, as três condições estudadas não influenciaram na penetração da solda. Do ponto de vista do aporte térmico: o aporte térmico de 2,1 kJ/cm gera uma ZF de até 0,75 mm de profundidade, a partir da superfície; o aporte térmico de 4,3 kJ/cm gera uma ZF de até 1,45 mm de profundidade, a partir da superfície; o aporte térmico de 8,4 kJ/cm gera uma ZF de até 2,05 mm de profundidade, a partir da superfície.

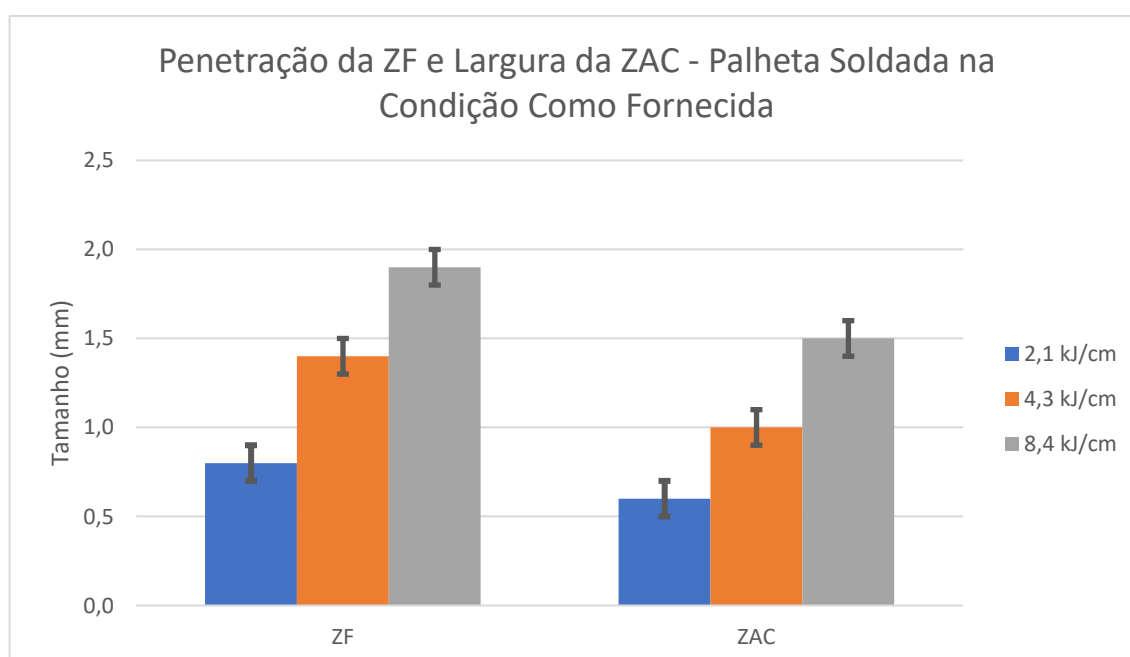




Figura 120: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição como fornecida.

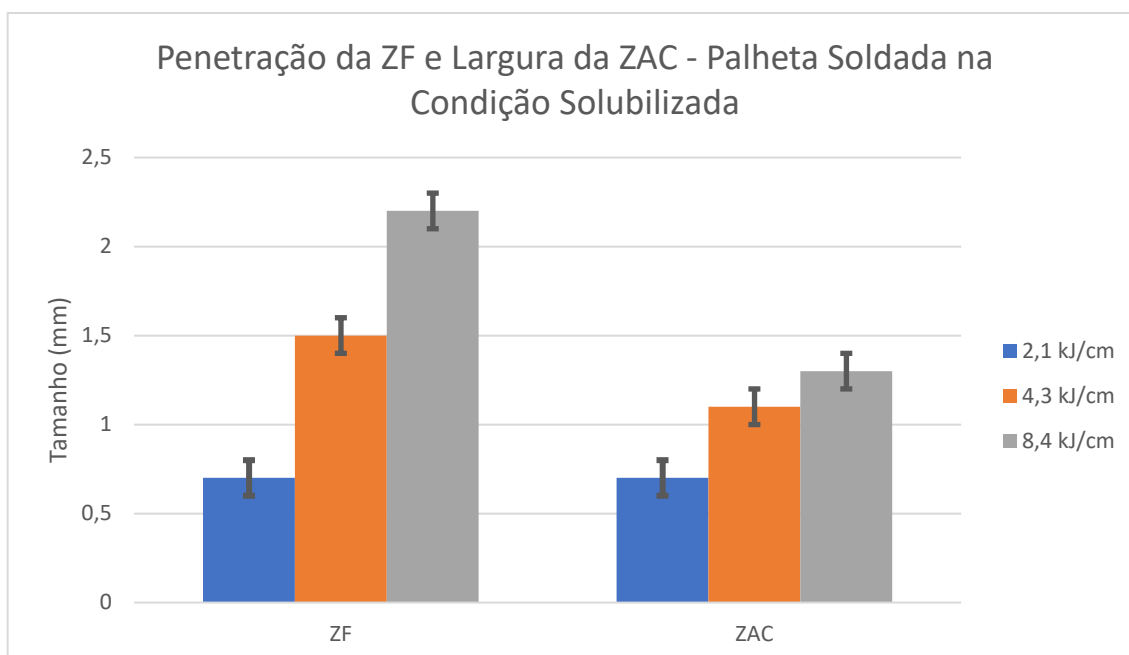


Figura 121: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição solubilizada.

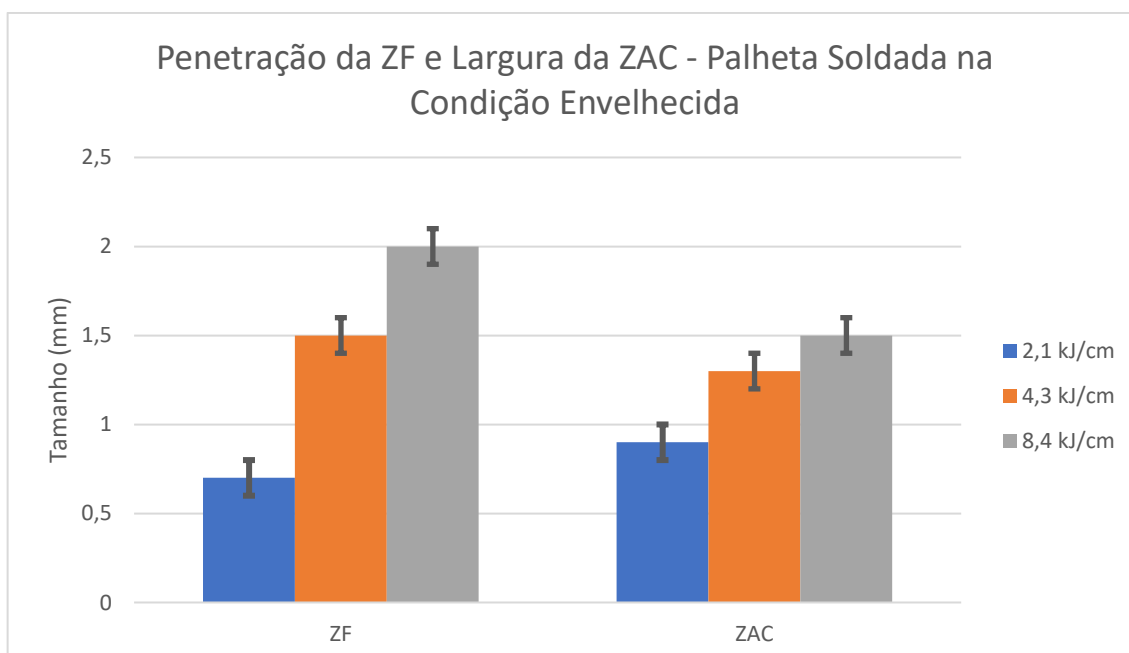


Figura 122: Penetração da ZF e largura da ZAC das soldas realizadas na palheta na condição envelhecida.

## 5 CONCLUSÕES

Foram realizados experimentos com objetivo de estudar a soldabilidade de palhetas de turbinas a gás fabricadas em superliga de níquel GTD-111, pelo processo de soldagem TIG, utilizando três aportes térmicos diferentes (2,4; 4,8 e 8,4 kJ/cm), três condições iniciais (como fornecida e após tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento artificial). Foram analisadas as soldas no estado como soldado e após serem submetidas a diferentes tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS), a saber: precipitação e solubilização seguida de precipitação. Com base nas medições de dureza e nas análises de macroestrutura, microestrutura, penetração da ZF e largura da ZAC, pode-se concluir que: é possível realizar reparos por soldagem de palhetas de turbinas a gás fabricadas em superliga de níquel GTD-111 por um processo de menor concentração de energia que o laser (o processo TIG, utilizado neste estudo), de forma satisfatória no que diz respeito à ausência de defeitos e características da microestrutura, mesmo quando se utilizam energias de soldagem relativamente altas.

### 5.1 RESUMO DOS PRINCIPAIS RESULTADOS

Quanto aos efeitos do aporte térmico utilizado, os principais resultados foram:

- A variação no aporte térmico empregado na soldagem resultou em uma variação diretamente proporcional na penetração da ZF, que variou desde 0,6 mm para um aporte térmico de 2,1 kJ/cm até 2,1 mm para um aporte térmico de 8,4 kJ/cm. A condição inicial da palheta (como fornecida, solubilizada ou envelhecida) não influenciou na penetração da ZF;
- A variação no aporte térmico empregado na soldagem resultou em uma variação diretamente proporcional na largura da ZAC, que variou desde 0,50 mm para um aporte térmico de 2,1 kJ/cm até 1,5 mm para um aporte térmico de 8,4 kJ/cm. A condição inicial da palheta (como fornecida, solubilizada ou envelhecida) não influenciou na largura da ZAC.

Quanto à avaliação das ocorrências de trincas que são passíveis de ocorrer ao soldar a superliga de níquel GTD-111:

- Ocorreram trincas de solidificação na soldagem da palheta solubilizada quando empregado aporte térmico de 4,3 kJ/cm e 8,4 kJ/cm. Essas trincas ocorreram devido à a formação de fases com baixo ponto de fusão, como Laves e boretos, que aumentam o intervalo de solidificação. Outro fator que pode ter auxiliado para ocorrência dessas trincas foi a precipitação de  $\gamma'$  na ZAC, próximo à linha de fusão, devido a maior restrição imposta ao cordão de solda, elevando as tensões na ZF;

- Ocorreram trincas de liquação na palheta solubilizada, quando soldada com aportes térmicos de 4,3 e 8,4 kJ/cm e na palheta envelhecida, quando soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm. As trincas de liquação ocorreram na ZAC pela fusão de fases com baixo ponto de fusão, devido ao aporte térmico elevado e relativa baixa densidade de energia do processo TIG, resultando em baixa velocidade de resfriamento (quando comparado ao processo laser). Trincas de liquação são prejudiciais e não são desejáveis no processo;

- Ocorreram trincas de reaquecimento apenas quando foi empregado TTPS de precipitação (sem solubilização prévia). As trincas ocorreram na palheta soldada no estado como fornecida utilizando aportes térmicos de 4,3 e 8,4 kJ/cm e na palheta solubilizada soldada com aporte térmico de 8,4 kJ/cm. Esse tipo de trinca está associado à precipitação de  $\gamma'$  na ZF e na ZAC durante o tratamento térmico, resultado da não realização de uma etapa de solubilização (e conseqüentemente alívio das tensões de soldagem) antes da precipitação. A única condição inicial da palheta que não resultou em trincas de reaquecimento em nenhum aporte térmico foi a envelhecida. A não ocorrência de trinca de reaquecimento com aporte térmico de 2,1 kJ/cm é devido à menor energia de soldagem, que gera menores tensões de soldagem.

Quanto aos efeitos dos TTPS sobre a dureza das várias regiões da solda:

- O TTPS de precipitação elevou a dureza da ZF das palhetas soldadas nos estados como fornecida, solubilizada e envelhecida de 511, 526 e 532 HV2 para 575, 557 e 553 HV2, respectivamente. A dureza das demais regiões da solda (ZAC e MB) das palhetas soldadas nos estados como fornecida e envelhecida permaneceram estáveis. A dureza da ZAC na palheta soldada no estado solubilizada subiu de 469 para 527 HV2;

- O TTPS de solubilização e precipitação elevou a dureza de todas as regiões da solda, independentemente dos estados iniciais palhetas. A dureza média das palhetas soldadas nos estados como fornecida, solubilizada e envelhecida foram de 541, 534 e 537 HV2, respectivamente.

Quanto ao tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  e sua porcentagem de área, nas diversas regiões da solda:

- O tamanho médio dos precipitados  $\gamma'$  variou em função das condições de soldagem e dos TTPS. Nas palhetas soldadas nos estados como fornecida e envelhecida o único TTPS que resultou em um tamanho de precipitado  $\gamma'$  finamente disperso e em alta porcentagem de área em todas as regiões foi o de solubilização e precipitação. O tamanho médio de  $\gamma'$  na palheta como fornecida após este TTPS foi de  $0,018 \mu\text{m}^2$ , com porcentagem de área média de 25 % em todas as regiões. Na palheta soldada na condição inicial envelhecida, após este TTPS o tamanho médio de  $\gamma'$  em todas as regiões foi de  $0,022 \mu\text{m}^2$ , com porcentagem de área média de 30 %;

- Na palheta soldada na condição inicial solubilizada, os dois TTPS empregados promoveram uma homogeneização da microestrutura nas três regiões estudadas (ZF, ZAC e MB), que não existia no estado como soldado. Com o TTPS de precipitação, o tamanho médio de  $\gamma'$  foi de  $0,055 \mu\text{m}^2$  com porcentagem de área média de 23 %. Com o TTPS de solubilização e precipitação, o tamanho médio de  $\gamma'$  foi de  $0,018 \mu\text{m}^2$  com porcentagem de área média de 27 %, condição microestrutural ideal, com precipitados em menor tamanho e em maior porcentagem.

## 5.2 CONCLUSÕES FINAIS

Considerando os valores de dureza, análises microestruturais, inspeção visual, avaliação da ocorrência de trincas e caracterização dos precipitados é possível recomendar as melhores condições e parâmetros de soldagem para a soldagem TIG de palhetas de superliga de níquel GTD-111, dependendo do estado inicial do material, a saber:

- Se a condição inicial for como fornecido pelo fabricante: soldagem com aporte térmico de até 8,4 kJ/cm, seguido de um TTPS de solubilização e precipitação;

- Se a condição inicial for solubilizado: soldagem com aporte térmico de até 2,1 kJ/cm, seguido de TTPS de precipitação, ou TTPS de solubilização e precipitação, este último quando for visada uma precipitação mais fina e em maior porcentagem de área;
- Se a condição inicial for envelhecida (palheta que esteve em serviço em alta temperatura): soldagem com aporte térmico de até 4,3 kJ/cm, seguido de um TTPS de solubilização e precipitação.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- Realizar experimentos com aporte térmico constante e, variação na velocidade de soldagem: a velocidade de soldagem influi na geometria da poça fundida e, como resultado, no formato dos grãos colunares e na intensidade da segregação de elementos de liga. Diferentes velocidades com os mesmos aportes térmicos deste estudo podem evitar ou propiciar o aparecimento de trincas de solidificação;

- Estudar o efeito da adição de material na soldagem: a adoção de uma superliga de níquel dúctil, com baixos teores de Al e Ti, como a IN625 como metal de adição, que pode fornecer melhores resultados quanto à ocorrência de trincas. É necessário também avaliar a redução de porcentagem de área dos precipitados  $\gamma'$  na ZF, ao utilizar material de adição com teores de Al e Ti baixos;

- Realizar soldagens em outros modelos de palhetas GTD-111 e comparar os resultados: a geometria da palheta interfere diretamente no escoamento do calor advindo da soldagem, e conseqüentemente, a velocidade de resfriamento, além de alterar o estado de tensões após a soldagem e toda a dinâmica de precipitação de  $\gamma'$ . Palhetas mais delgadas podem resultar em um sistema de escoamento em 2D, o que seria ainda mais desafiador para o experimento de soldabilidade;

- Estudar o emprego de mais variações de TTPS: este trabalho se ateve a utilizar os dois mais simples e mais empregados TTPS estudados na literatura. Sugere-se estudar, também, tratamentos térmicos propostos para o rejuvenescimento de superligas de níquel degradadas microestruturalmente, como aqueles estudados por Turazi (2014), Cortez (2014), Merini (2019) e Bessa (2022).

- Realizar testes com soldagem a laser: como esse é um processo de elevada densidade de energia, é possível soldar com menores valores de aporte térmico. Em função disso, as tensões residuais são diminuídas e as velocidades de resfriamento são elevadas, de modo que deixam de ocorrer (em forma parcial ou total) algumas transformações de fase e outros fenômenos ativados termicamente.

## REFERÊNCIAS

- ADAMS, C. M. Cooling Rates and Peak Temperatures in Fusion Welding. **Welding Journal**, 37(5), Research Suppl., p. 210-215, 1958.
- ADAMS, C. M. The Effect of Plate Thickness and Radiation on Heat Flow in Welding and Cutting. **Welding Journal**., 41(1), Research Suppl., p. 12-16, 1962.
- ADAMS, C. M. Heat Conduction From Moving Arcs in Welding. **Welding Journal**, 42(3), Research Suppl., p. 97-104, (1963).
- ANDERSSON, J. **Weldability of Precipitation Hardening Superalloys – Influence of Microstructure**. Thesis for Doctor Degree—Göteborg, Sweden: Chalmers University of Technology, 2011.
- ARATA, Y., MATSUDA, F., MUKAE, S., KATOH, M. Effect of weld solidification mode on tensile properties of aluminium weld metal. **Trans. JWRI**, 2, p. 47-52, 1973.
- ASM, A. S. FOR M. **ASM Handbook: Heat Treating**. [s.l.] ASM International, 1991. v. 4
- ASM, A. S. FOR M. **ASM Handbook Heat-Resistant Material**. [s.l.] ASM International, 2002.
- ATHIROJ, A. et al. Low heat input welding of nickel superalloy GTD-111 with Inconel 625 filler metal. **Materialpruefung/Materials Testing**, v. 60, n. 1, p. 22–30, 2018.
- ATHIROJ, A.; WANGYAO, P. Effect of TIG Welding Parameters on Strain-age cracking in Joining Nickel-based Superalloy, GTD-111 with Inconel 625. **Journal of Metals, Materials and Minerals**, v. 25, n. 2, p. 17–21, 2015.
- BESSA, Samuel Madeira. **Estudo da Cinética de Envelhecimento e Metodologia de Avaliação da Degradação de Pás de Turbinas a Gás de Superliga de Níquel GTD-111**. Dissertação de Mestrado – Florianópolis, Brasil: Universidade Federal de Santa Catarina, 2022.
- CARTER, T. J. Common failures in gas turbine blades. **Engineering Failure Analysis**, v. 12, n. 2, p. 237–247, 2005.
- CERVENKA, M. **The Rolls-Royce Trent Engine**. University of Cambridge, 2000. Disponível em: <<https://www.phase-trans.msm.cam.ac.uk/mphil/Trent1/index.htm>>.

CHOI, B. G. et al. Temperature dependence of MC decomposition behavior in Ni-base superalloy GTD 111. **Materials Science and Engineering A**, v. 478, n. 1–2, p. 329–335, 2008.

CORTEZ, P. M. A. **Estudo microestrutural da superliga de níquel GTD-111 durante o seu envelhecimento e após tratamentos térmicos de rejuvenescimento**. Dissertação de Mestrado—Florianópolis, Brasil: Universidade do Porto e Universidade Federal de Santa Catarina, 2014.

DONACHIE, M. J.; DONACHIE, S. J. **Superalloys: A Technical Guide**. Second ed. [s.l.] ASM International, 2002.

DUPONT, J. N.; MARDER, A. R. Thermal Efficiency of Arc Welding Process. **Welding Journal**, v. 74: p. 406-416, 1995.

DUPONT, J. N.; ROBINO, C. V.; MARDER, A. R. Modelling mushy zones in welds of multicomponent alloys: Implications for solidification cracking. **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 4, n. 1, p. 1–14, 1999.

DYE, D.; HUNZIKER, O.; REED, R. C. Numerical analysis of the weldability of superalloys. **Acta Materialia**, v. 49, n. 4, p. 683–697, 2001.

EL-BAGOURY, N.; NOFAL, A. Microstructure of an experimental Ni base superalloy under various casting conditions. **Materials Science and Engineering A**, v. 527, n. 29–30, p. 7793–7800, 2010.

ELIAZ, N.; SHEMESH, G.; LATANISION, R. M. Hot corrosion in gas turbine components. **Engineering Failure Analysis**, v. 9, p. 31–43, 2002.

GIAMPAOLO, A. **Gas Turbine Handbook: Principles and Practices**. Third ed. [s.l.] The Fairmont Press, Inc, 2006.

KELLY, T. J., Proc. Simp. **Weldability of Materials**. ASM International. Detroit, MI, USA, p. 151-157, 1990

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Wisconsin: John Wiley and Sons, 2003.

KOUNTRAS, A. **Metallographic Study of Gamma - Gamma Prime Structure in the Ni-based Superalloy GTD111**. Thesis for Master Degree—Massachusetts, USA: Massachusetts Institute of Technology, 2004.



LVOVA, E. A comparison of aging kinetics of new and rejuvenated conventionally cast GTD-111 gas turbine blades. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 16, n. 2, p. 254–264, 2007.

MERINI, André Lucas. **Estudo do Envelhecimento e do Tratamento Térmico de Rejuvenescimento da Superliga GTD111**. Dissertação de Mestrado – Florianópolis, Brasil: Universidade Federal de Santa Catarina, 2019.

MONTAZERI, M.; MALEK GHAINI, F.; OJO, O. A. Heat input and the liquation cracking of laser welded IN738LC superalloy. **Welding Journal**, v. 92, n. 9, 2013.

PRAGER, M.; SHIRA, C. S. Welding of Precipitation Hardening Nickel-Base Alloys. **Weld Research Council Bulletin**, v. 6, p. 128-155, 1968.

REED, R. C. **The Superalloys: Fundamentals and Applications**. [s.l.] Cambridge University Press, 2006.

RICKS, R. A.; PORTER, A. J.; ECOB, R. C. The growth of gamma prime precipitates in nickel-base superalloys. **Acta Metallurgica** 31, p. 43-53, 1983.

SAID, A. R.; SYARIF, J.; SAJURI, Z. Haz Characterization of GTD-111 Nickel Based Superalloy Welding. **Journal of Materials Engineering**, v. 2, n. 2, p. 133–139, 2009.

SIEMENS ENERGY. Siemens Refurbishment Process: Maintenance, repair and parts. Disponível em: <<https://www.siemens-energy.com/global/en/offerings/services/maintenance/refurbishment.html>>.

SIMS, C. T. A History of Superalloy Metallurgy for Superalloy Metallurgists. **Superalloys**, p. 399–419, 1984.

TURAZI, A. **Metodologia de Avaliação de Grau de Degradação e Rejuvenescimento de Superligas à Base de Níquel**. Tese de Doutorado—Florianópolis, Brasil: Universidade Federal de Santa Catarina, 2014.

WANG, F.; TAHERI M. Determination of Ideal Conditions for GTD-111 Superalloy Welding Through Pre-heating, Pre-cold and Heat Treatment. **Metals and Materials International**, 27, 3462-3477, 2021.

ZIELINSKA, M.; YAVORSKA, M.; POREBA, M.; SIENIAWSKI, J. Thermal properties of cast nickel based superalloys. **Archives of Materials Science and Engineering**,

44, p. 35-38, 2010.

## APÊNDICE A – PERFIS DE MICRODUREZA

Neste apêndice, são apresentados os perfis de dureza de todas as amostras deste estudo, para que o leitor possa consultá-los quando achar necessário, e também para mostrar a variação de dureza da ZAC das amostras.

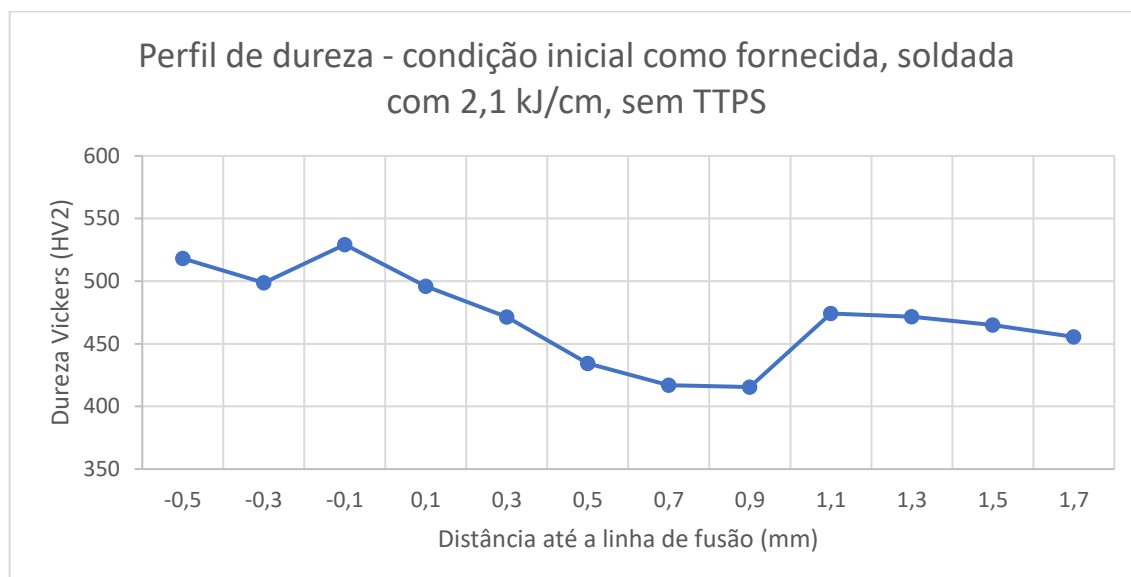


Figura A - 1: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, sem TTPS.

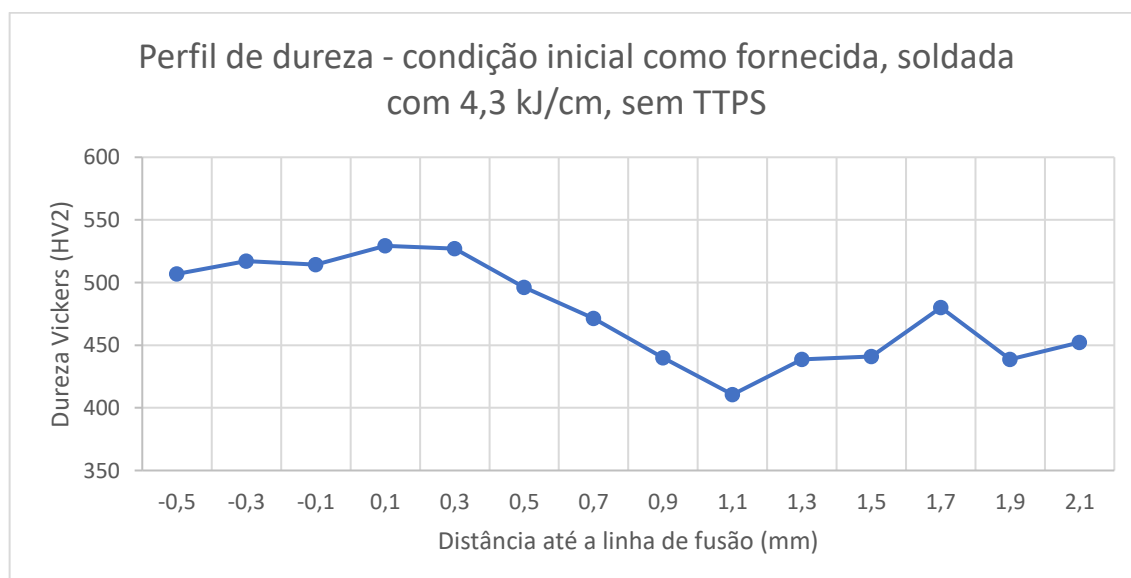


Figura A - 2: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, sem TTPS.

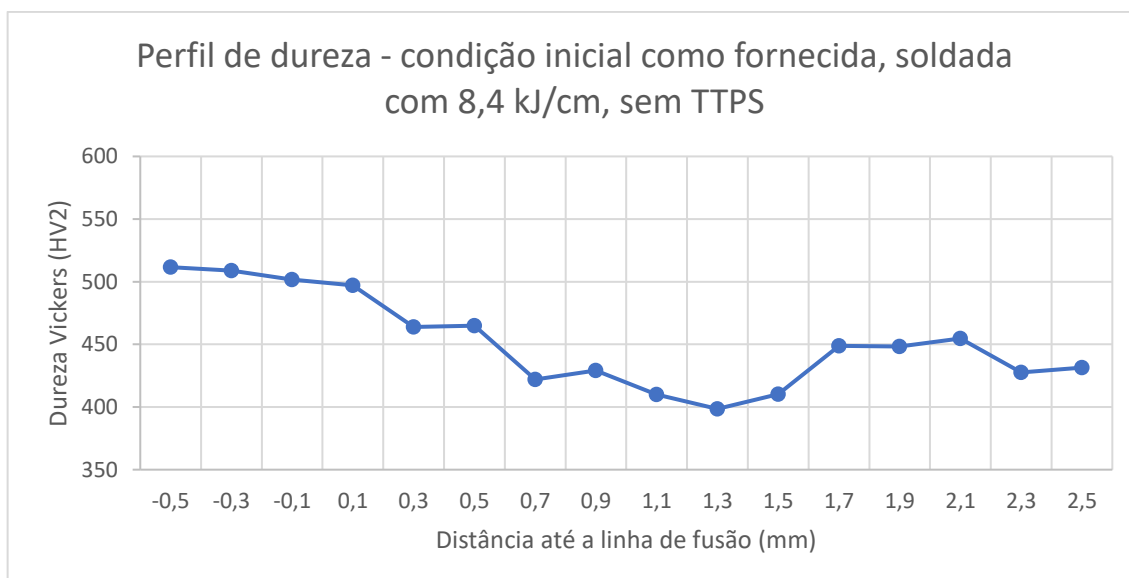


Figura A - 3: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, sem TTPS.

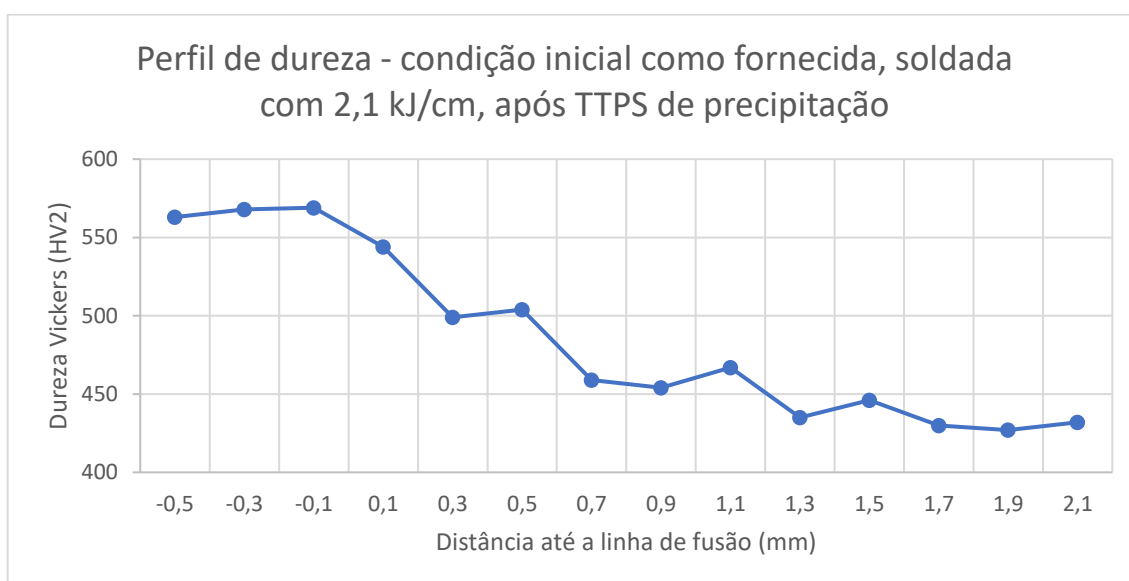


Figura A - 4: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

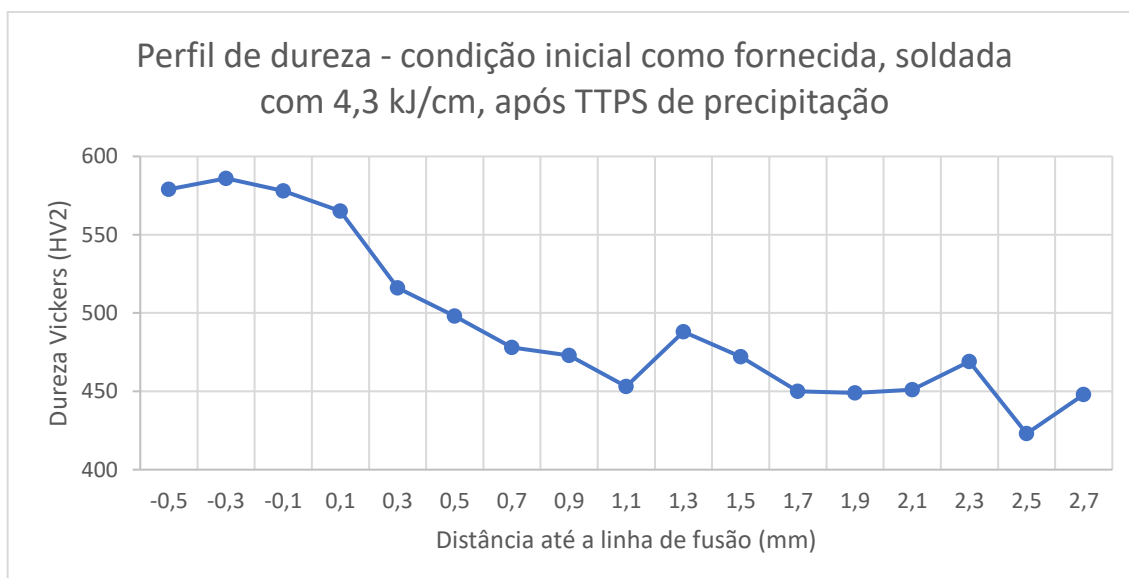


Figura A - 5: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

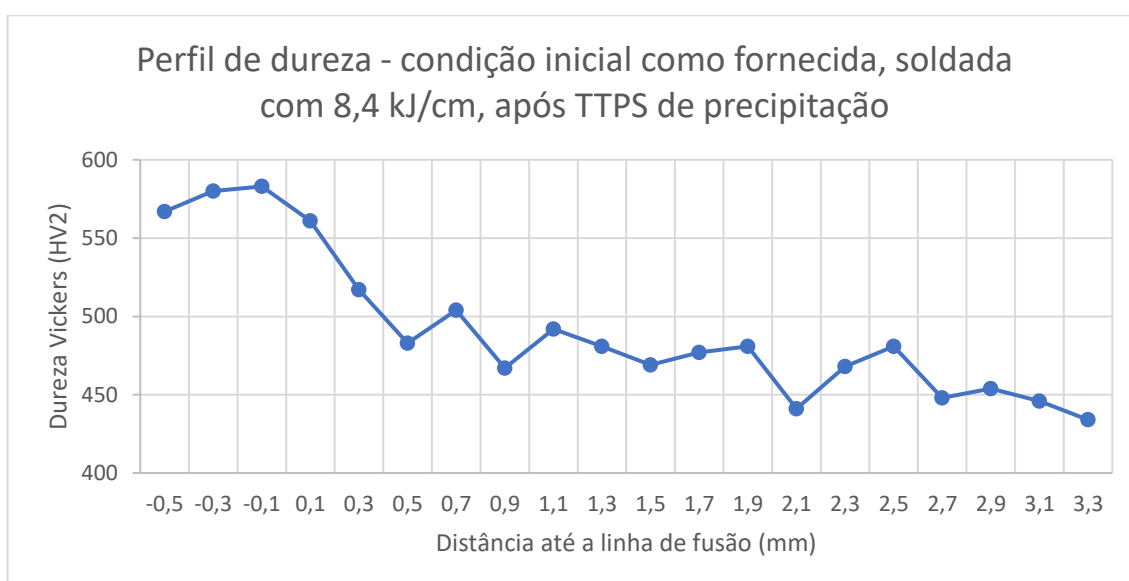


Figura A - 6: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

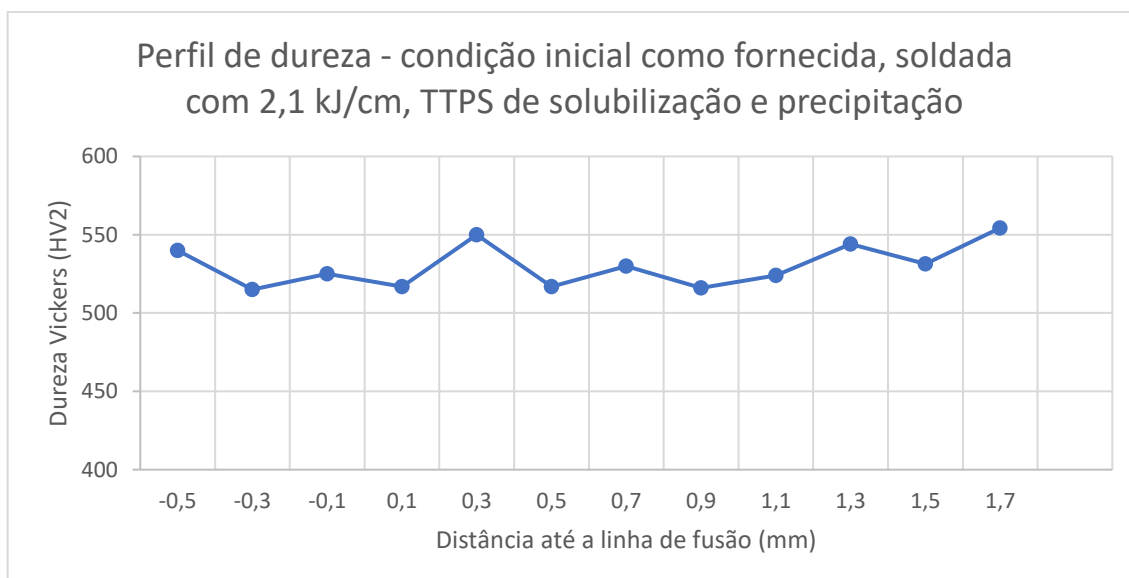


Figura A - 7: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

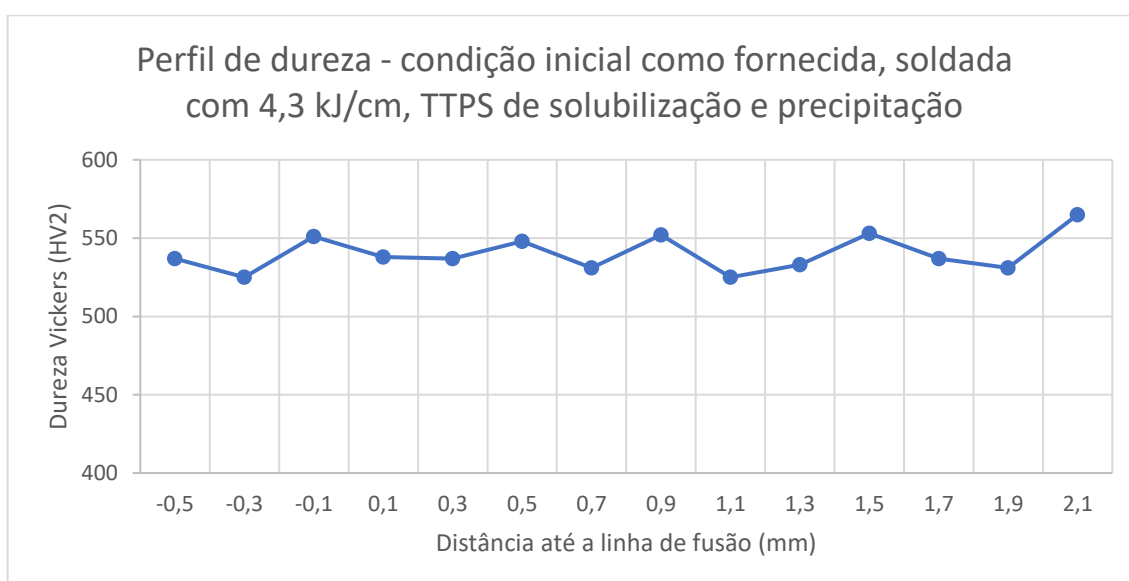


Figura A - 8: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

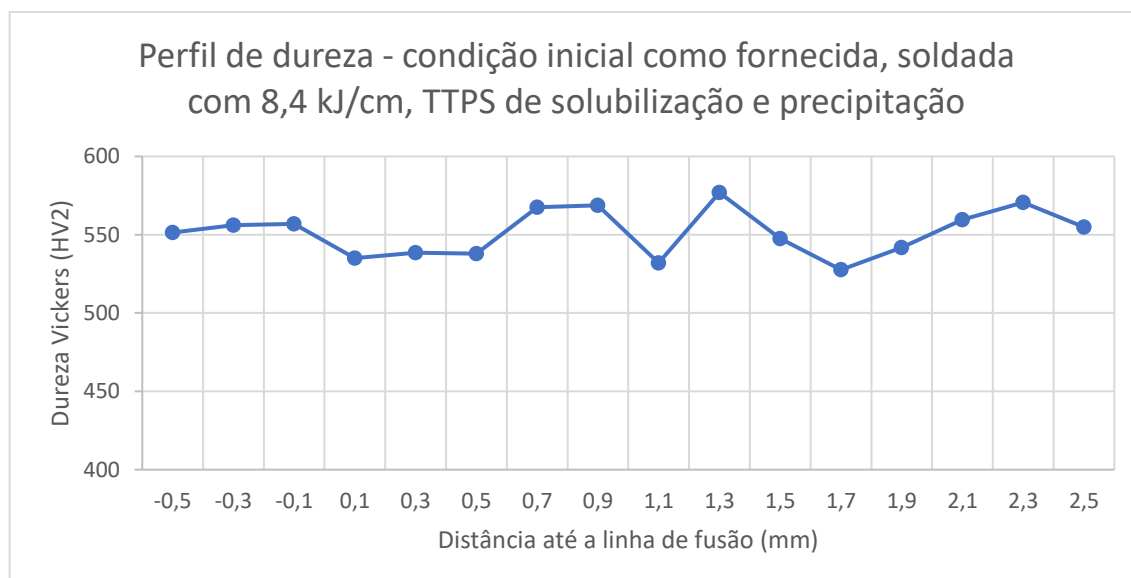


Figura A - 9: Perfil de dureza, condição inicial do material como fornecido, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

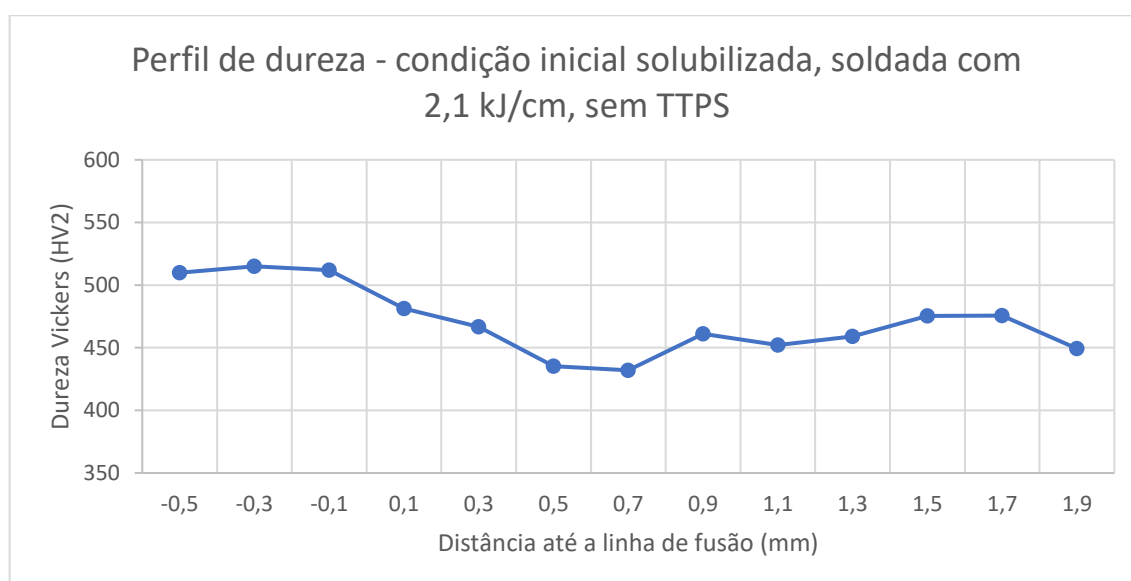


Figura A - 10: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, sem TTPS.

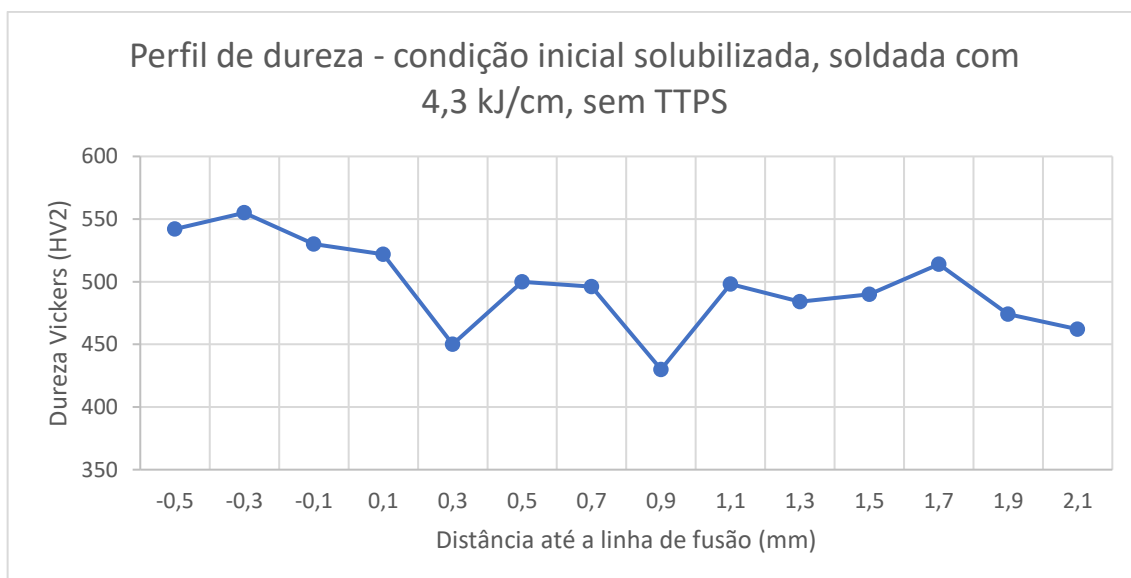


Figura A - 11: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, sem TTPS.

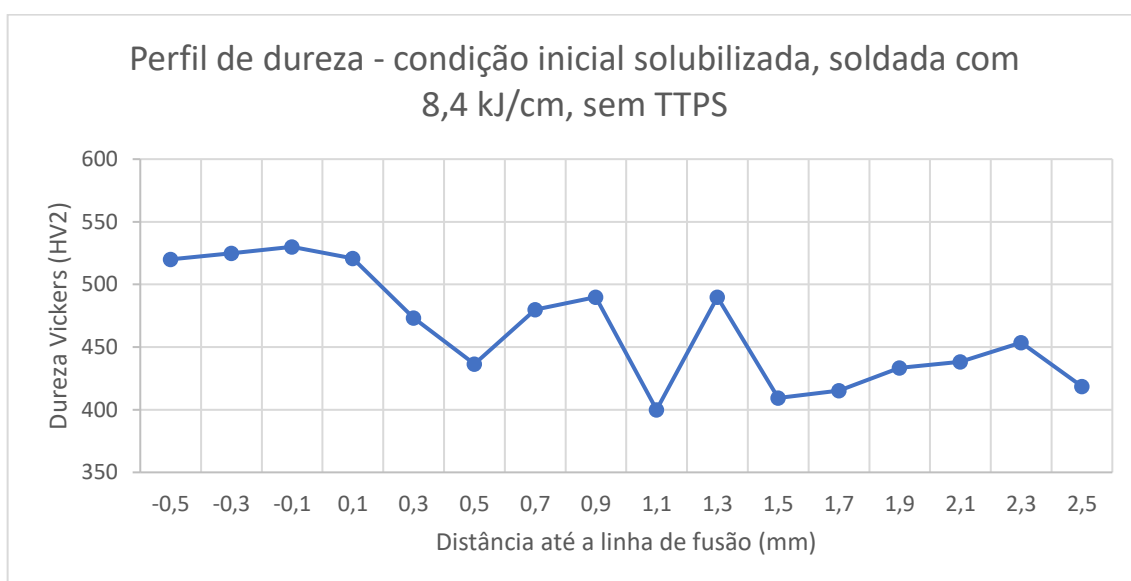


Figura A - 12: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, sem TTPS.



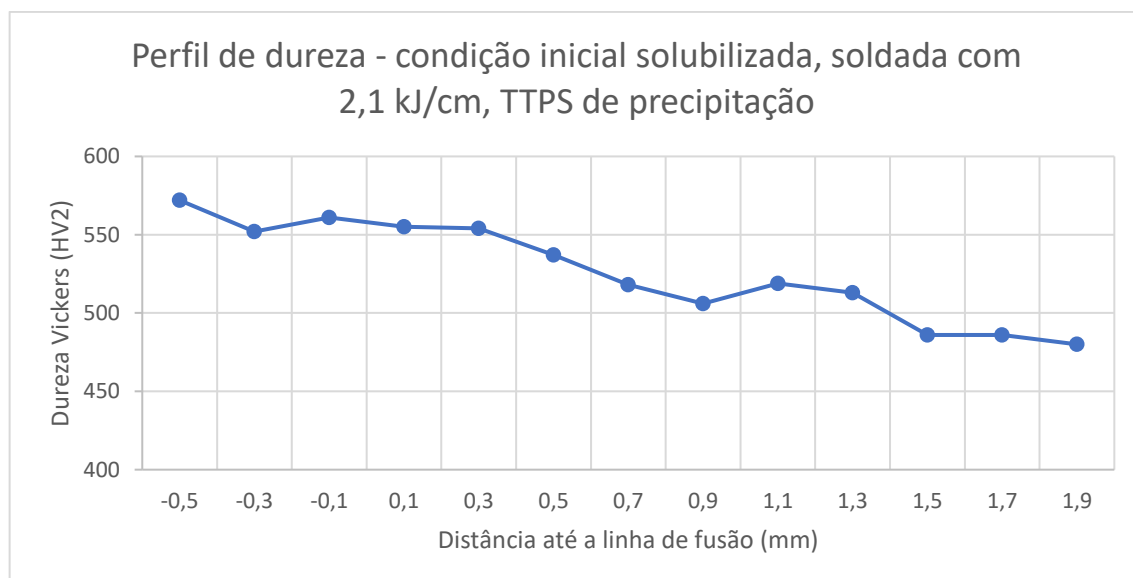


Figura A - 13: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

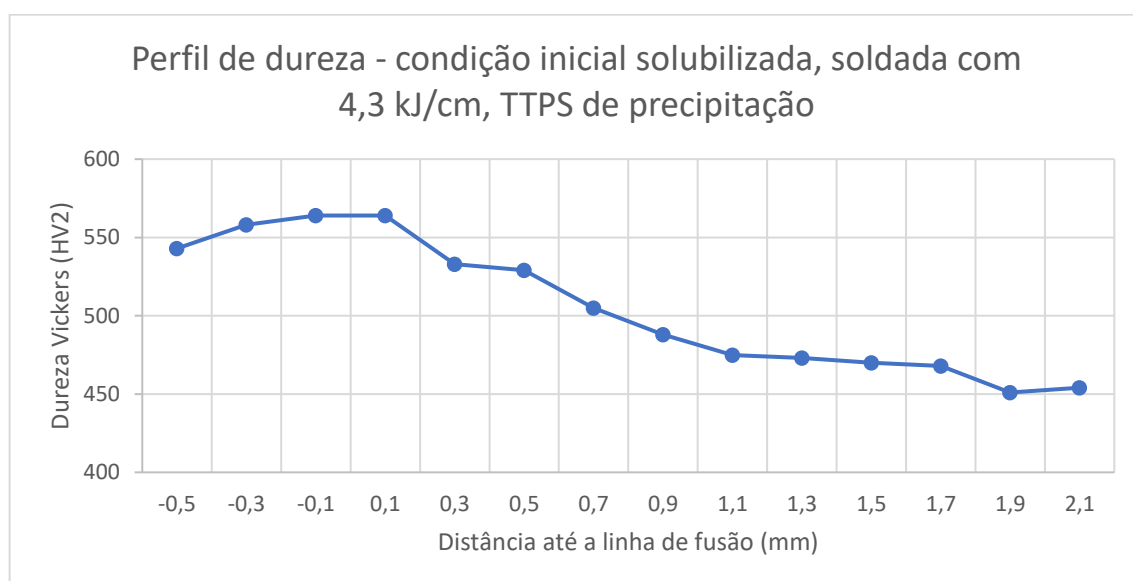


Figura A - 14: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

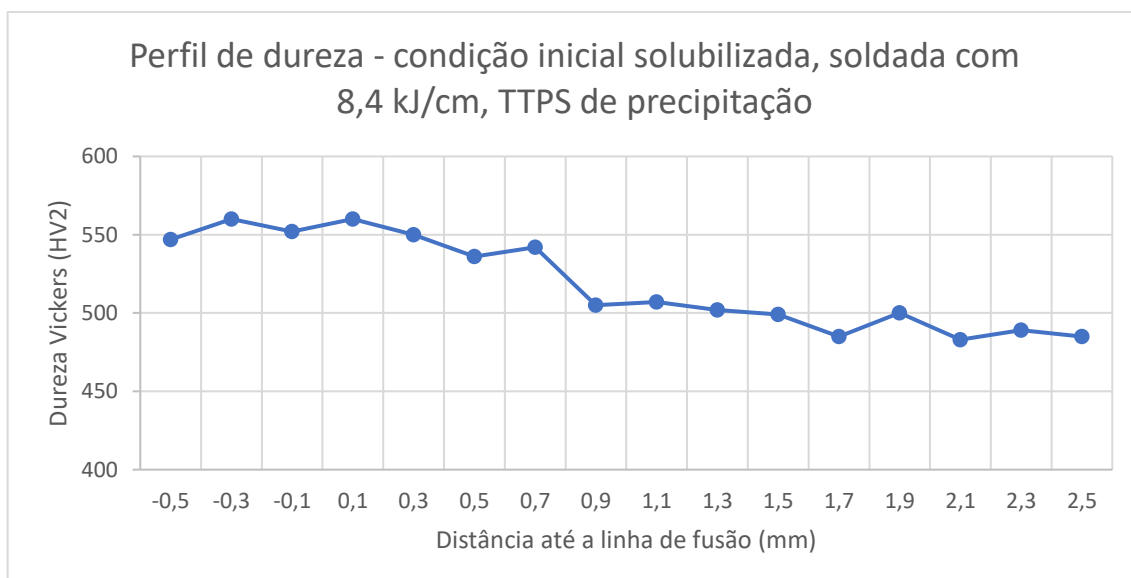


Figura A - 15: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

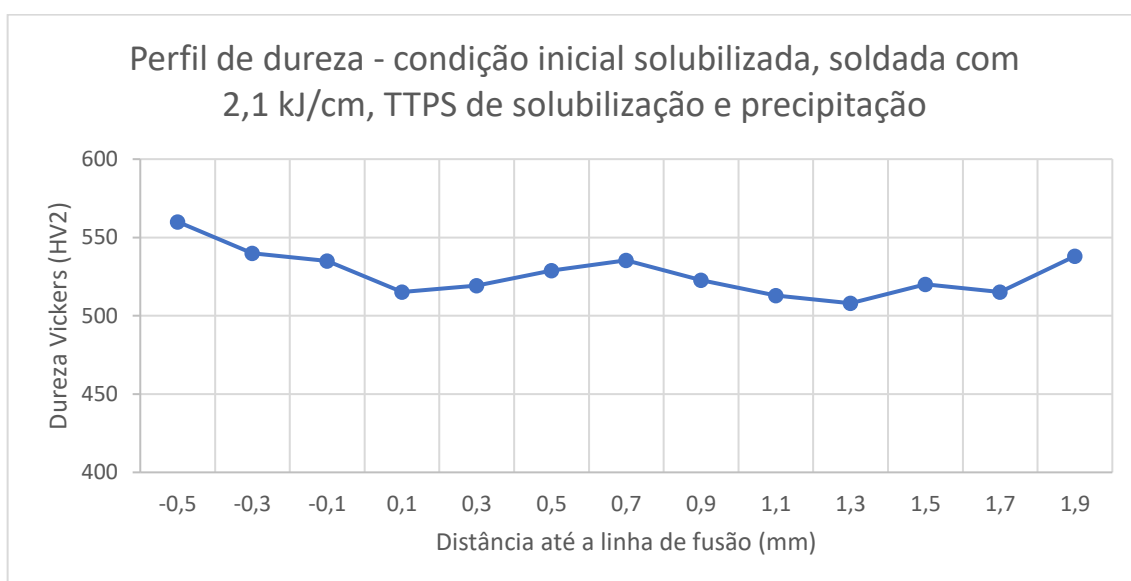


Figura A - 16: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

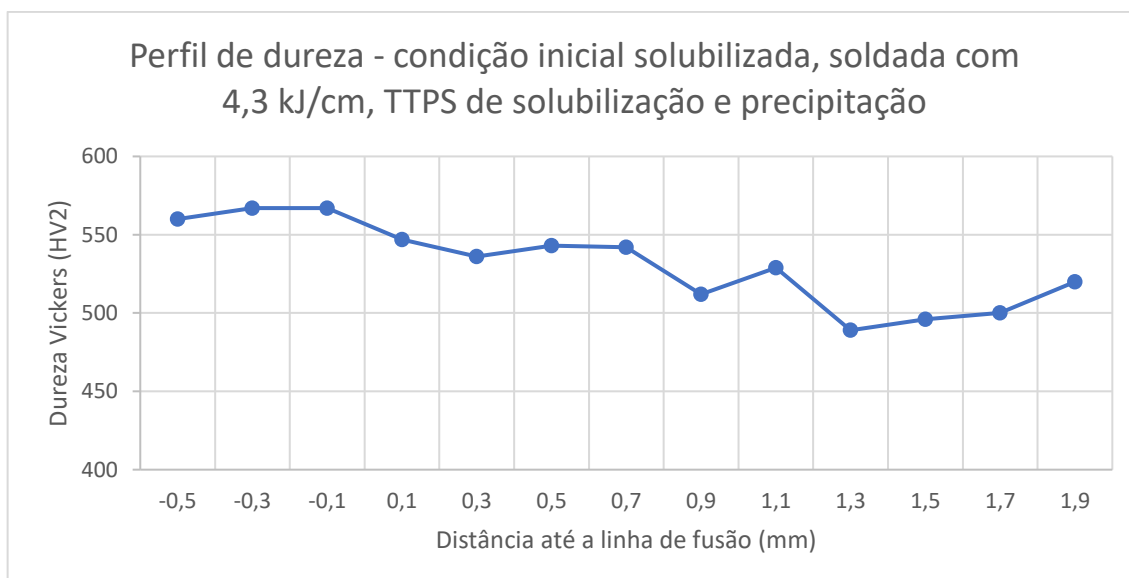


Figura A - 17: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

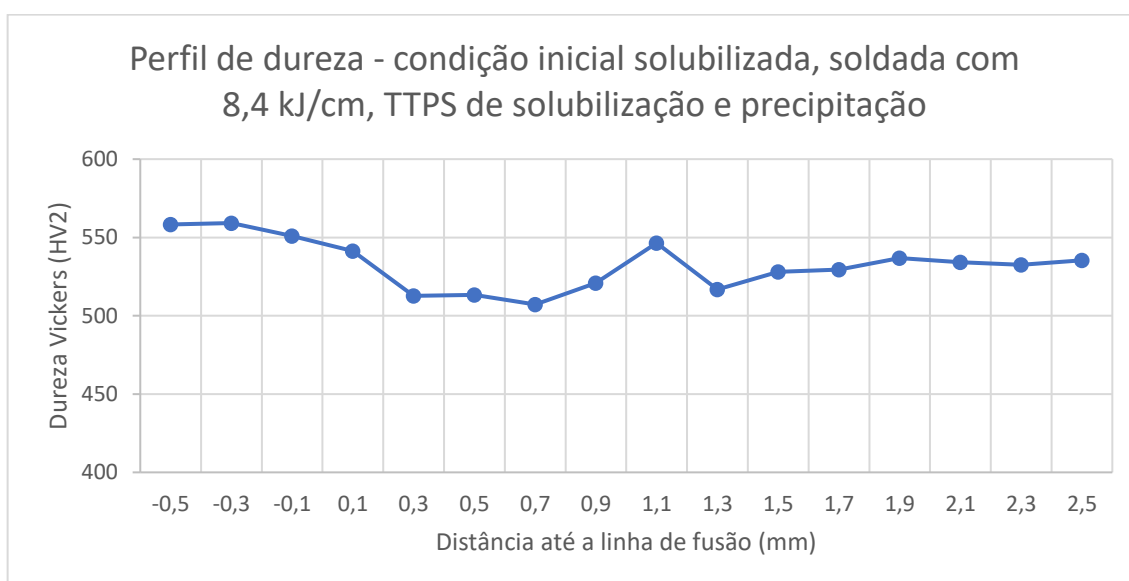


Figura A - 18: Perfil de dureza, condição inicial do material solubilizado, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

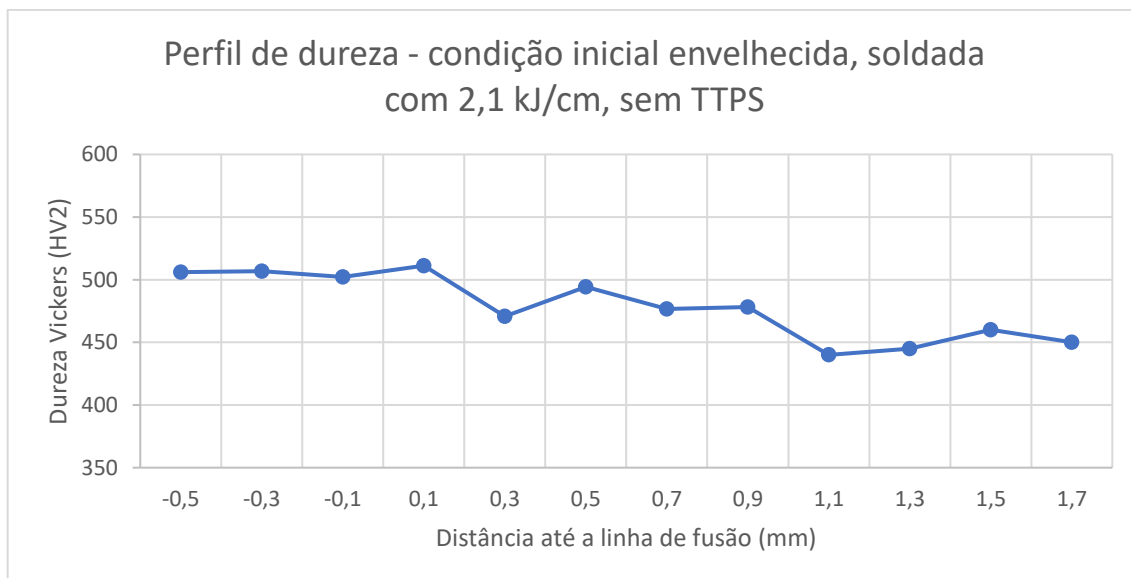


Figura A - 19: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, sem TTPS.

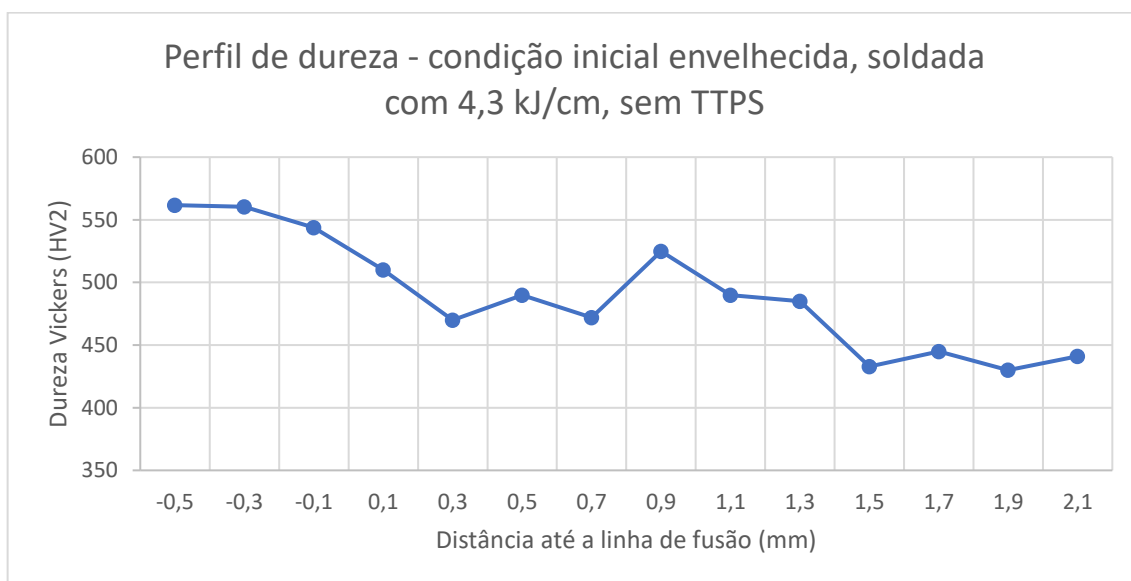


Figura A - 20: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, sem TTPS.

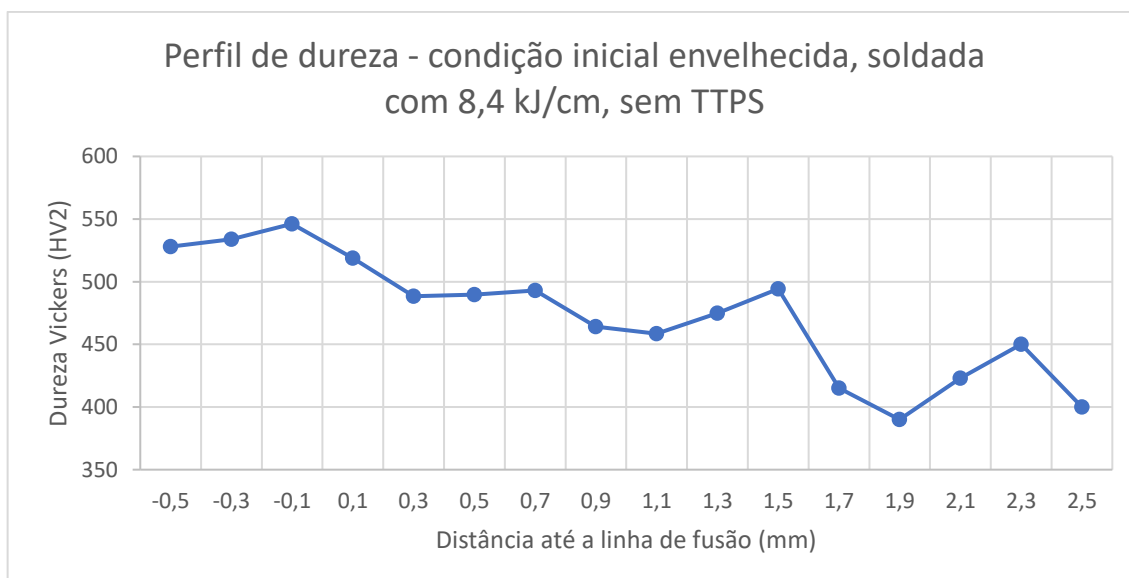


Figura A - 21: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, sem TTPS.

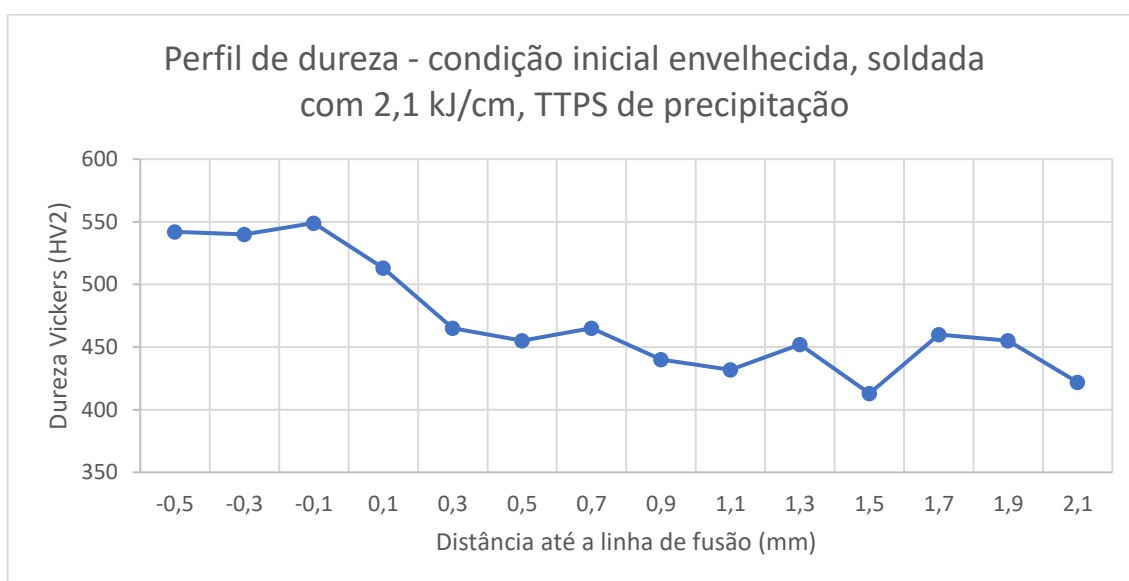


Figura A - 22: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

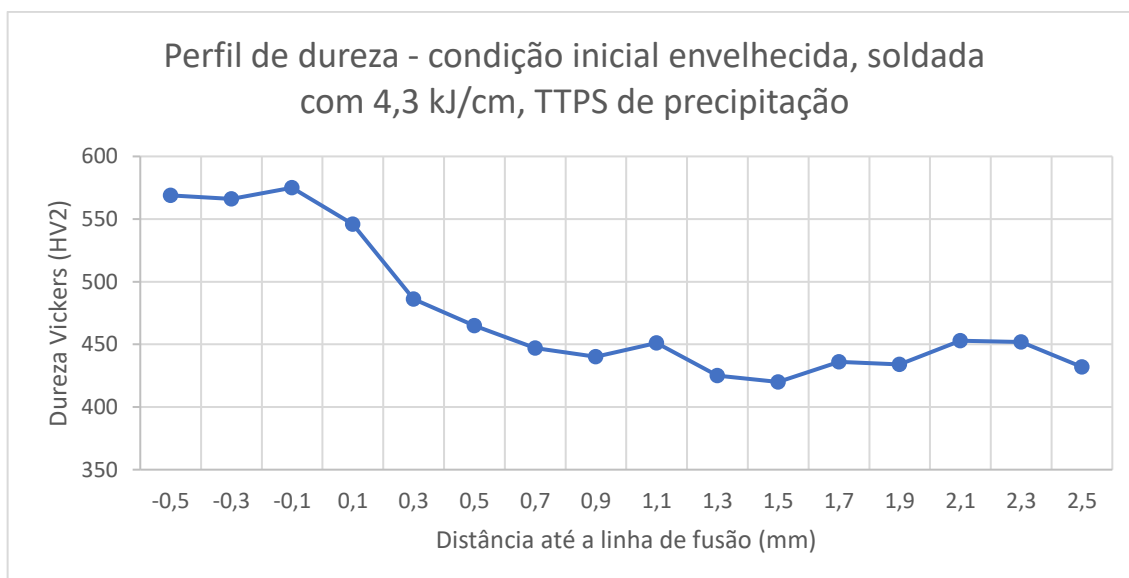


Figura A - 23: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

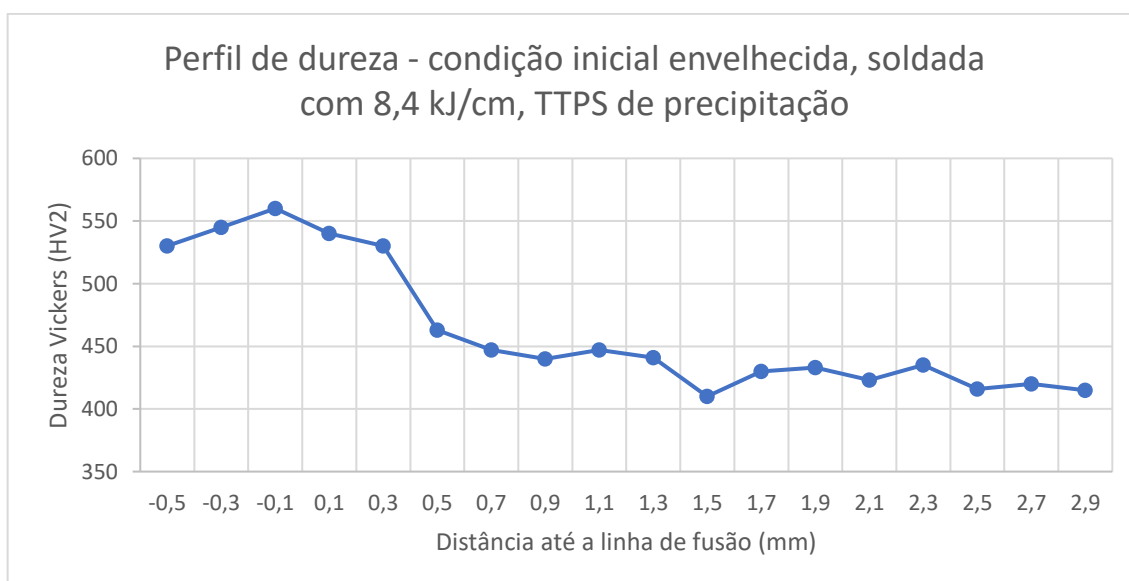


Figura A - 24: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de precipitação.

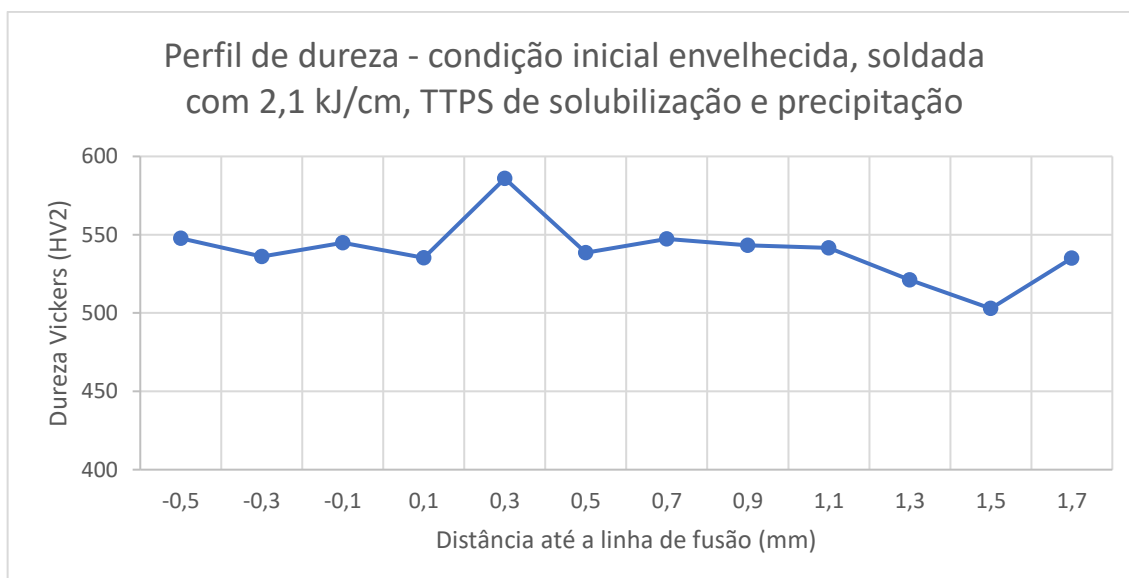


Figura A - 25: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

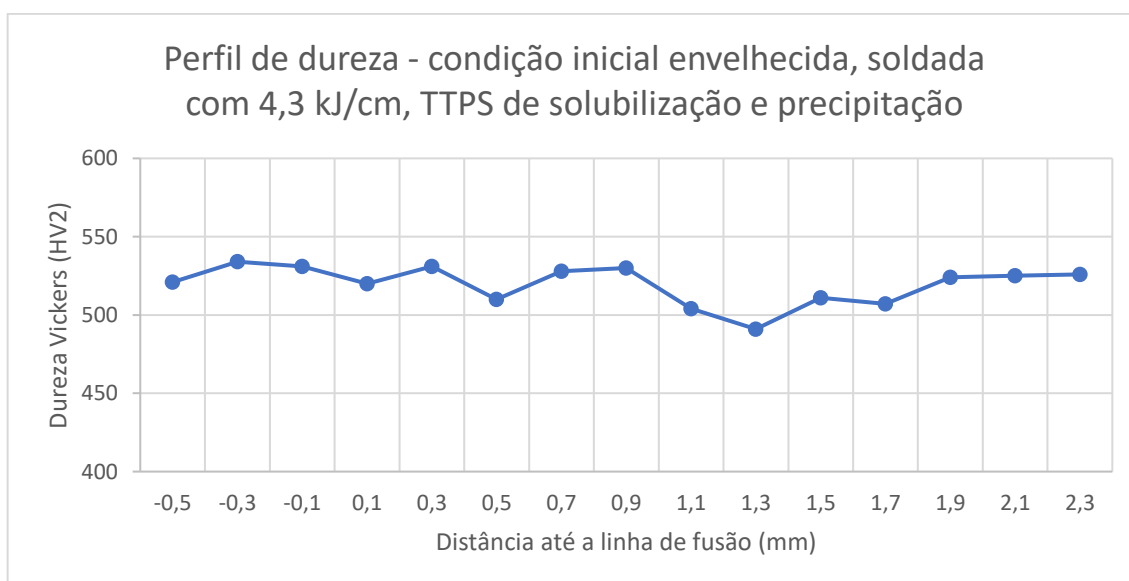


Figura A - 26: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.

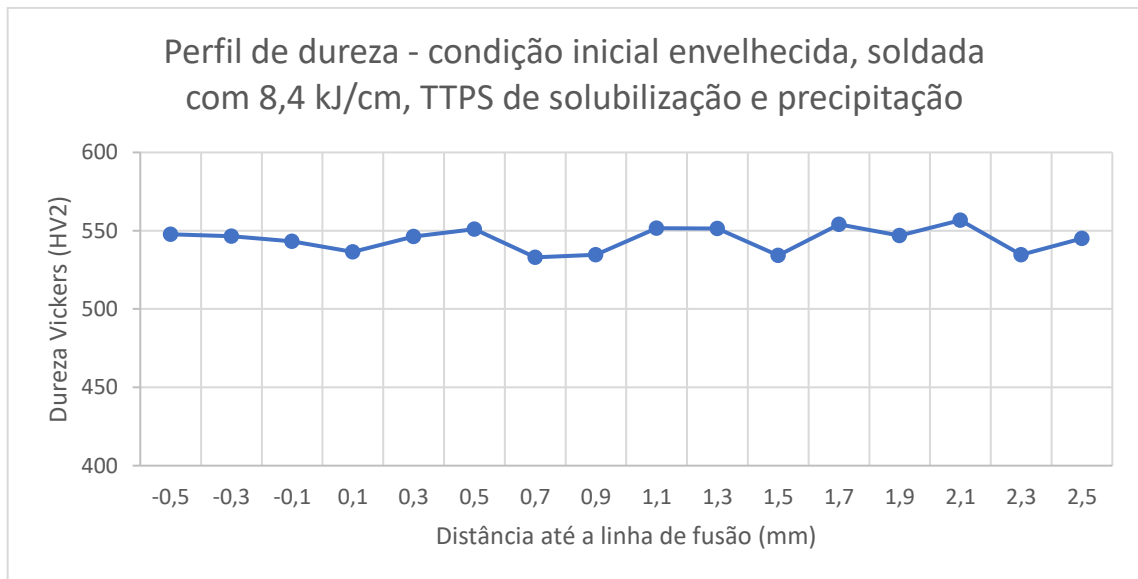


Figura A - 27: Perfil de dureza, condição inicial do material envelhecido artificialmente, soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm, após TTPS de solubilização e precipitação.



## APÊNDICE B – IMAGENS EM TAMANHO MAIOR

Neste apêndice são apresentadas todas as micrografias de MO e MEV de autoria do autor utilizadas neste trabalho, em ordem de aparecimento e em tamanho maior do que no texto original, para melhor entendimento do leitor das microestruturas.

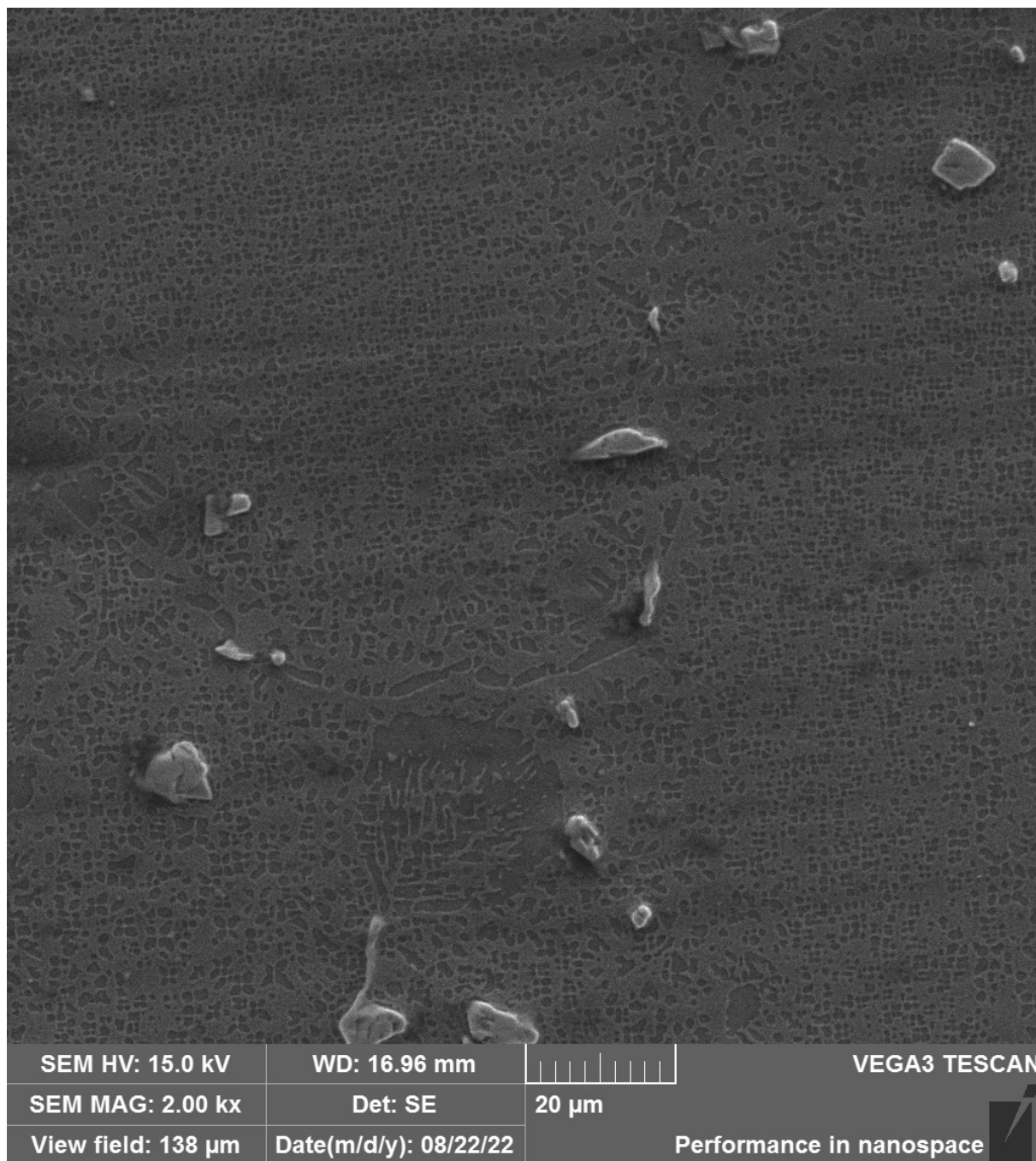


Figura B - 1: Imagem de MEV, material como fornecido.

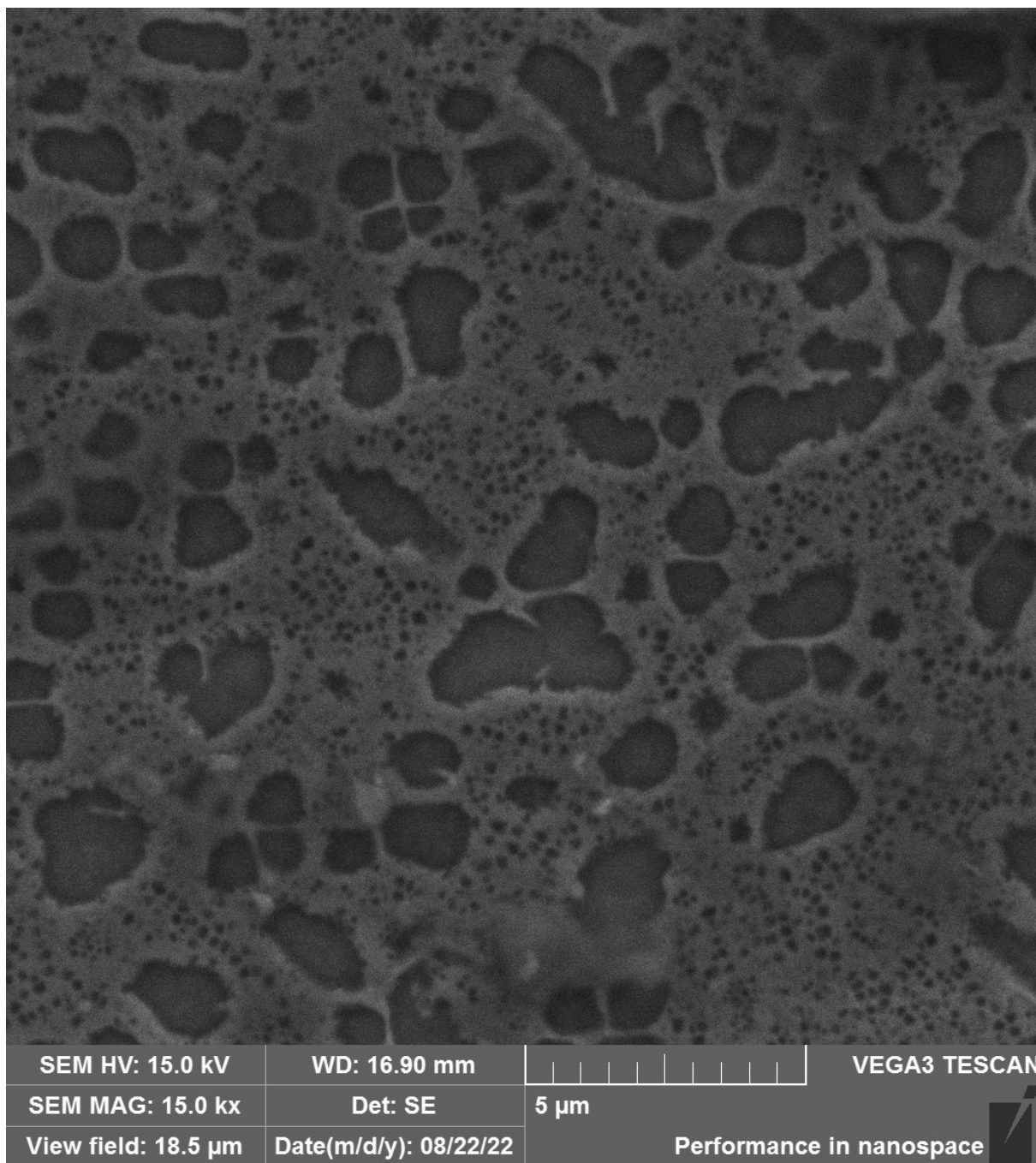


Figura B - 2: Imagem de MEV, material como fornecido.

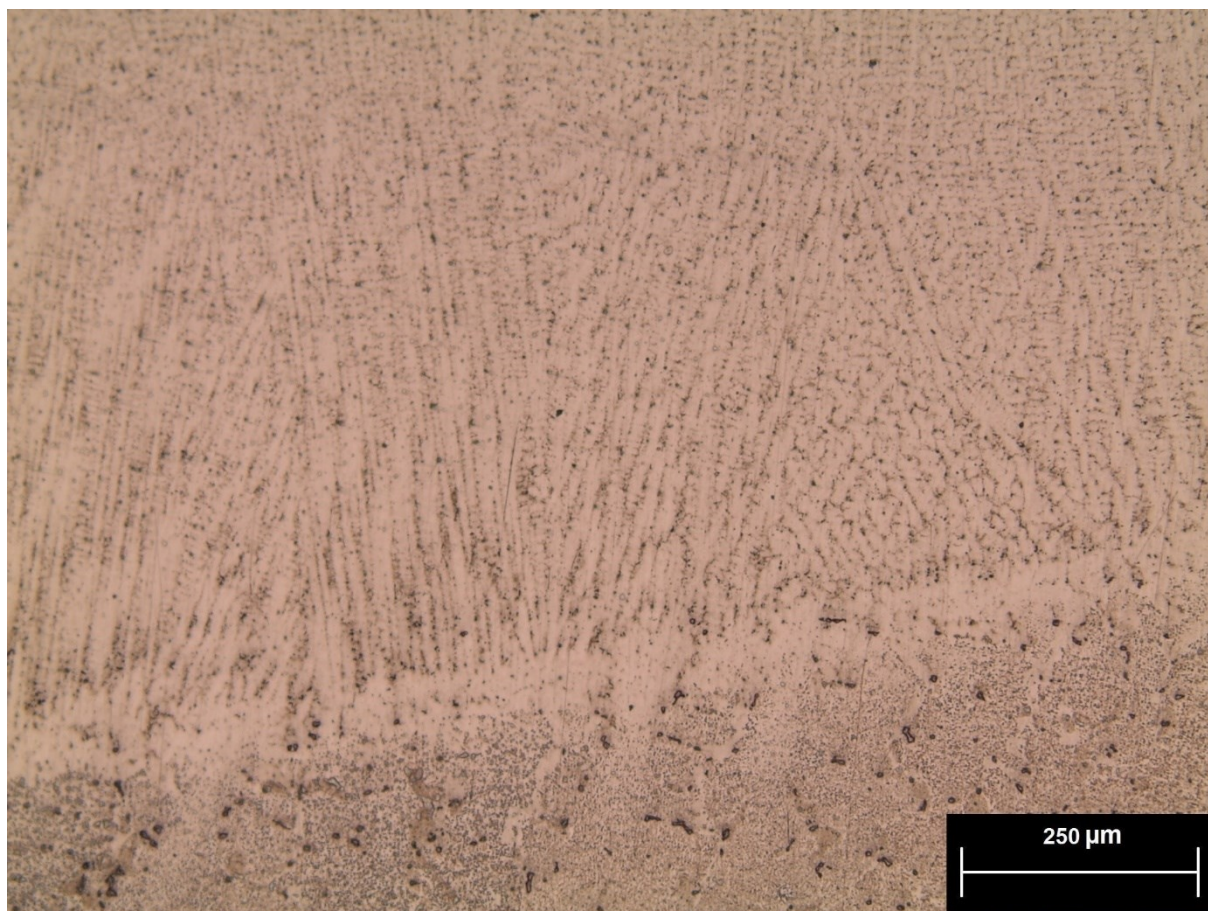


Figura B - 3: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS.

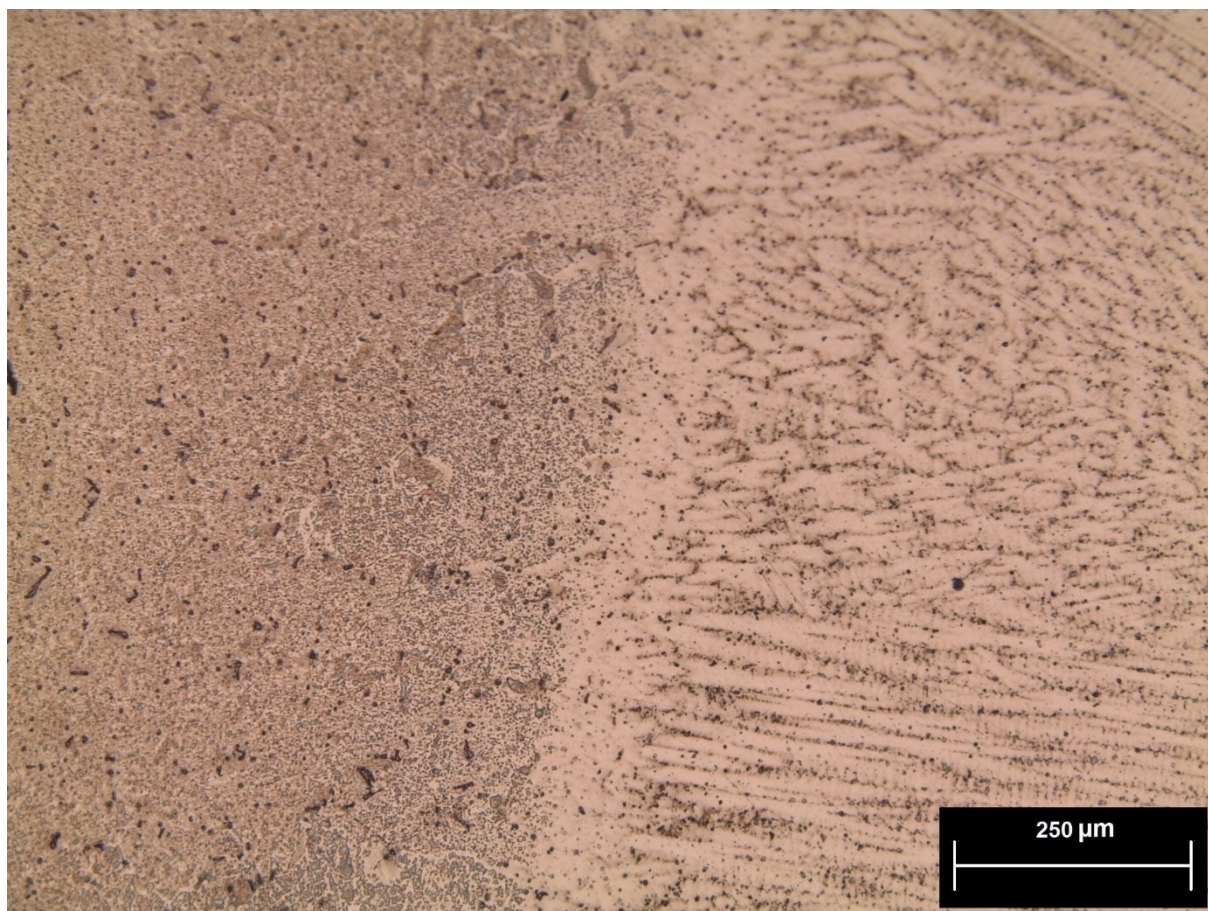


Figura B - 4: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS.

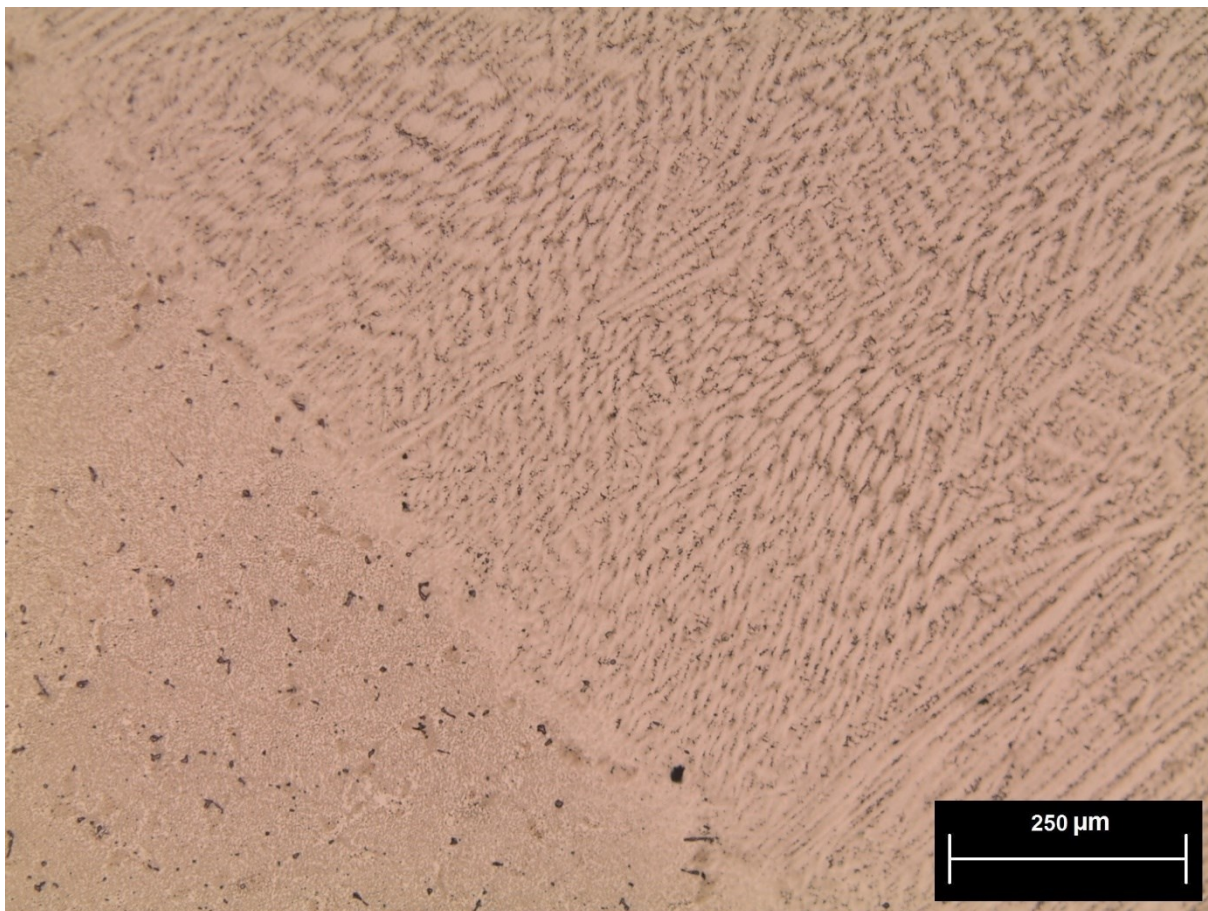


Figura B - 5: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS.

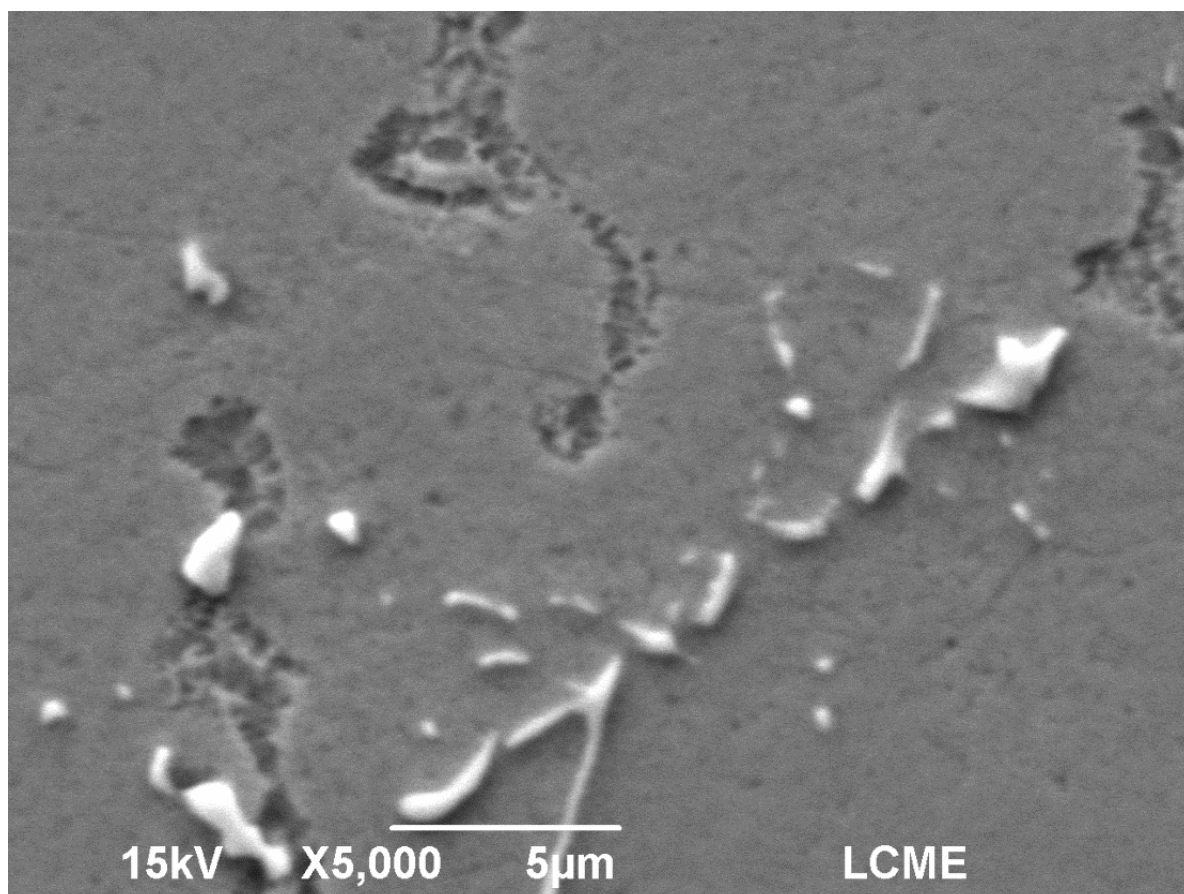


Figura B - 6: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS, região da ZF

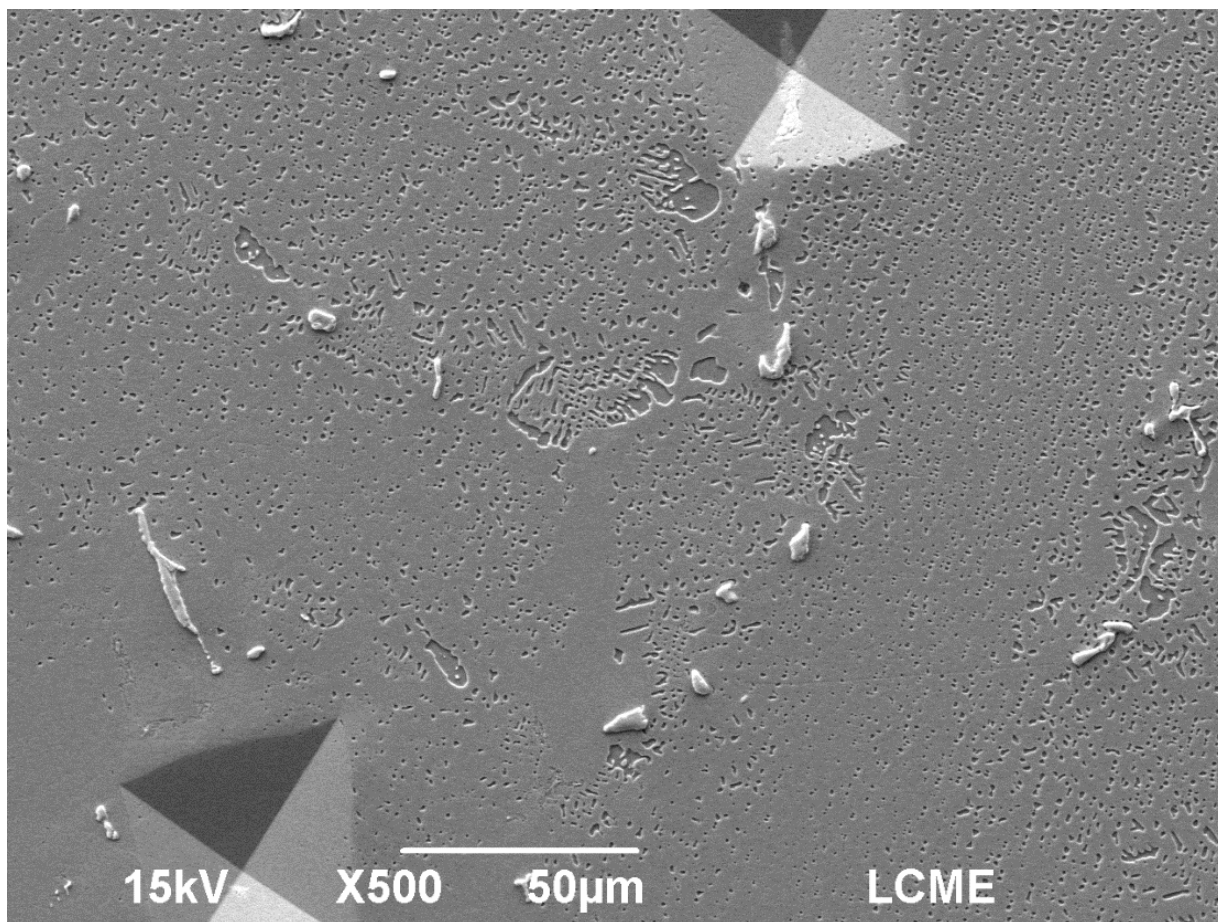


Figura B - 7: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS, região da ZAC.

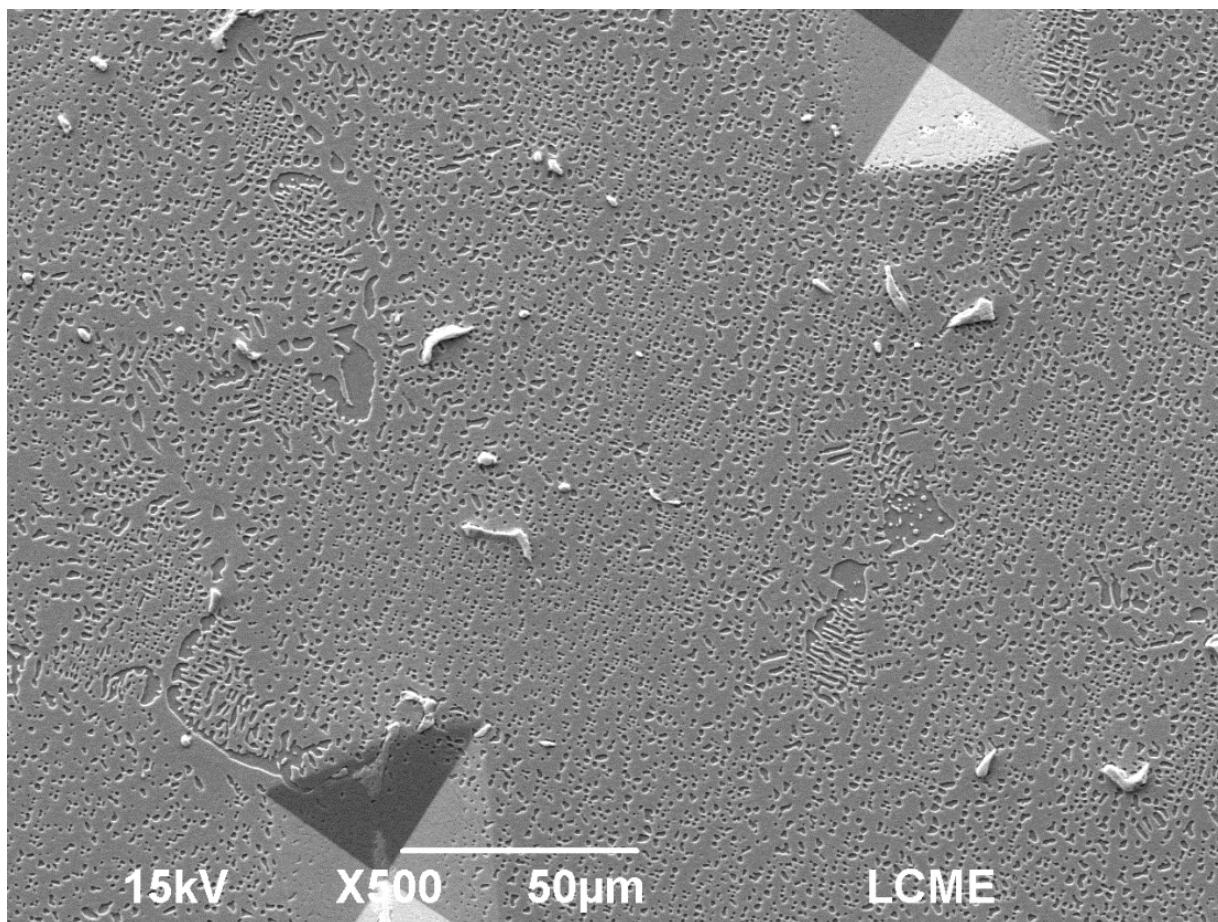


Figura B - 8: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e não submetido a TTPS, região do MB.



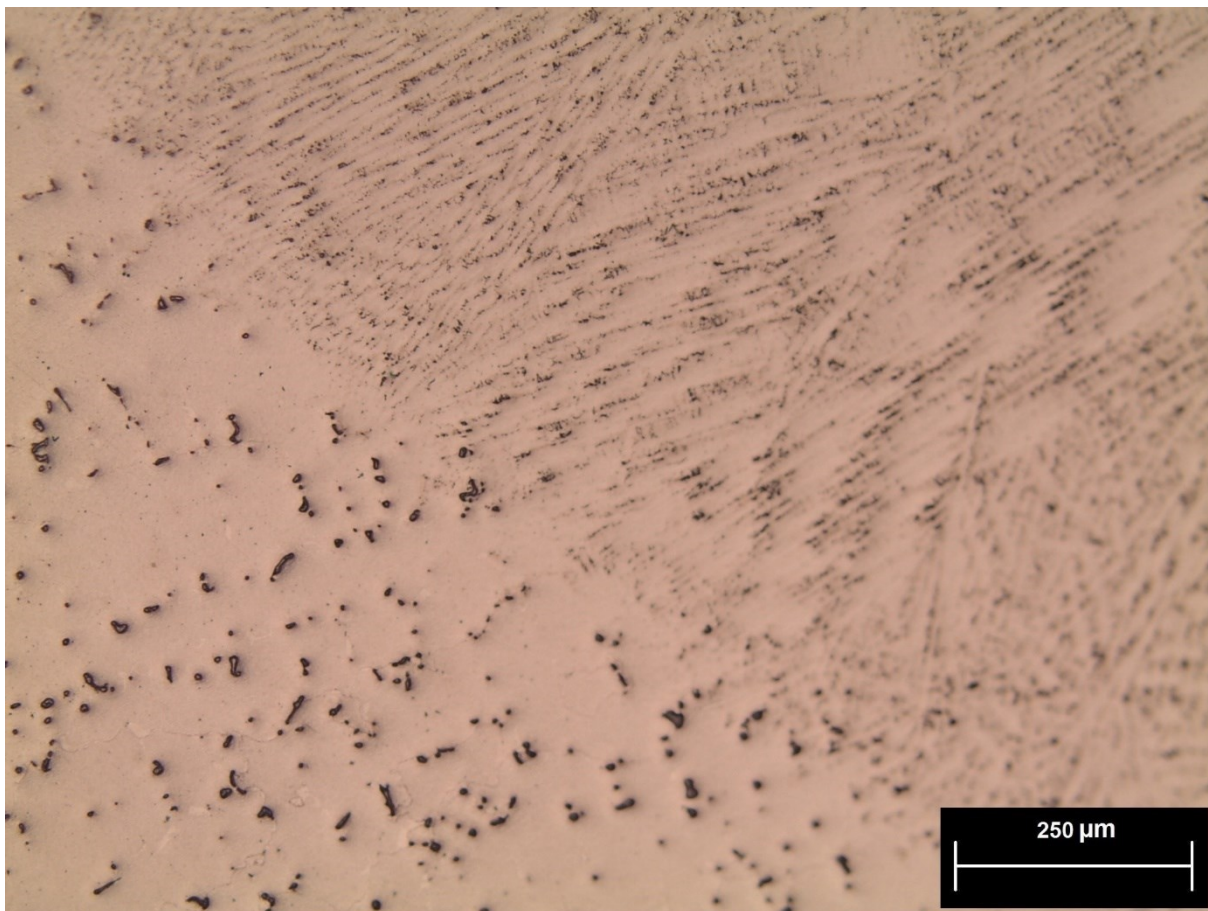


Figura B - 9: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação.

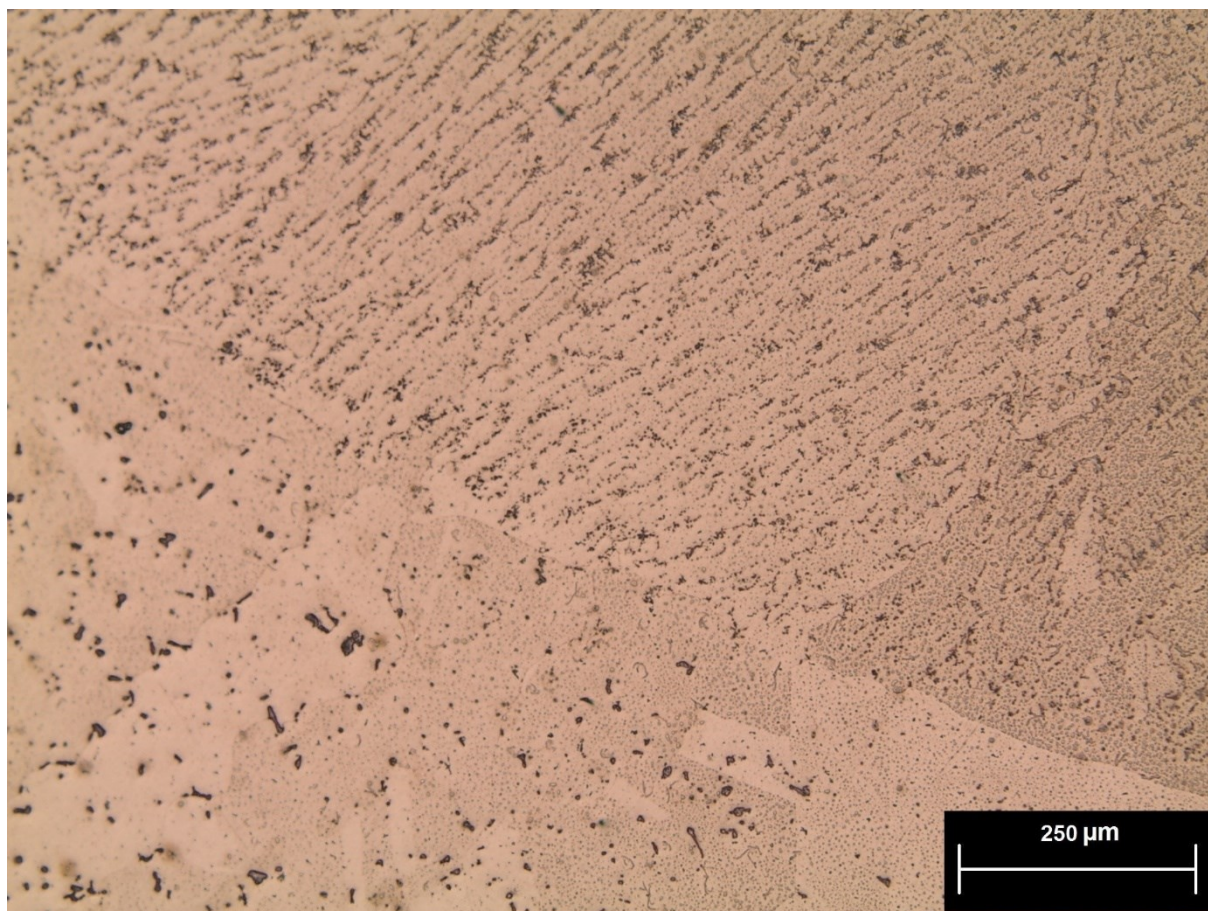


Figura B - 10: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação.

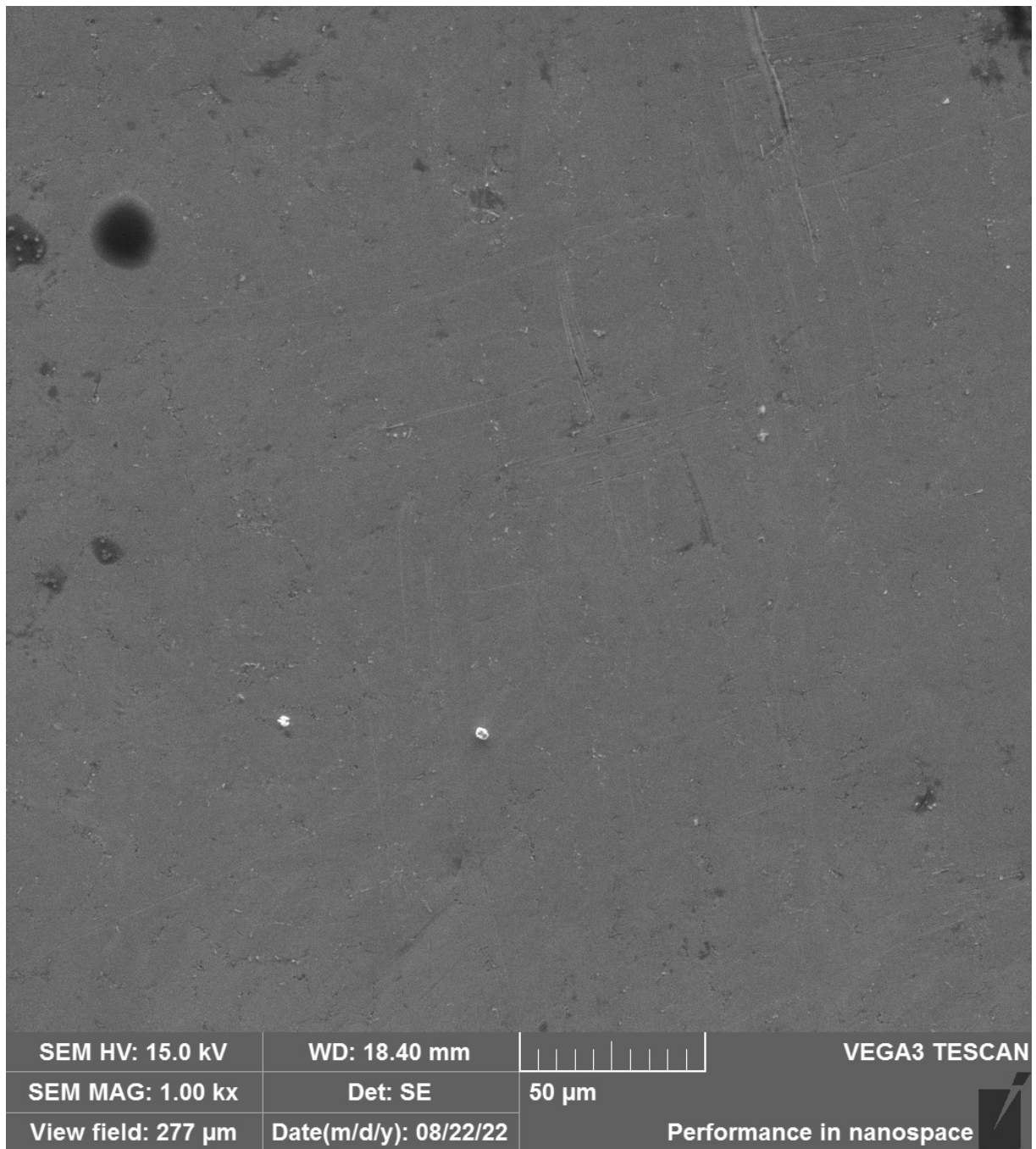


Figura B - 11: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região da ZF.

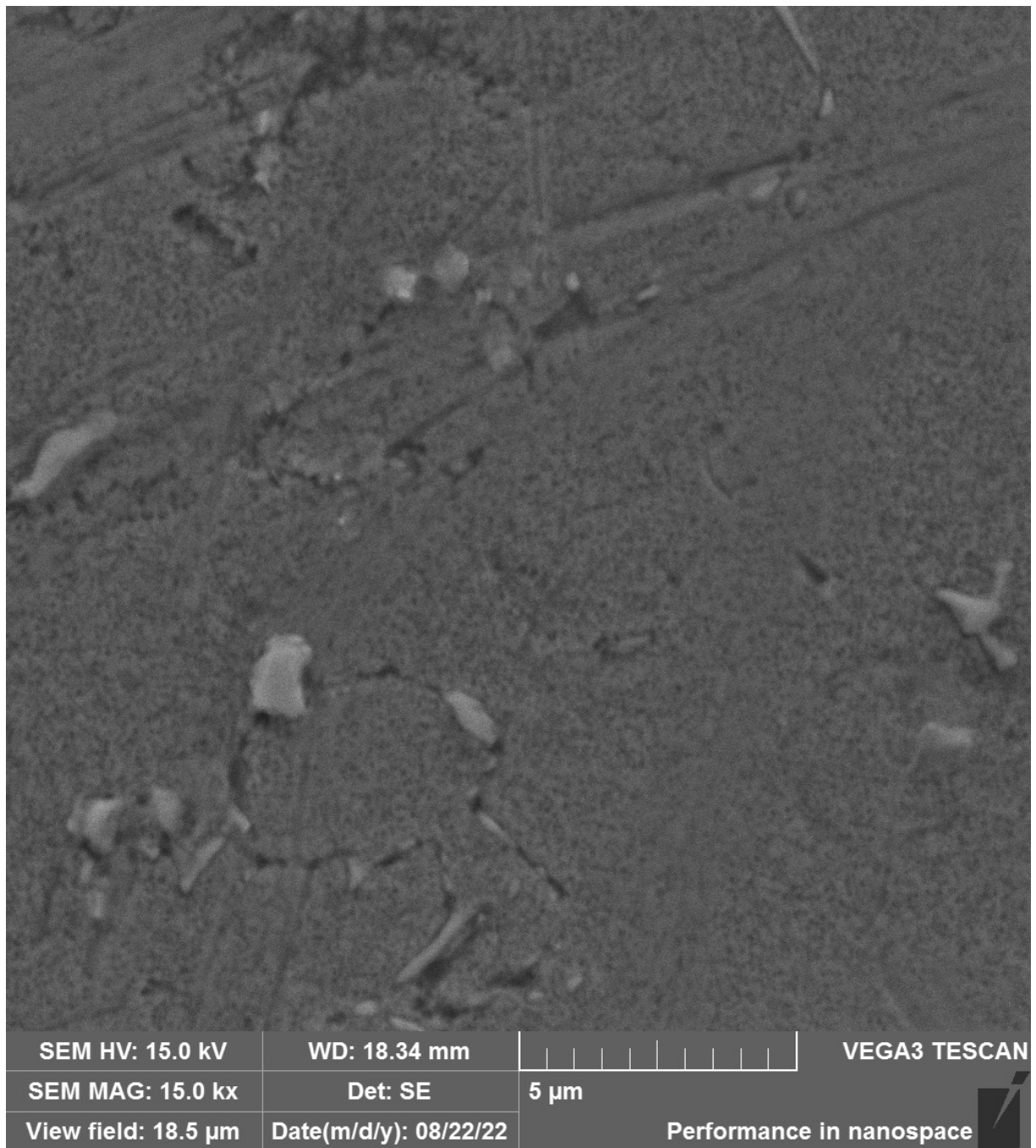


Figura B - 12: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região da ZF.

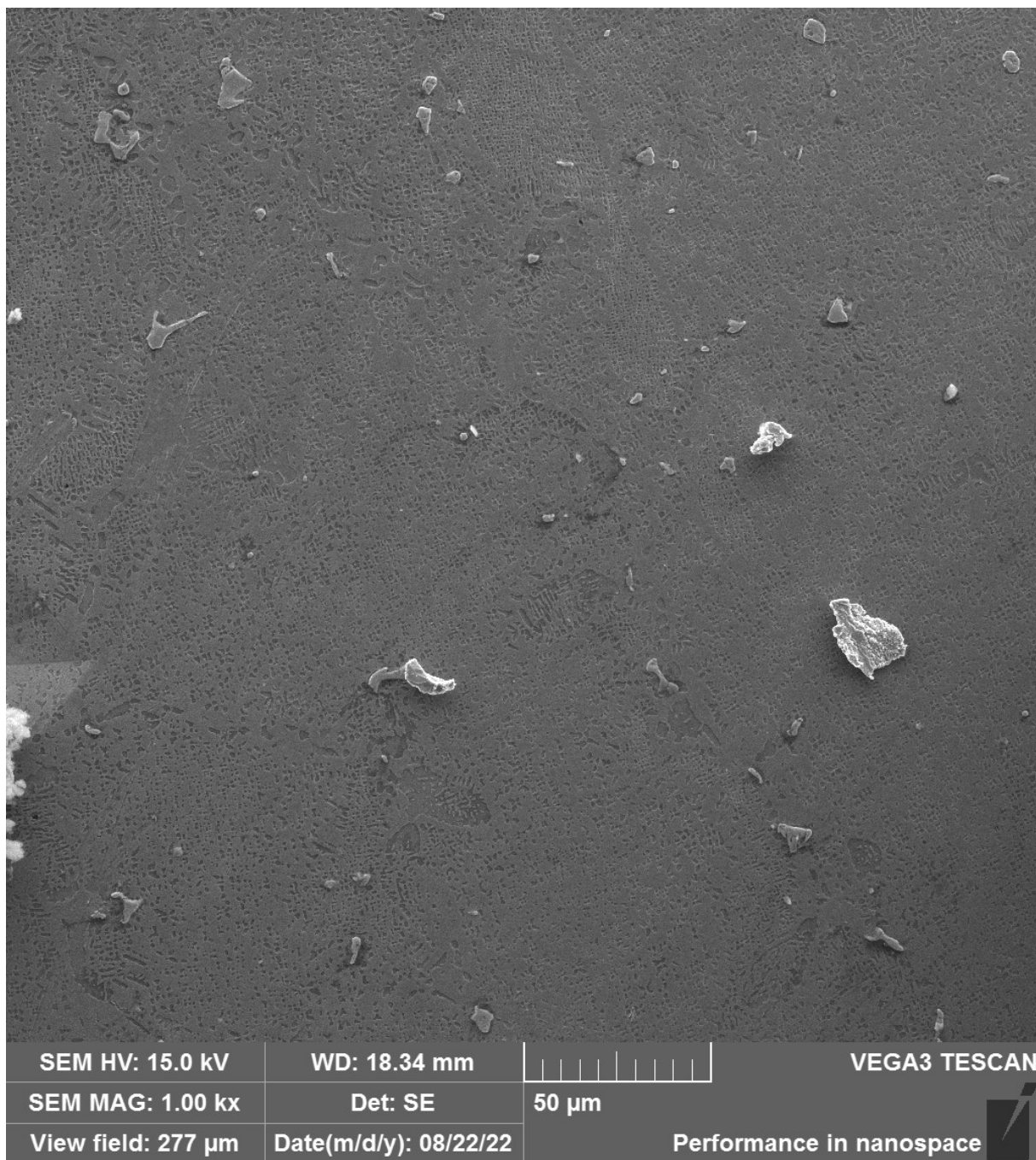


Figura B - 13: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região da ZAC.

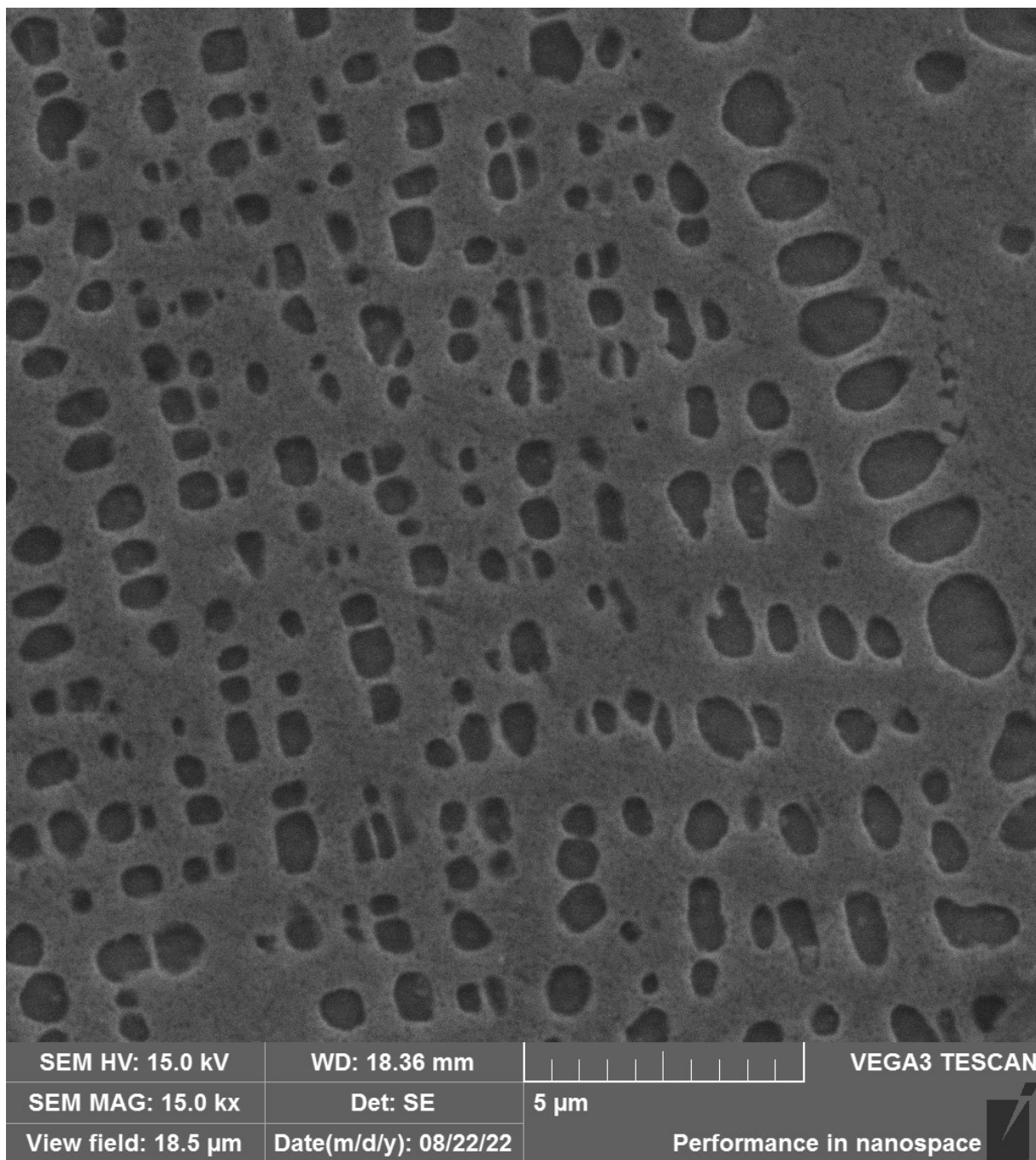


Figura B - 14: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região da ZAC.

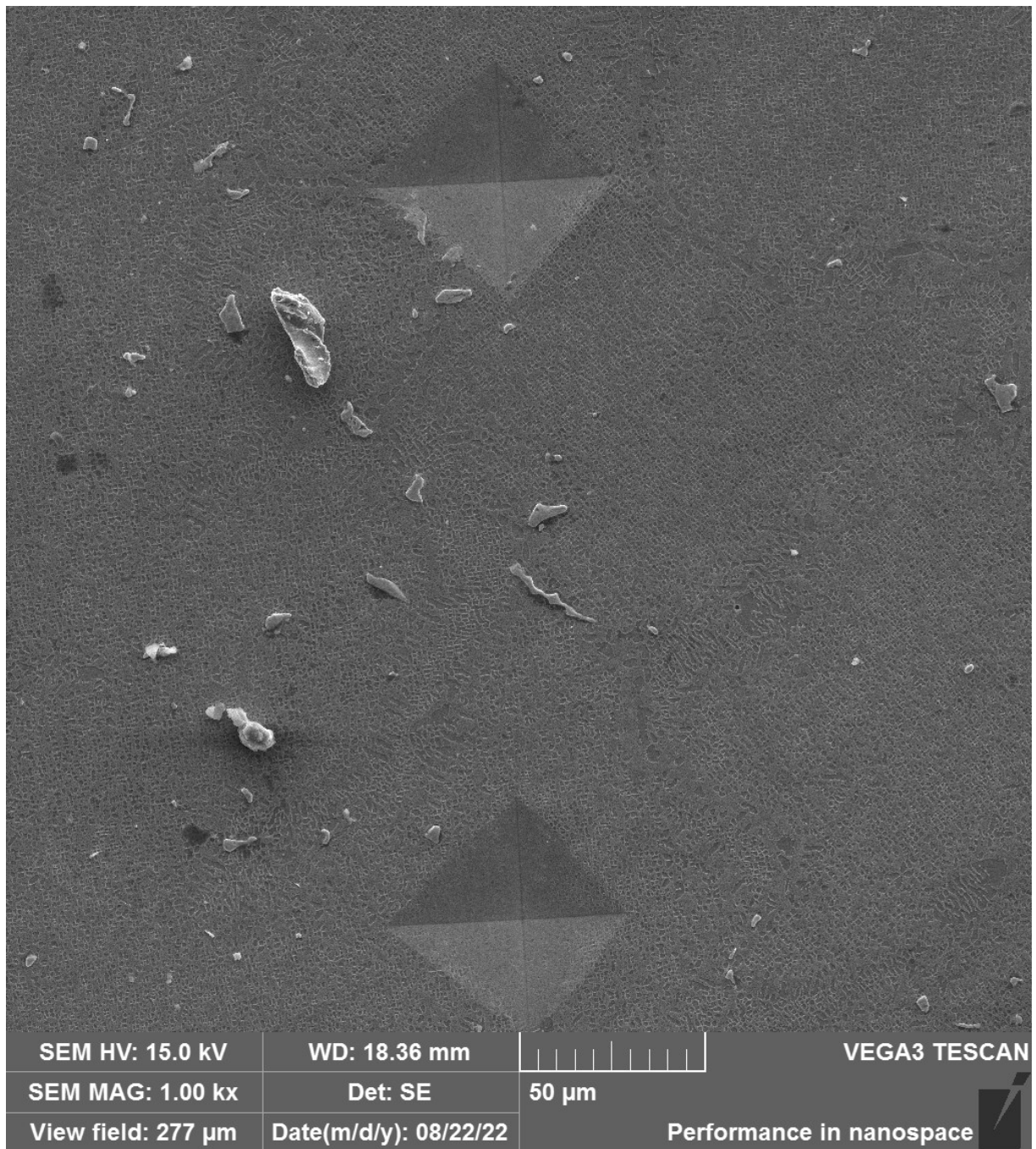


Figura B - 15: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região do MB.

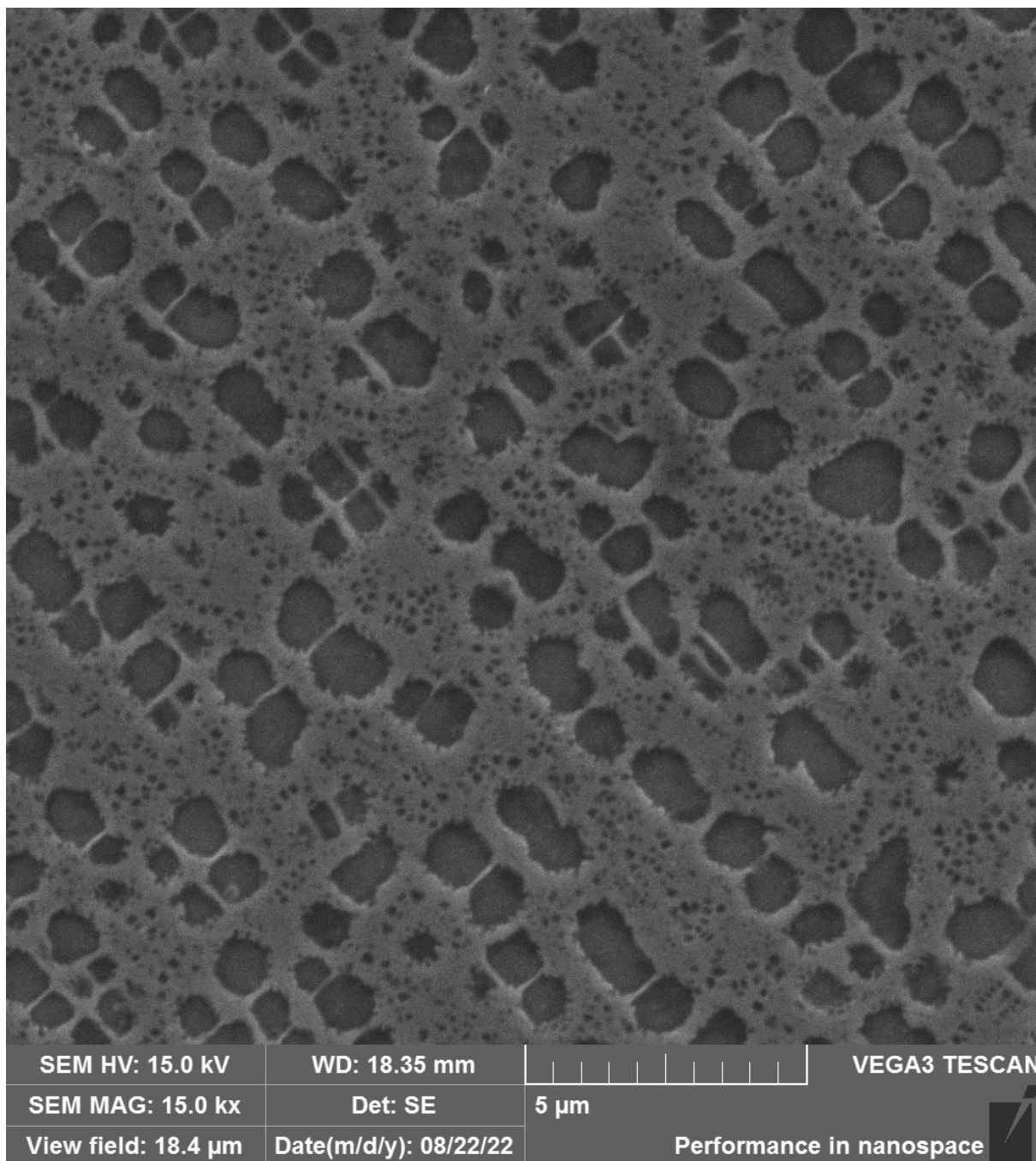


Figura B - 16: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação, região do MB.



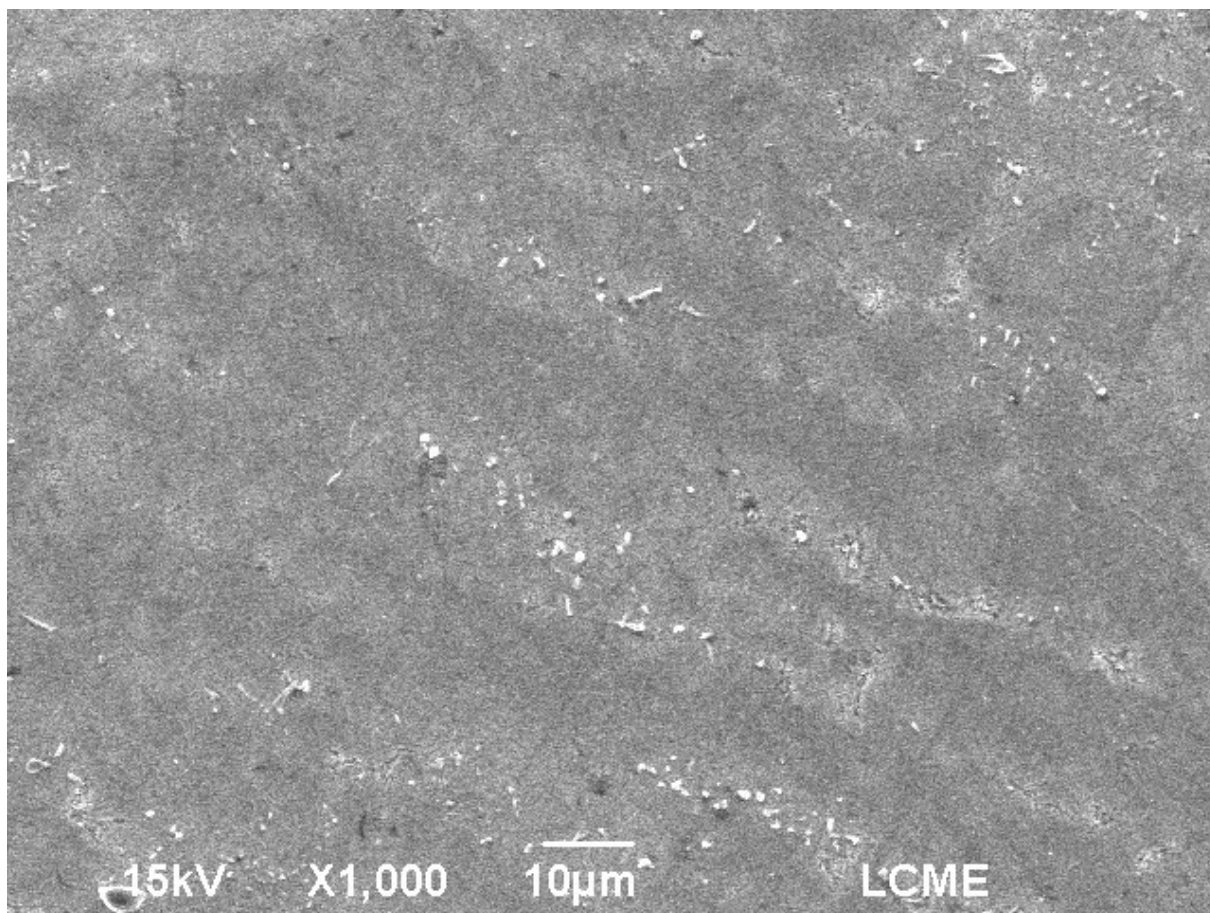


Figura B - 17: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação.

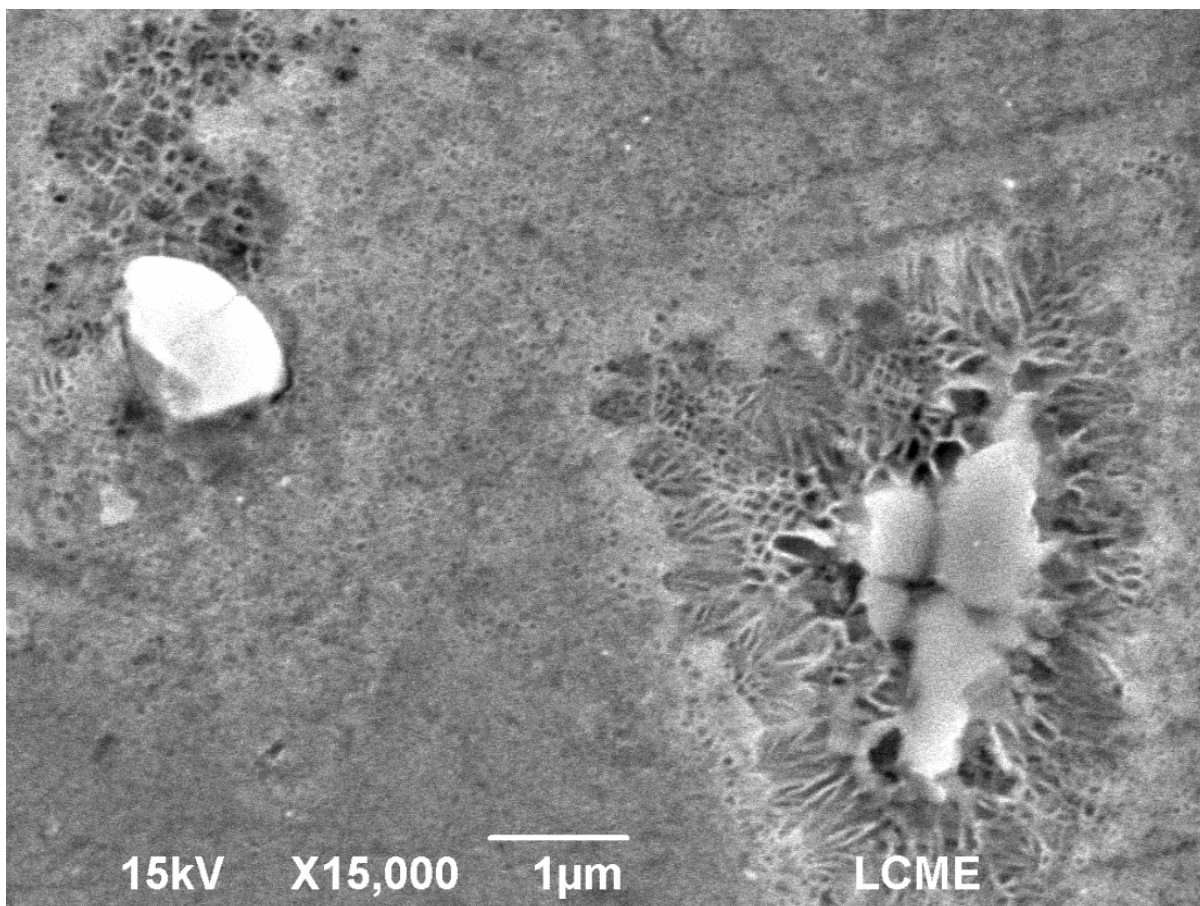


Figura B - 18: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de precipitação.

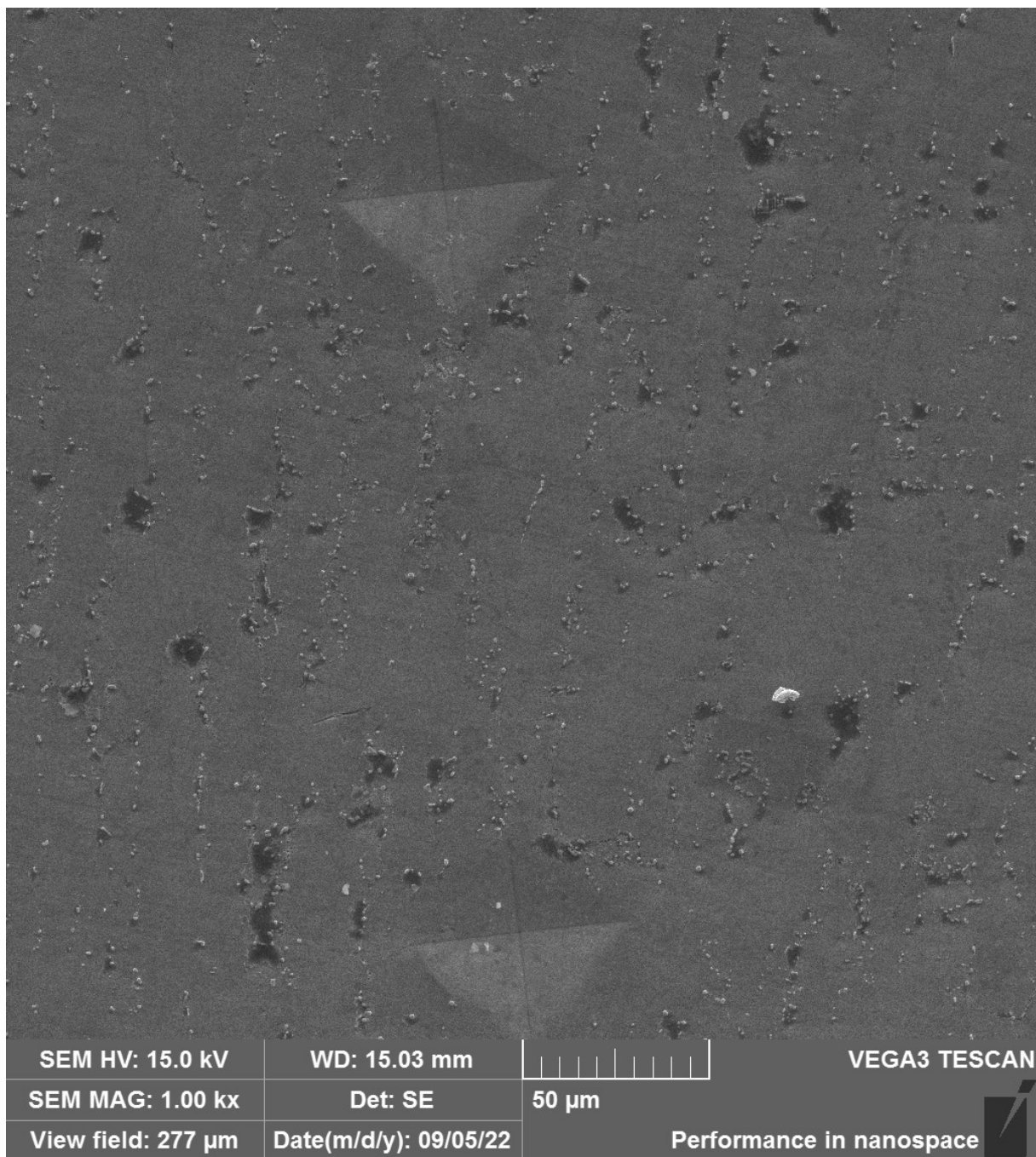


Figura B - 19: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.

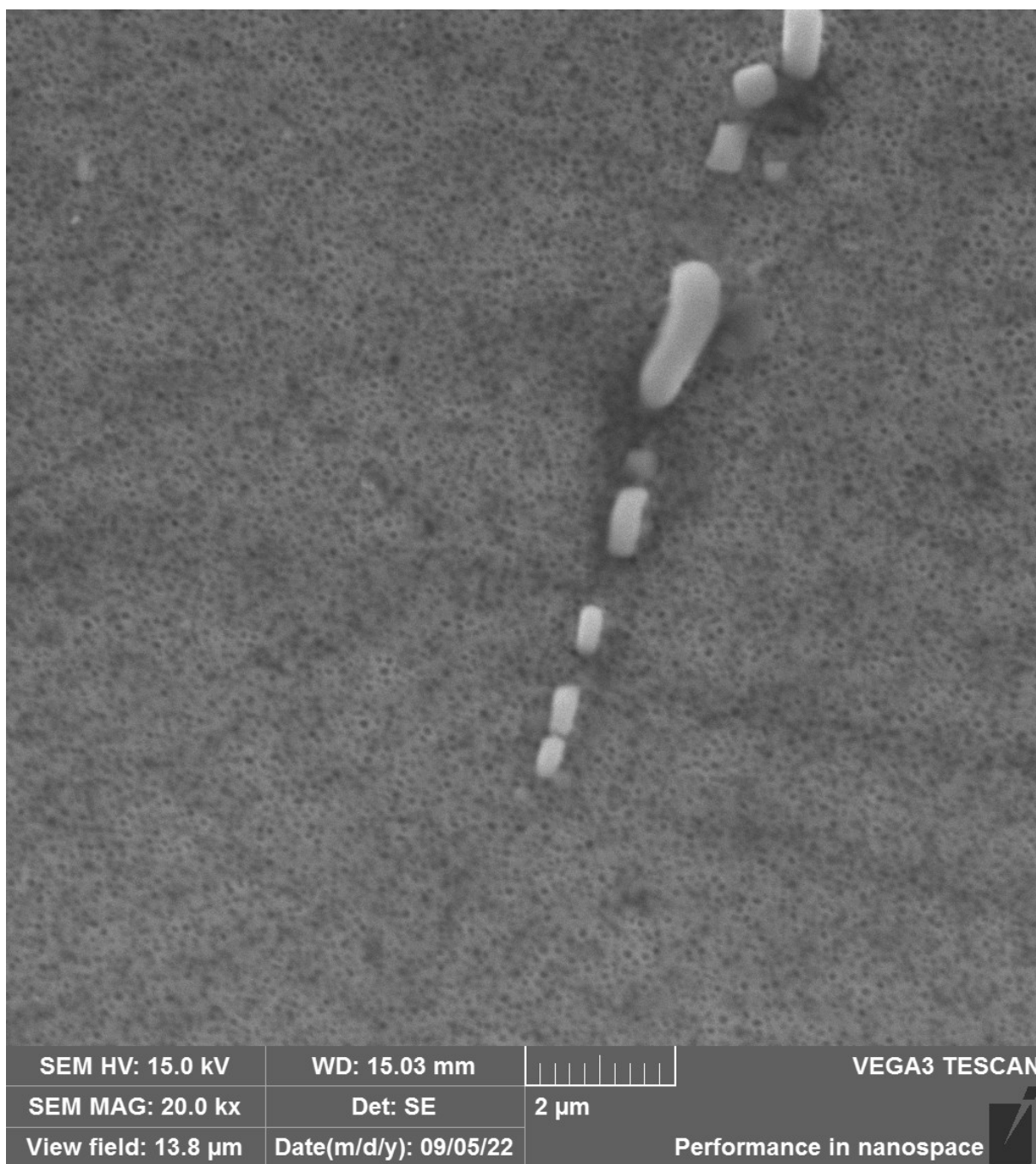


Figura B - 20: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.

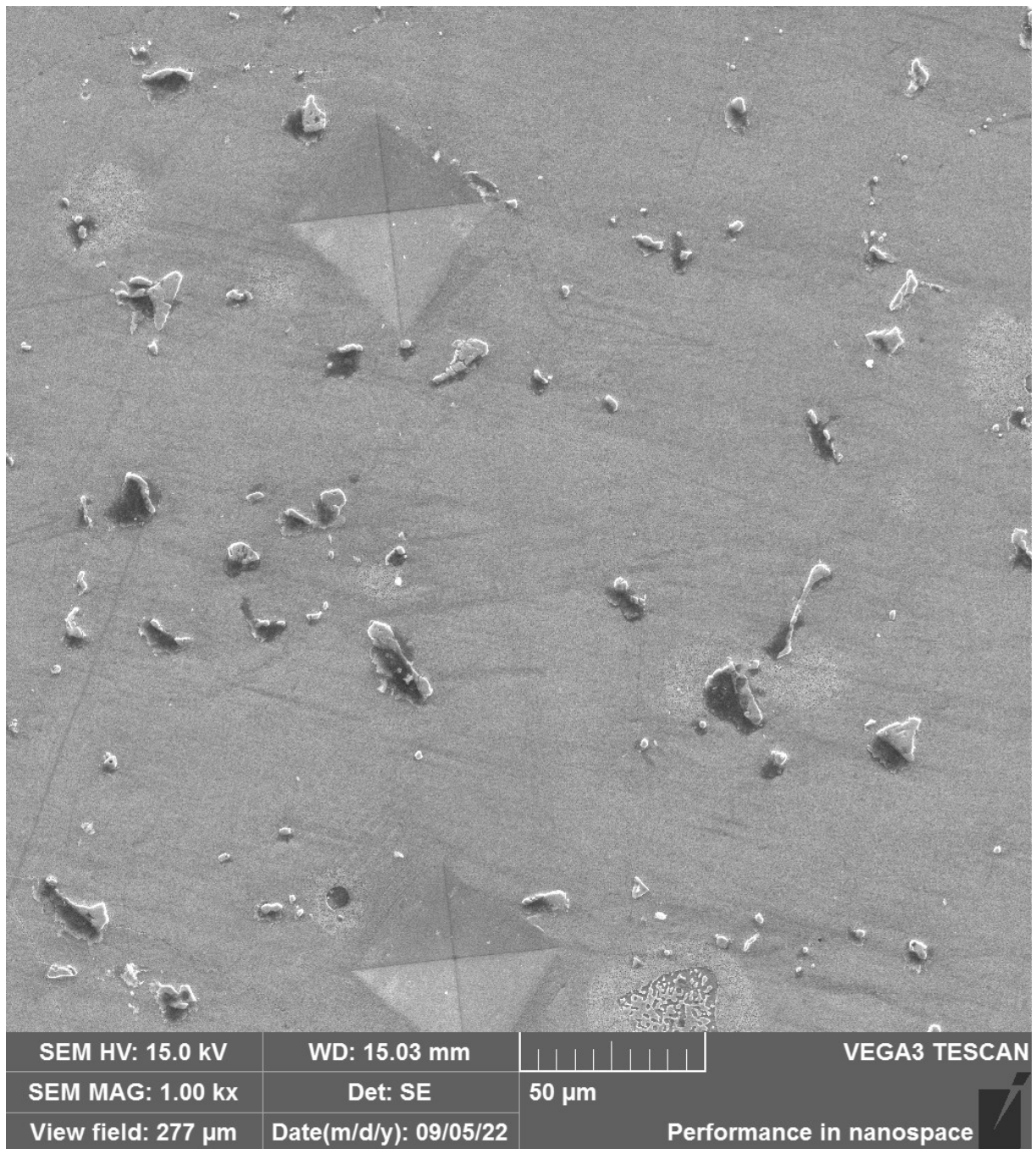


Figura B - 21: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.

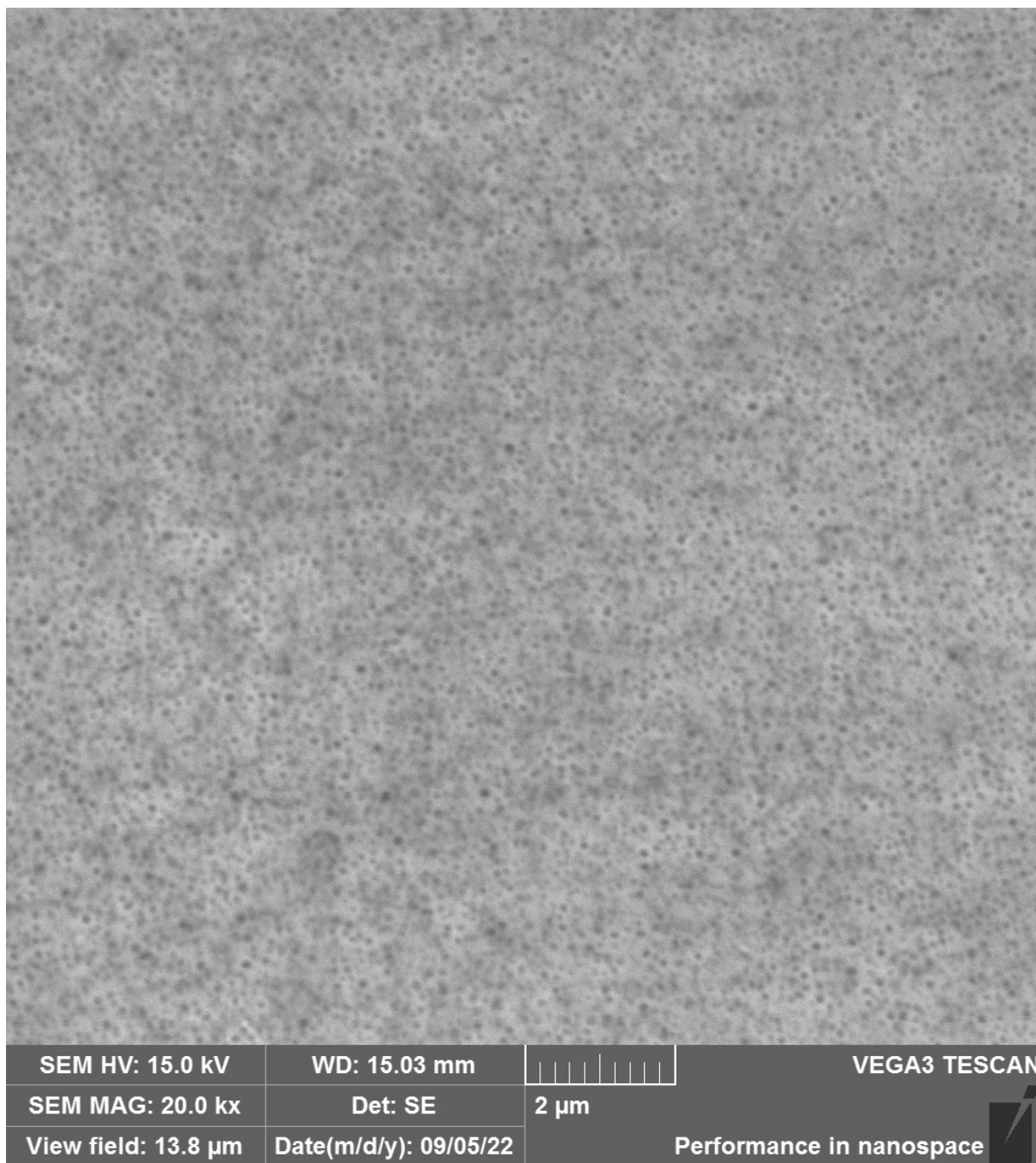


Figura B - 22: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.

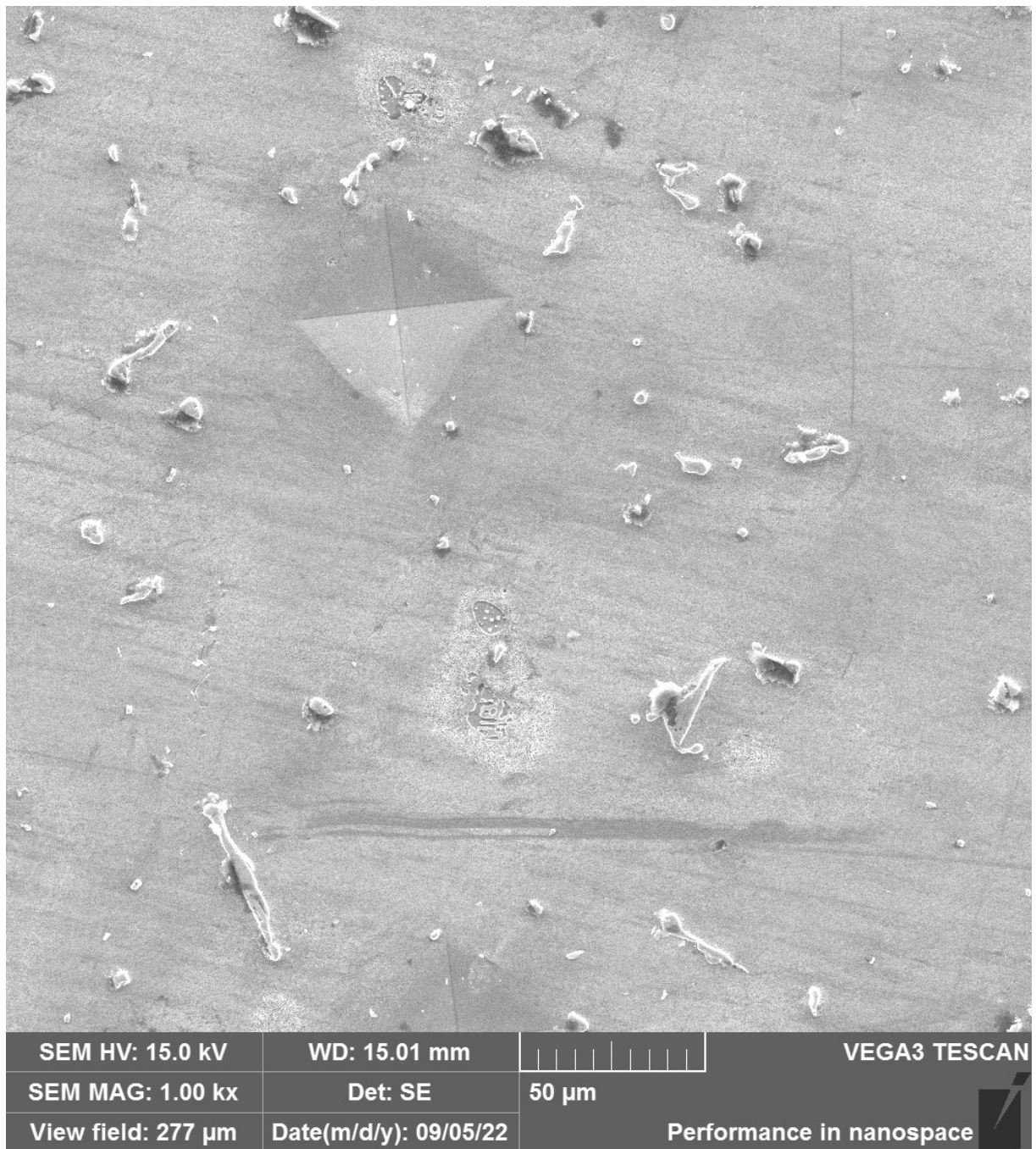


Figura B - 23: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.

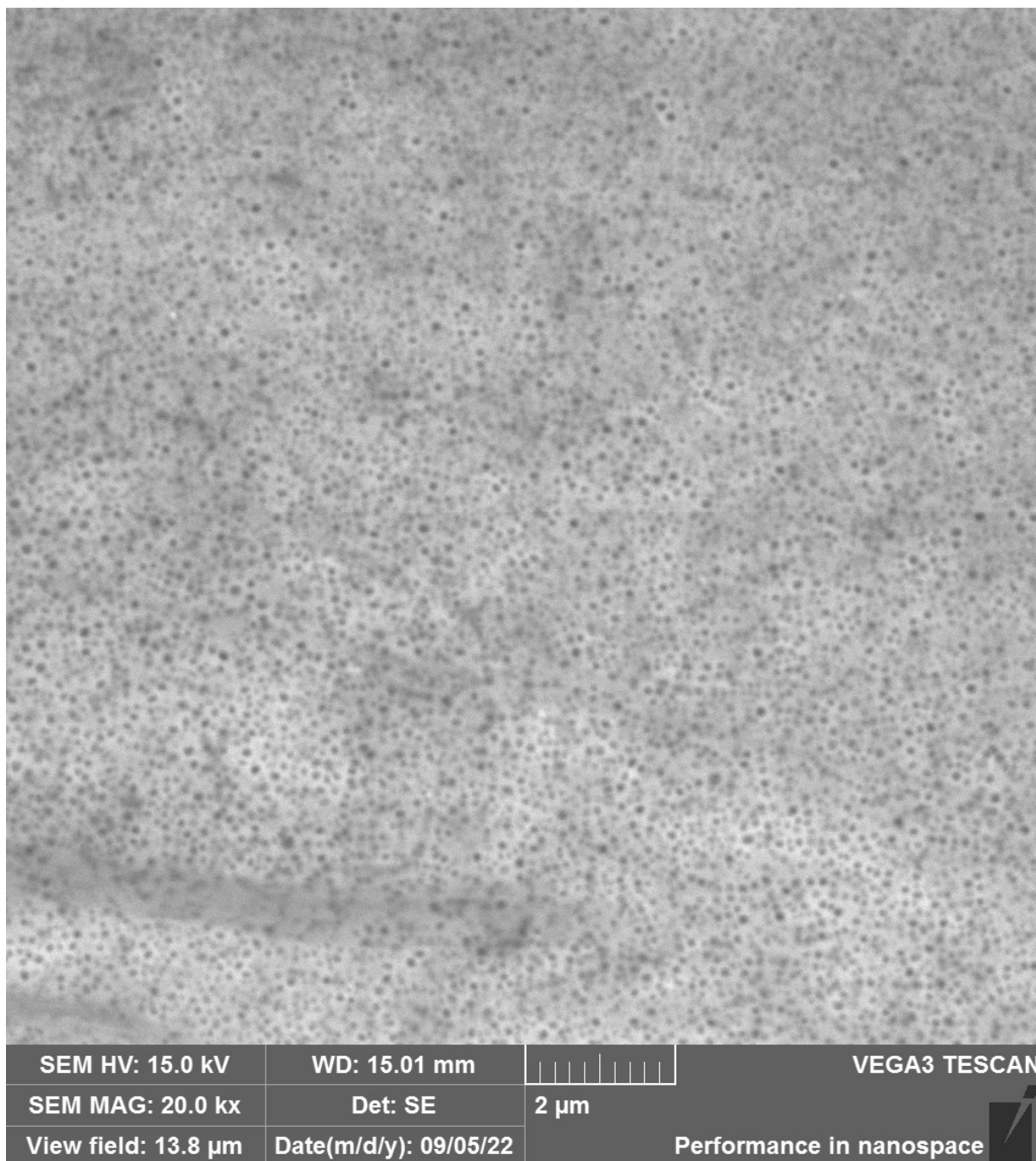


Figura B - 24: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado como fornecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.



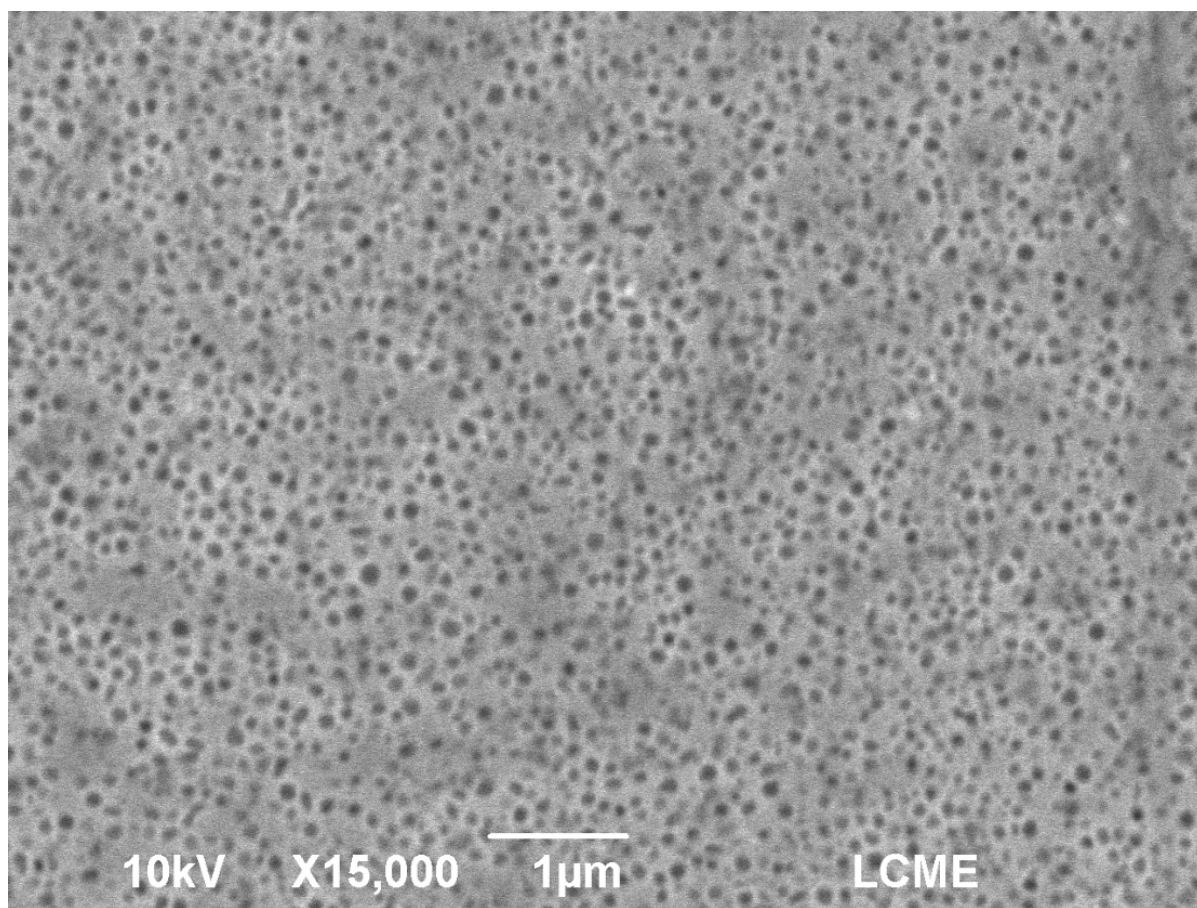


Figura B - 25: Imagem de MEV, material solubilizado.

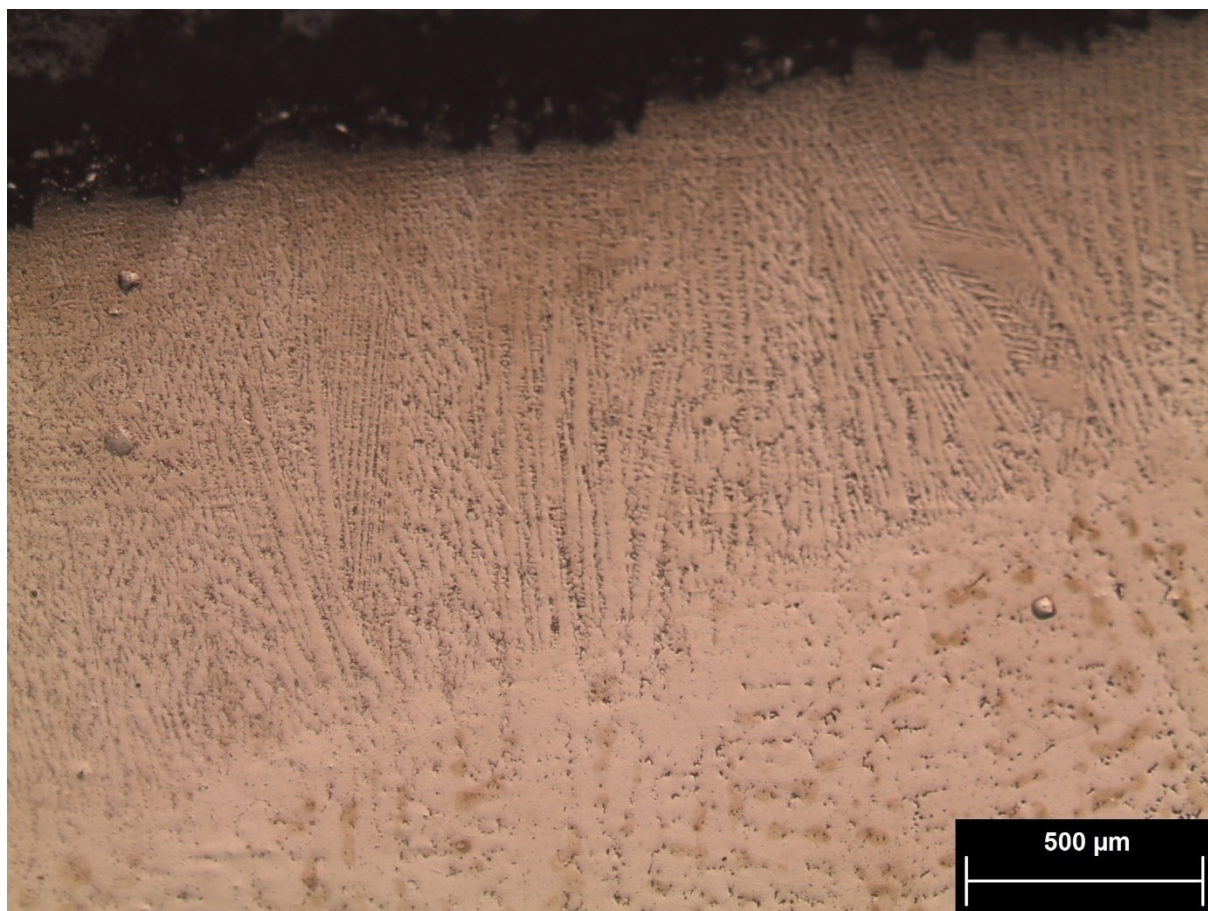


Figura B - 26: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação.

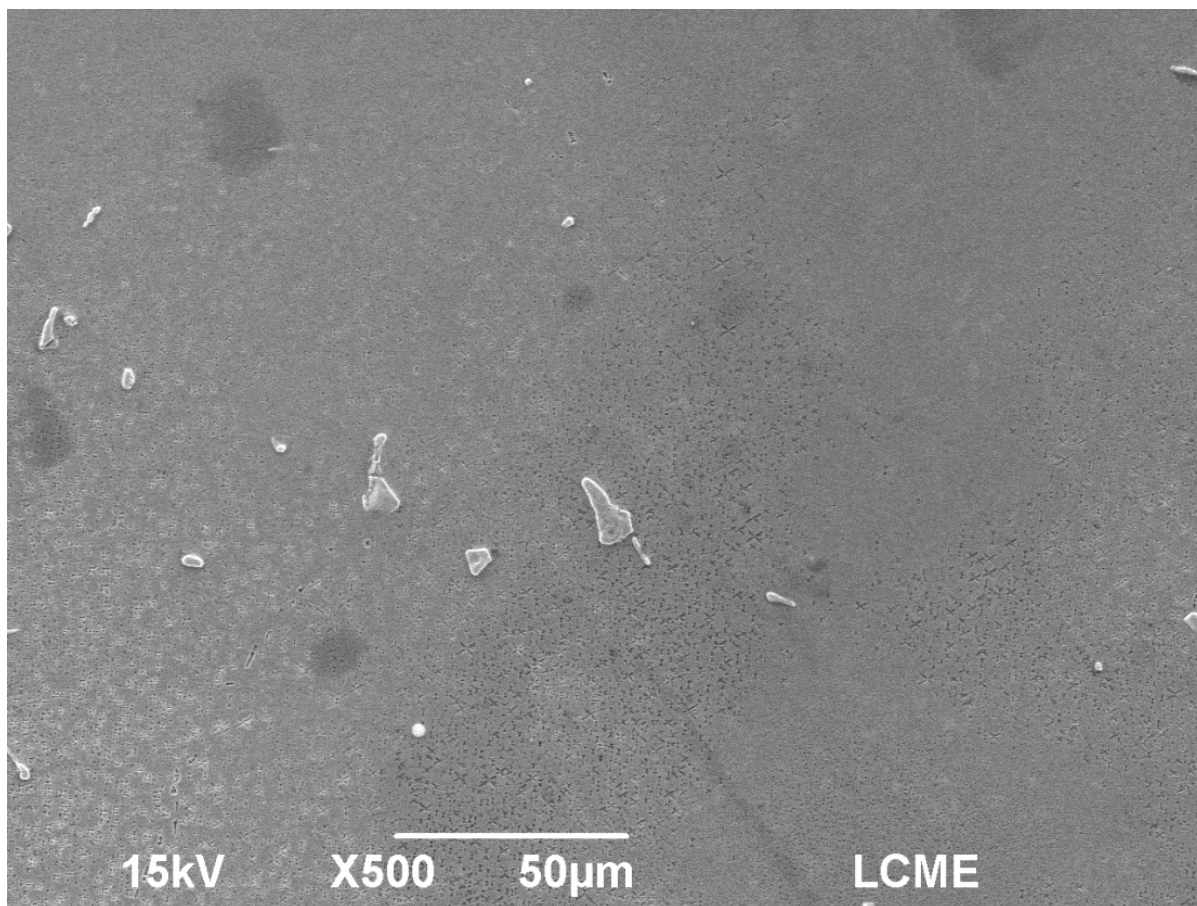


Figura B - 27: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região da ZF.

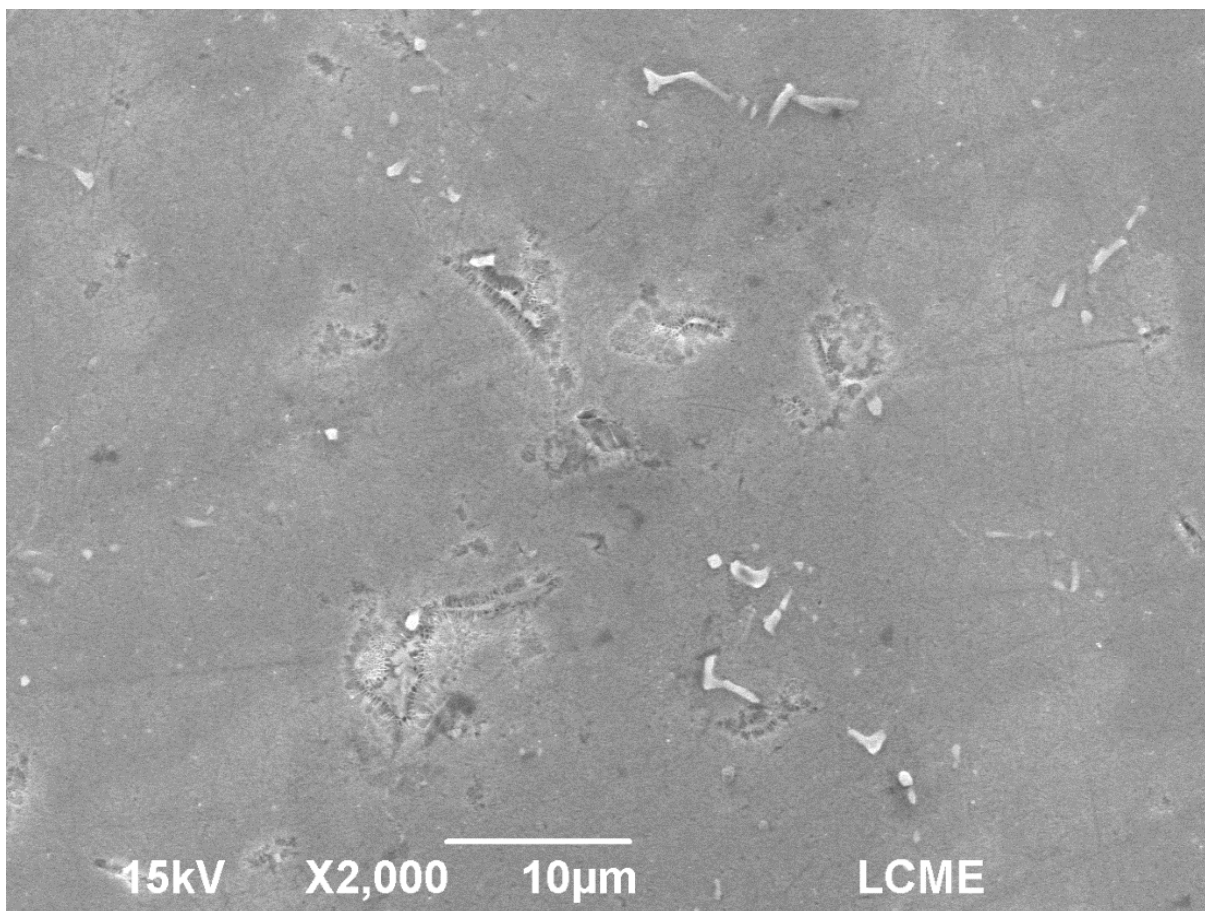


Figura B - 28: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região da ZF.

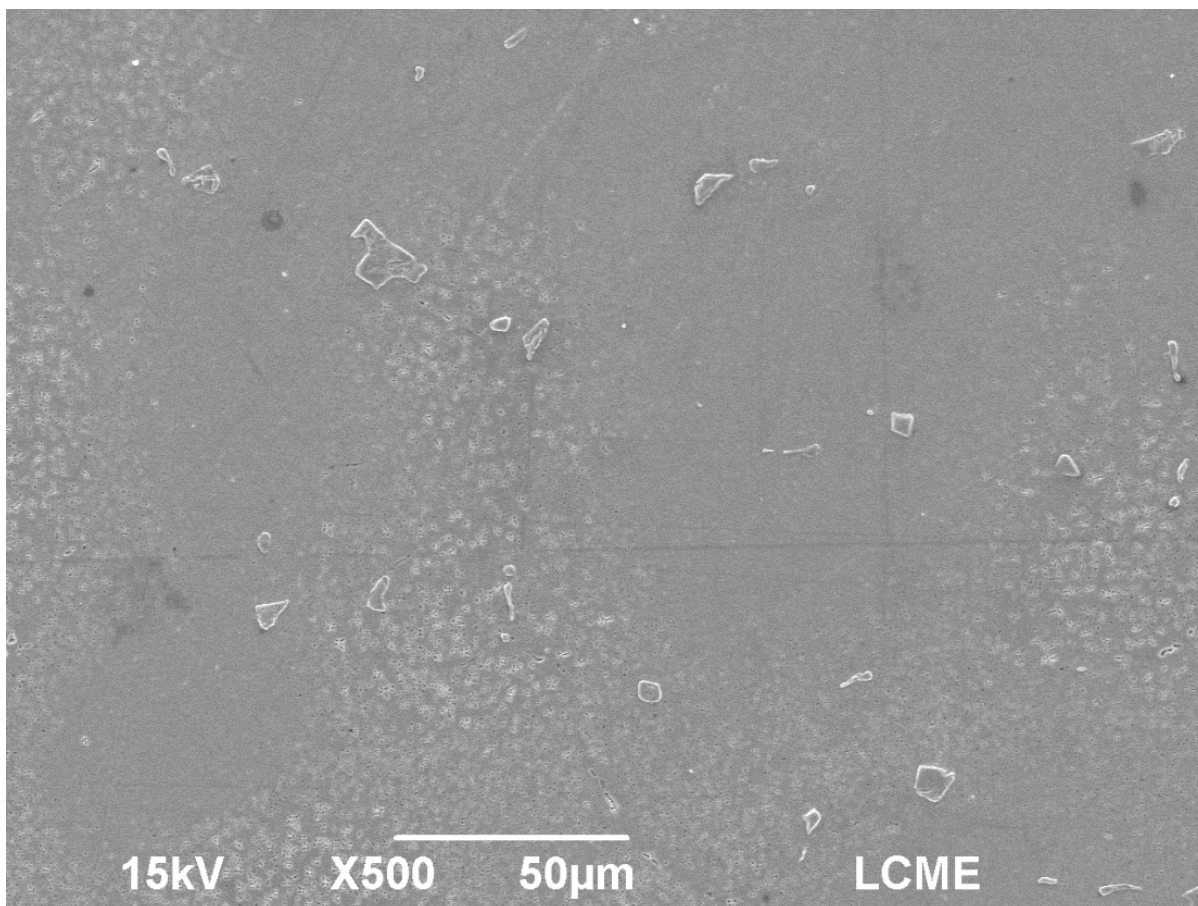


Figura B - 29: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região da ZAC.

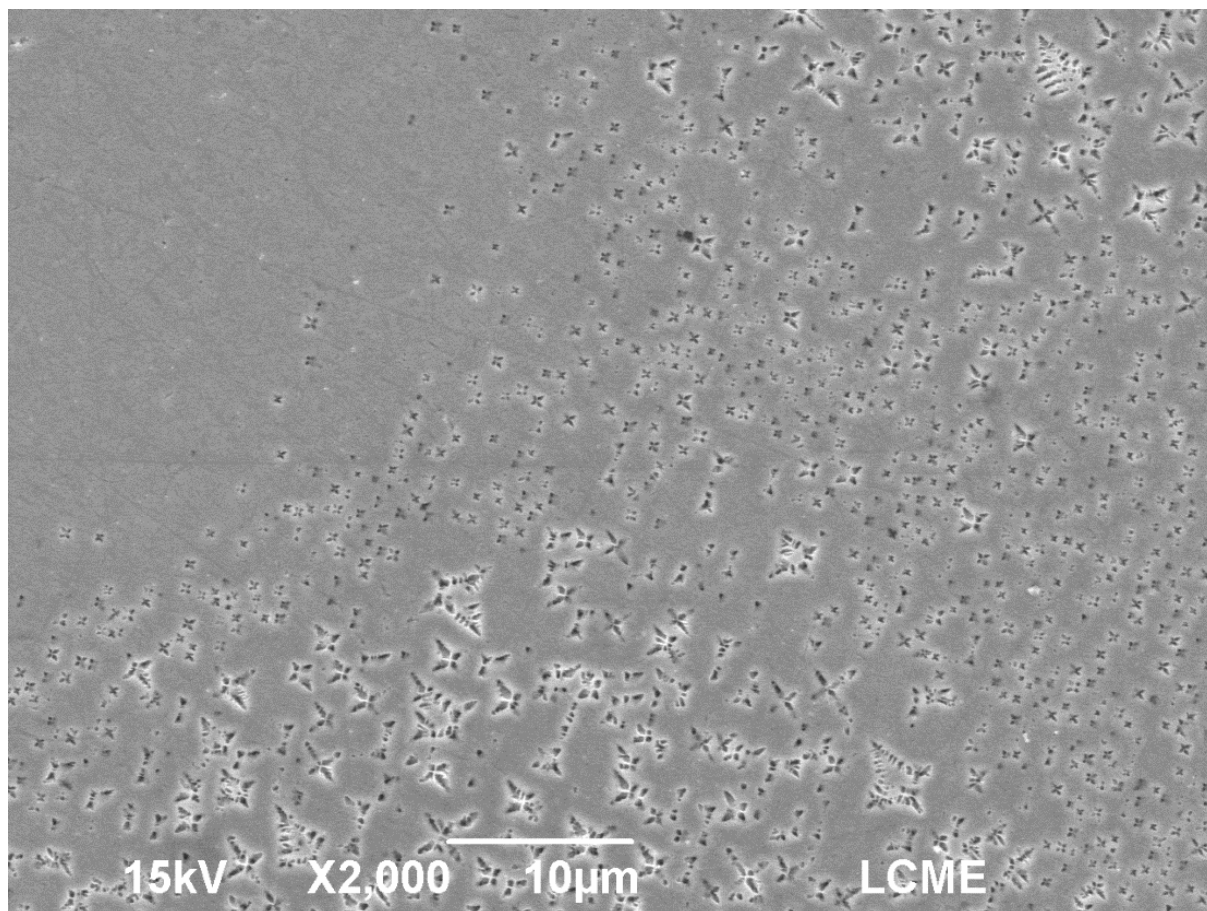


Figura B - 30: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região da ZAC.

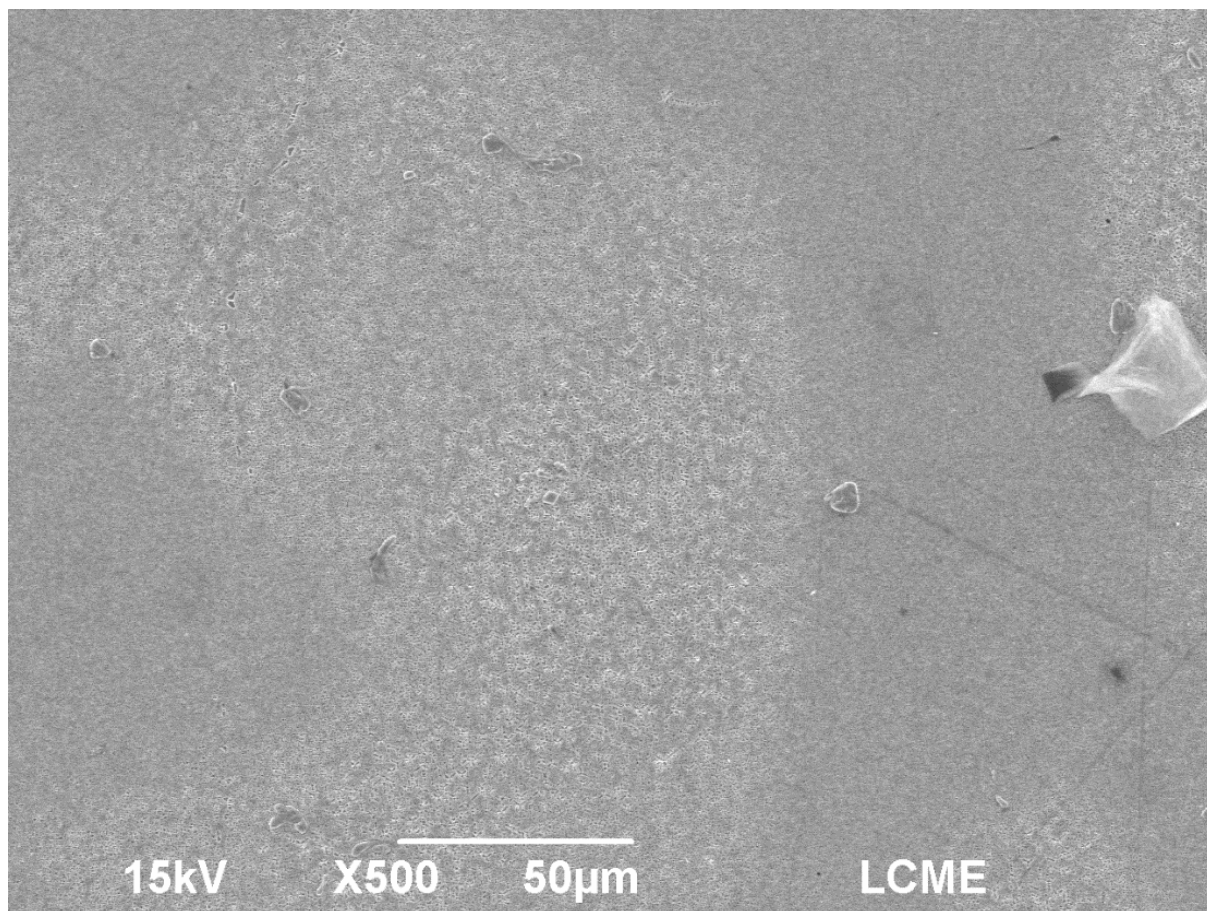


Figura B - 31: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região do MB.

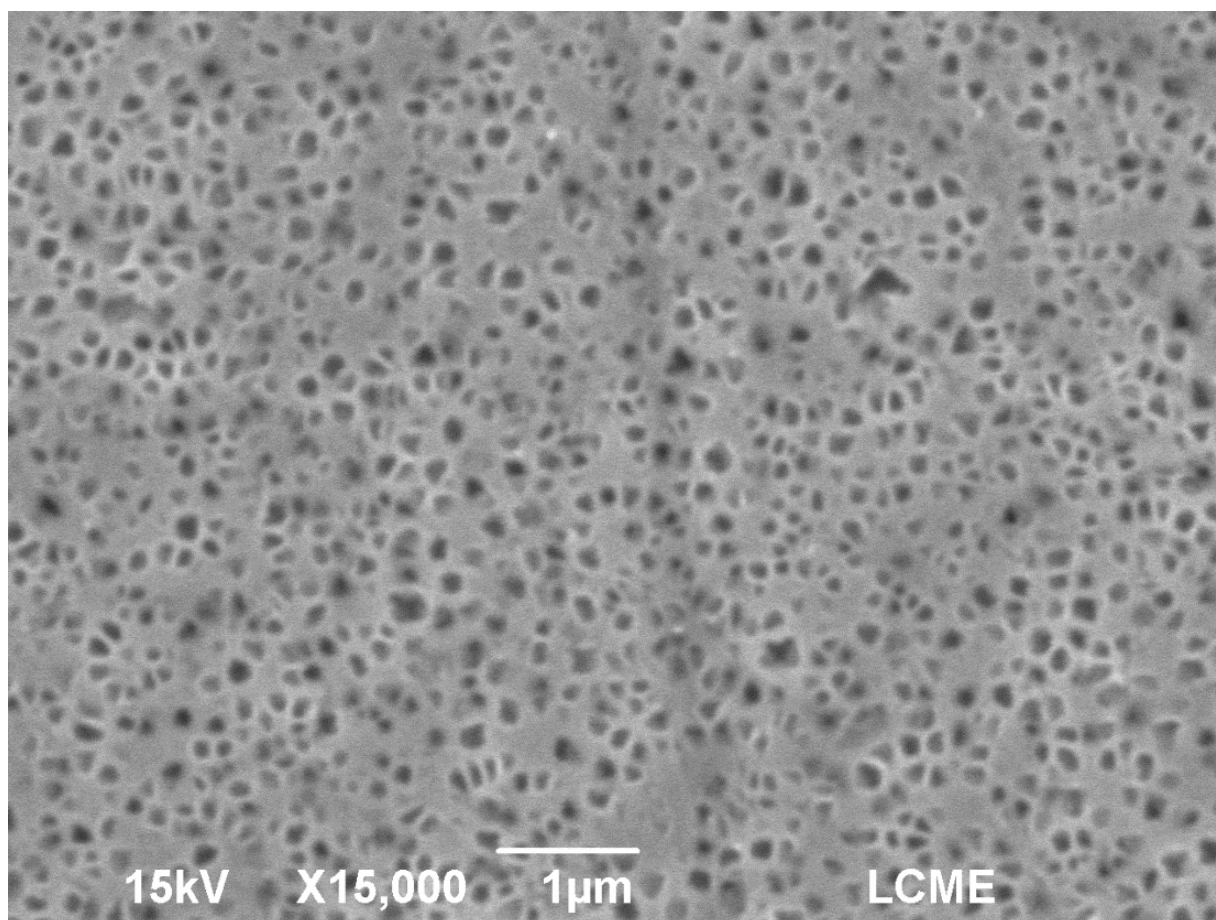


Figura B - 32: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS, região do MB.



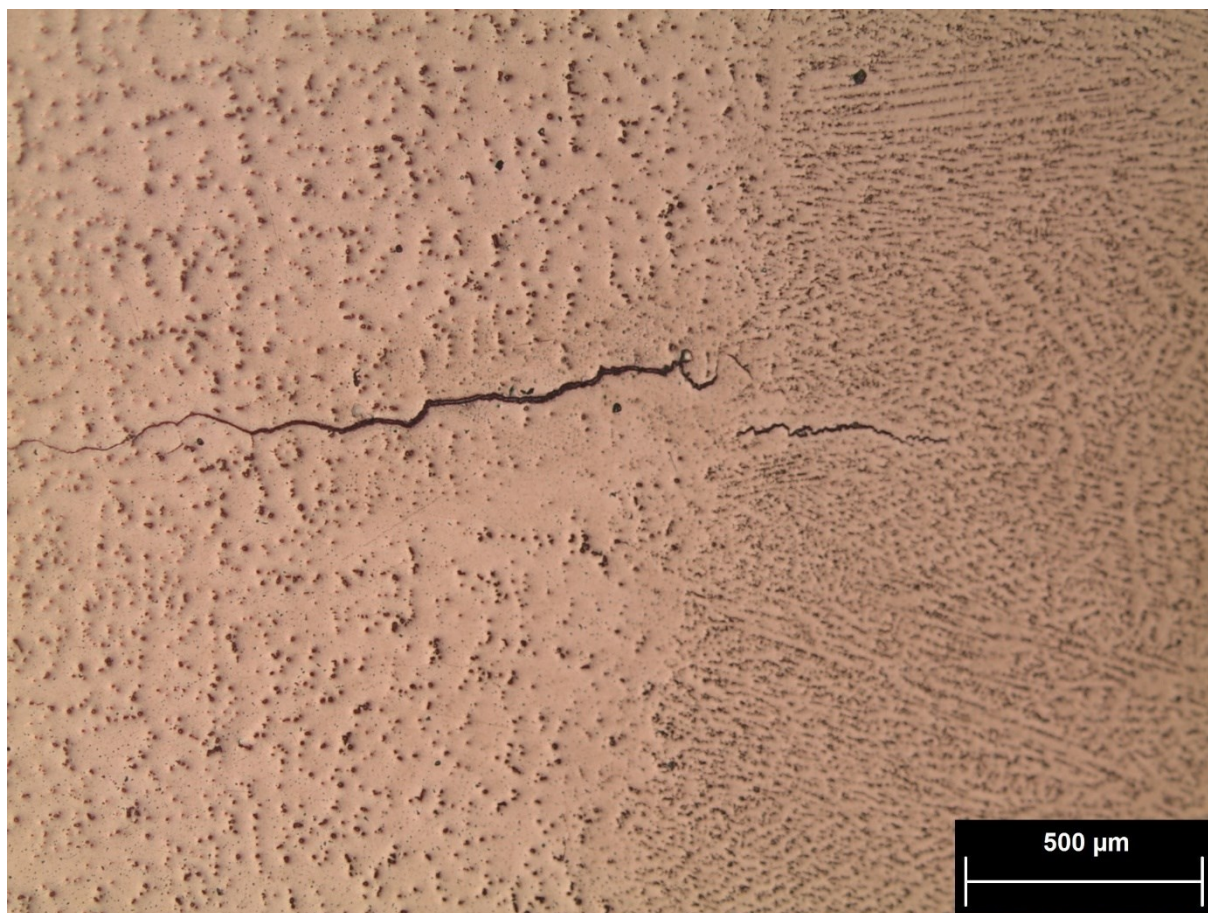


Figura B - 33: Imagem de MO, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS.

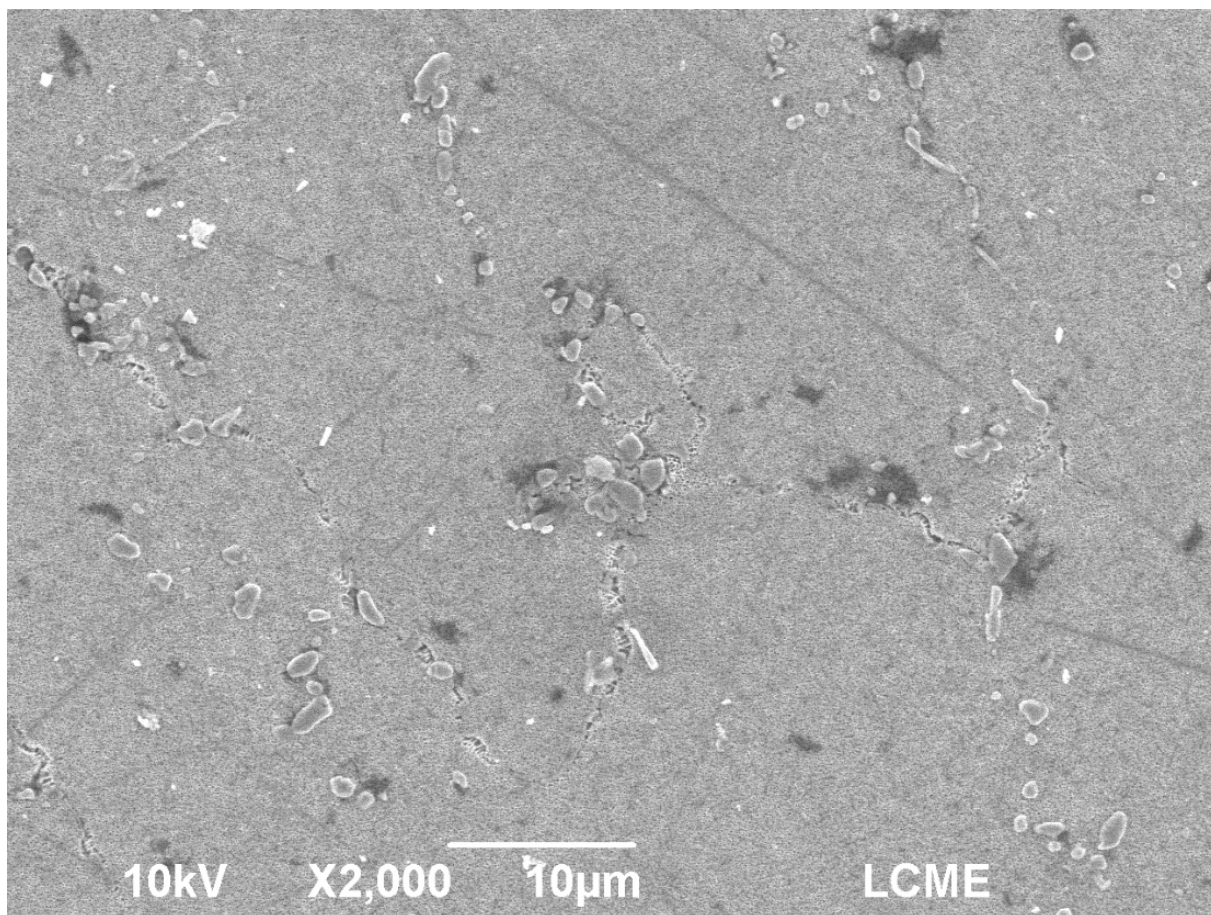


Figura B - 34: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS.

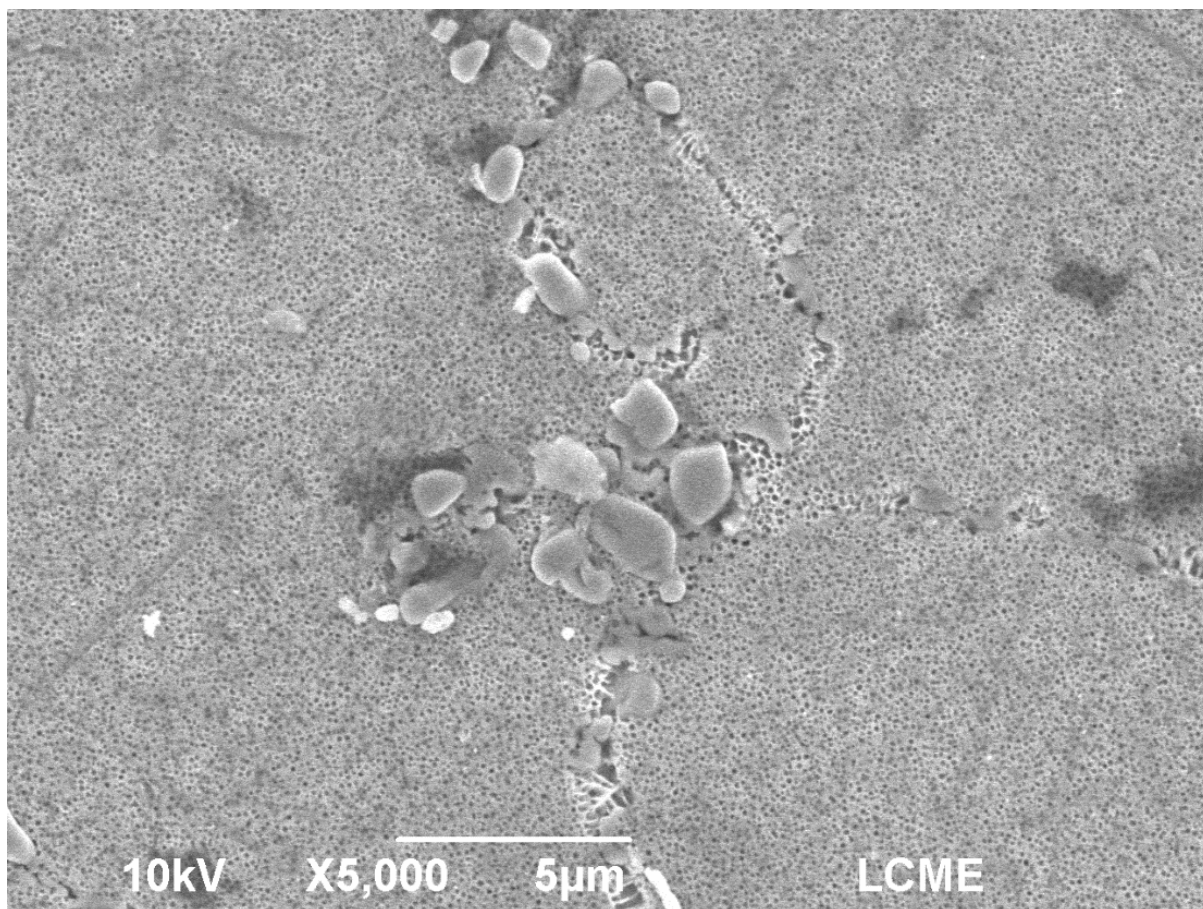


Figura B - 35: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado solubilizado e não submetido a TTPS.

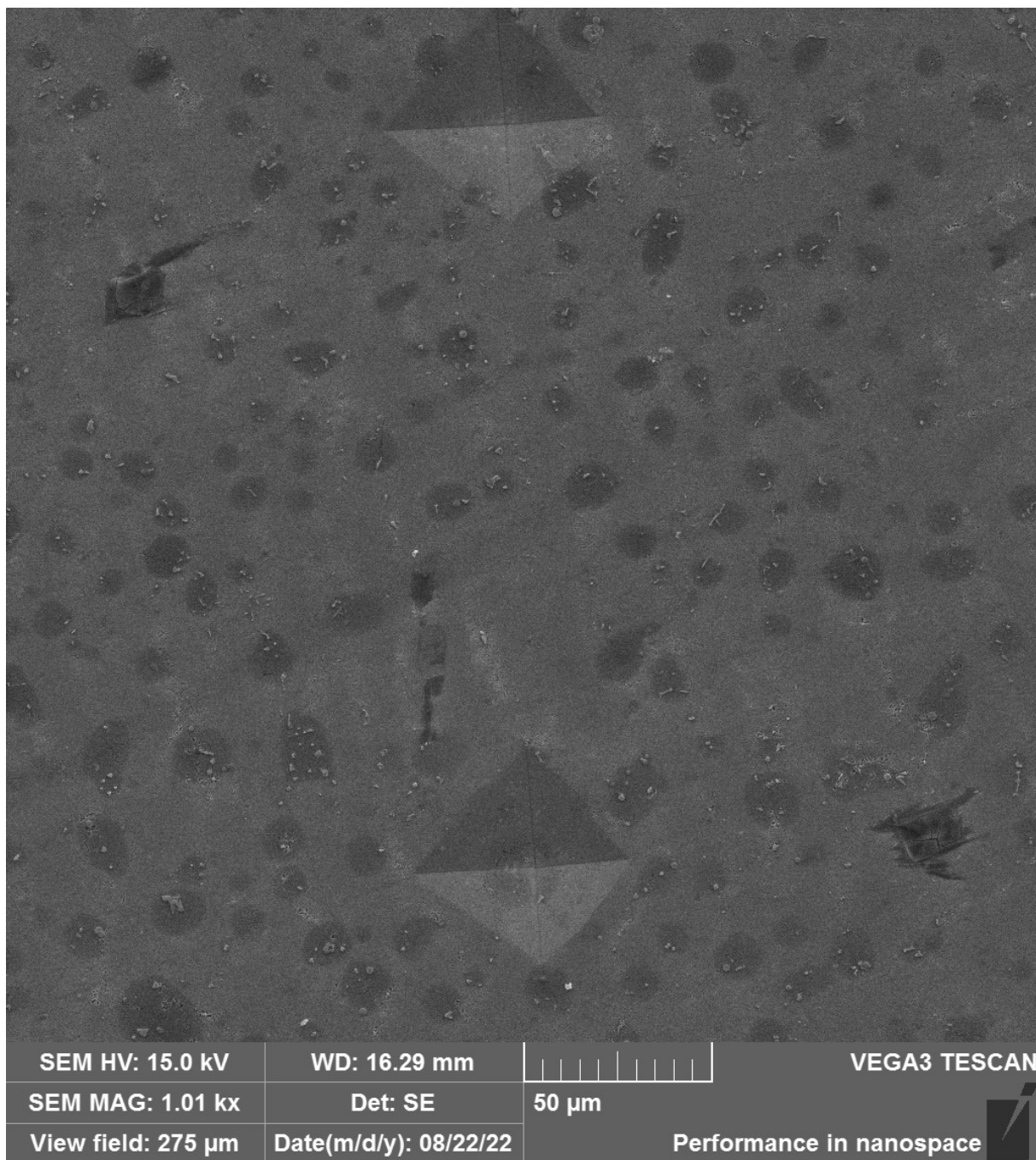


Figura B - 36: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região da ZF.

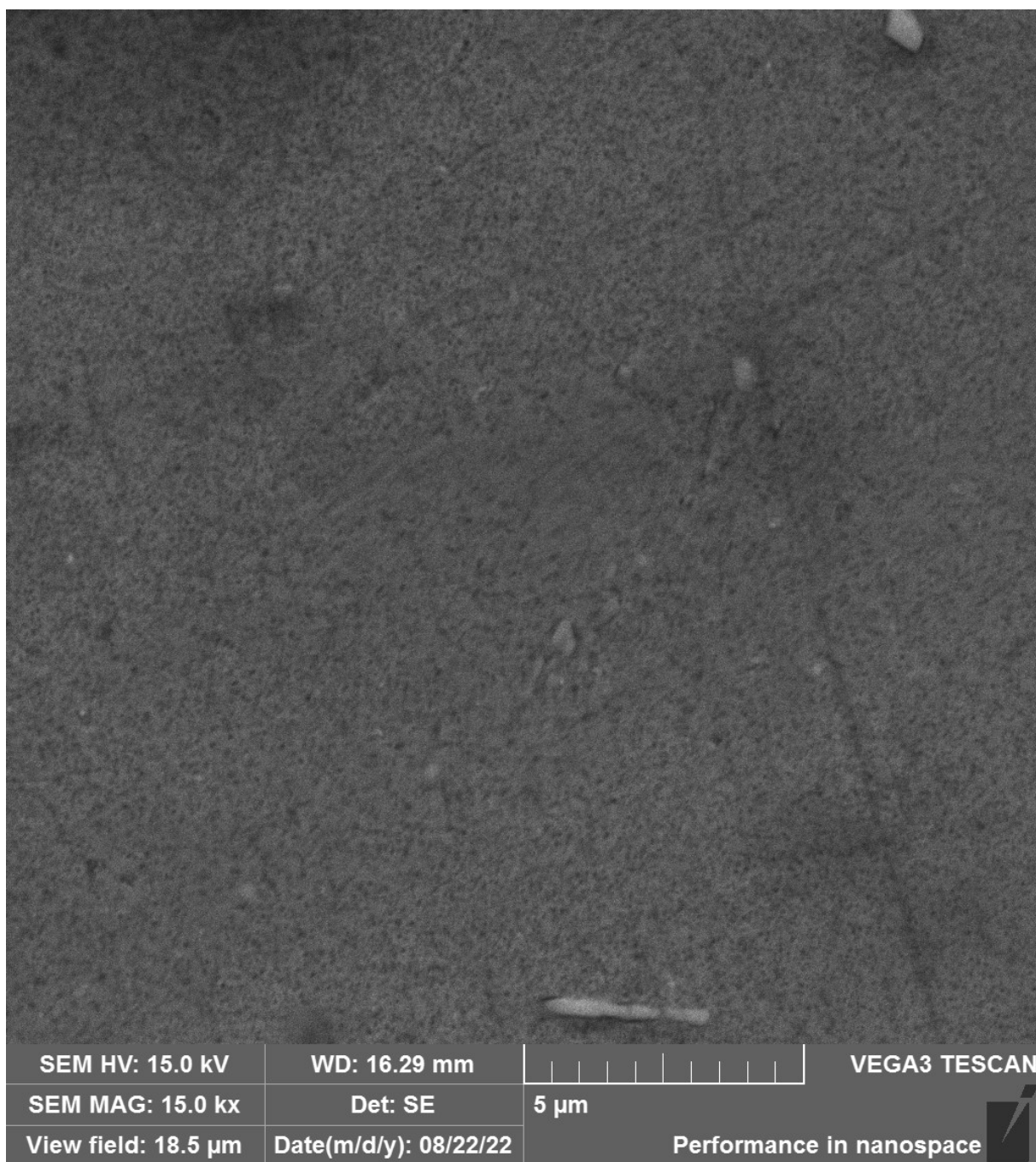


Figura B - 37: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região da ZF.

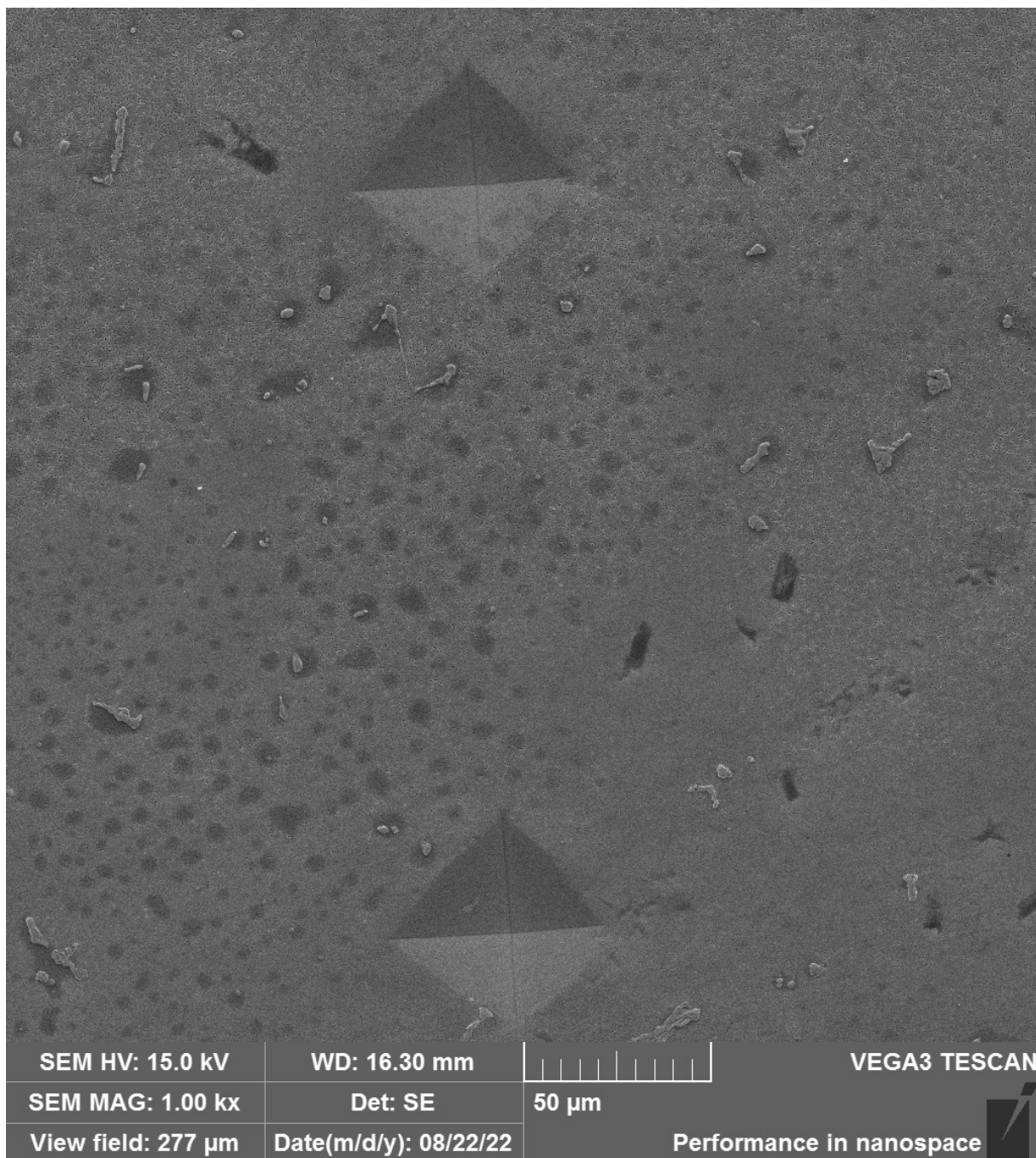


Figura B - 38: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região da ZAC.

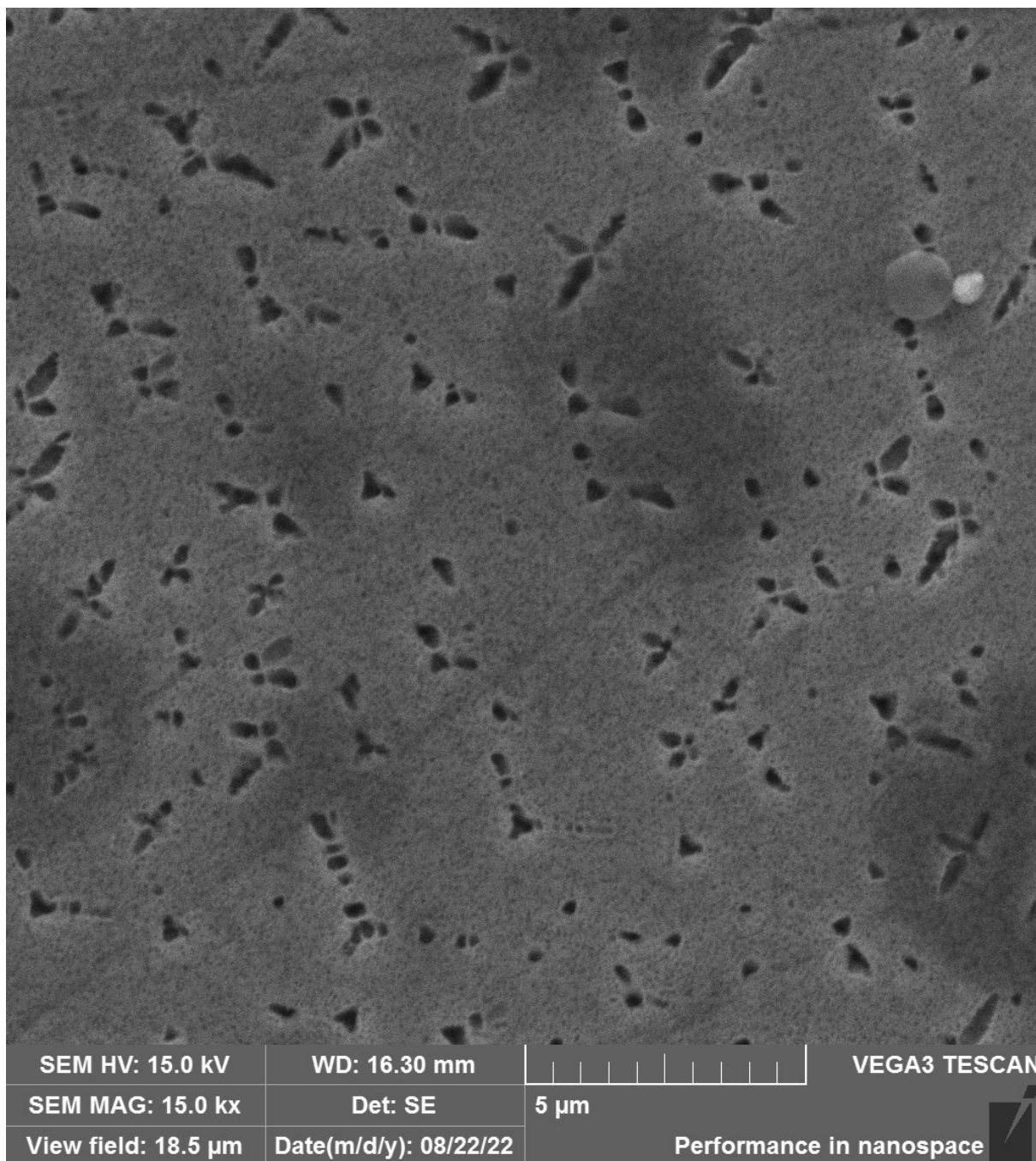


Figura B - 39: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região da ZAC.

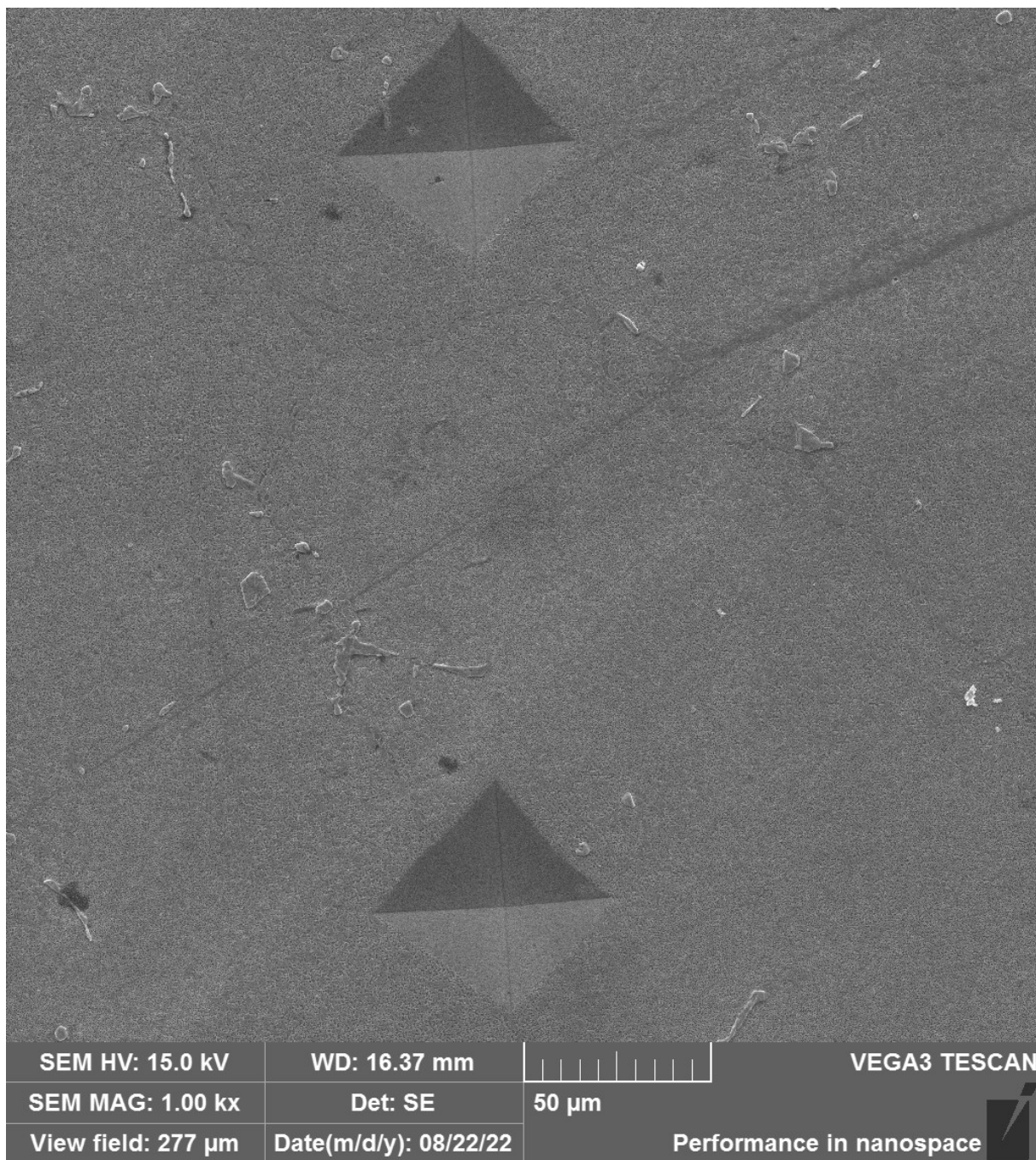


Figura B - 40: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região do MB.



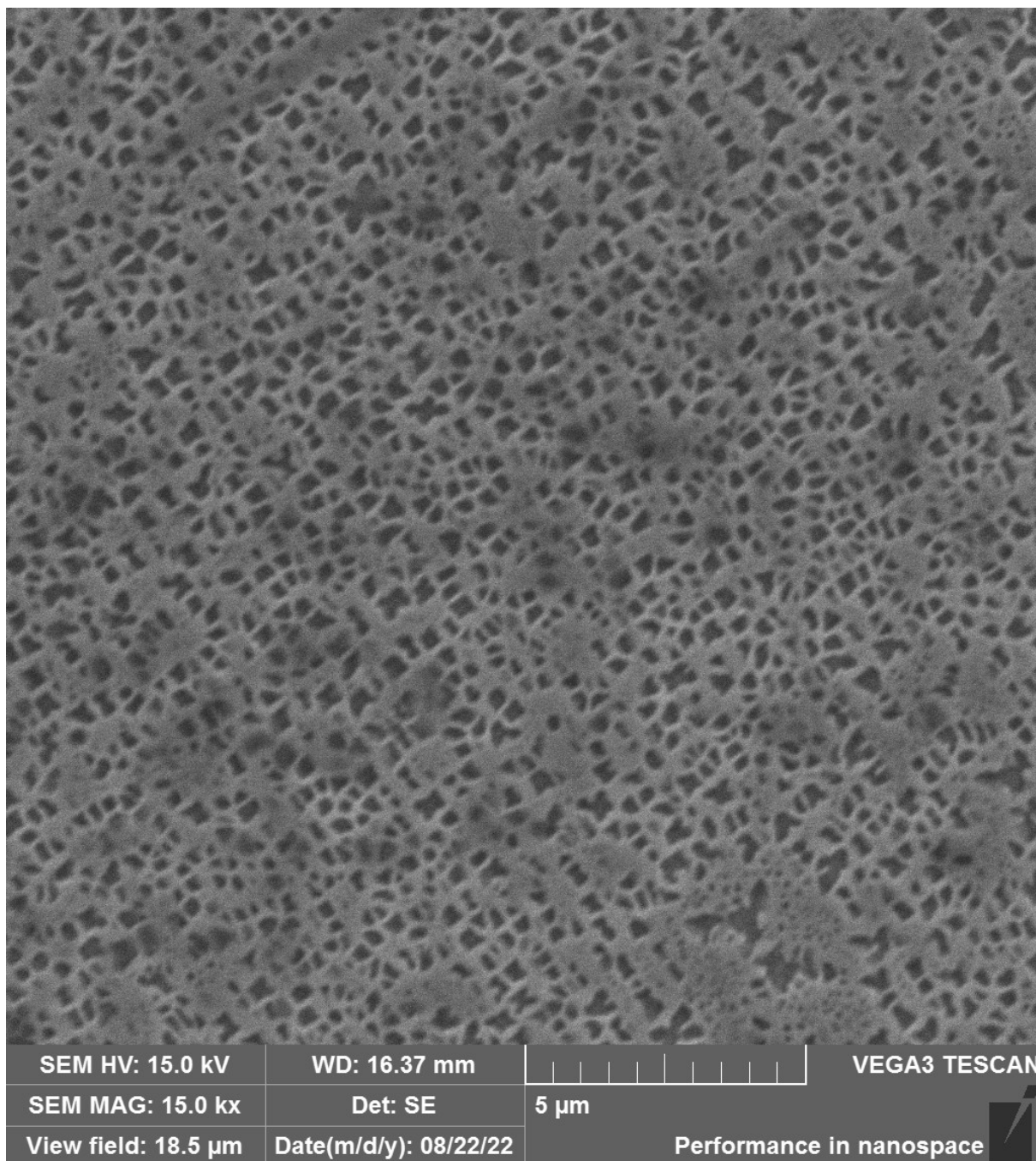


Figura B - 41: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação, região do MB.

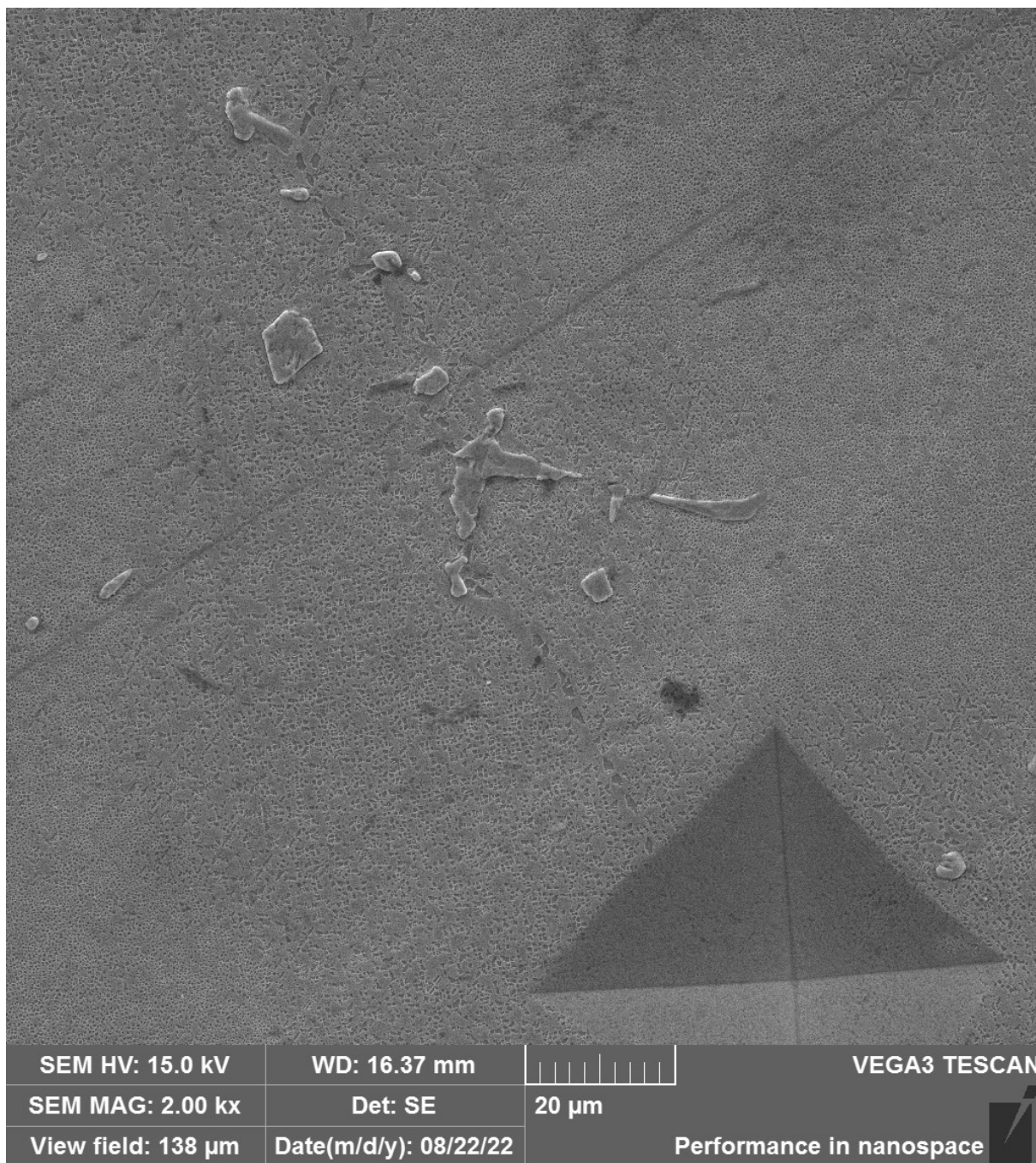


Figura B - 42: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação.



Figura B - 43: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação.

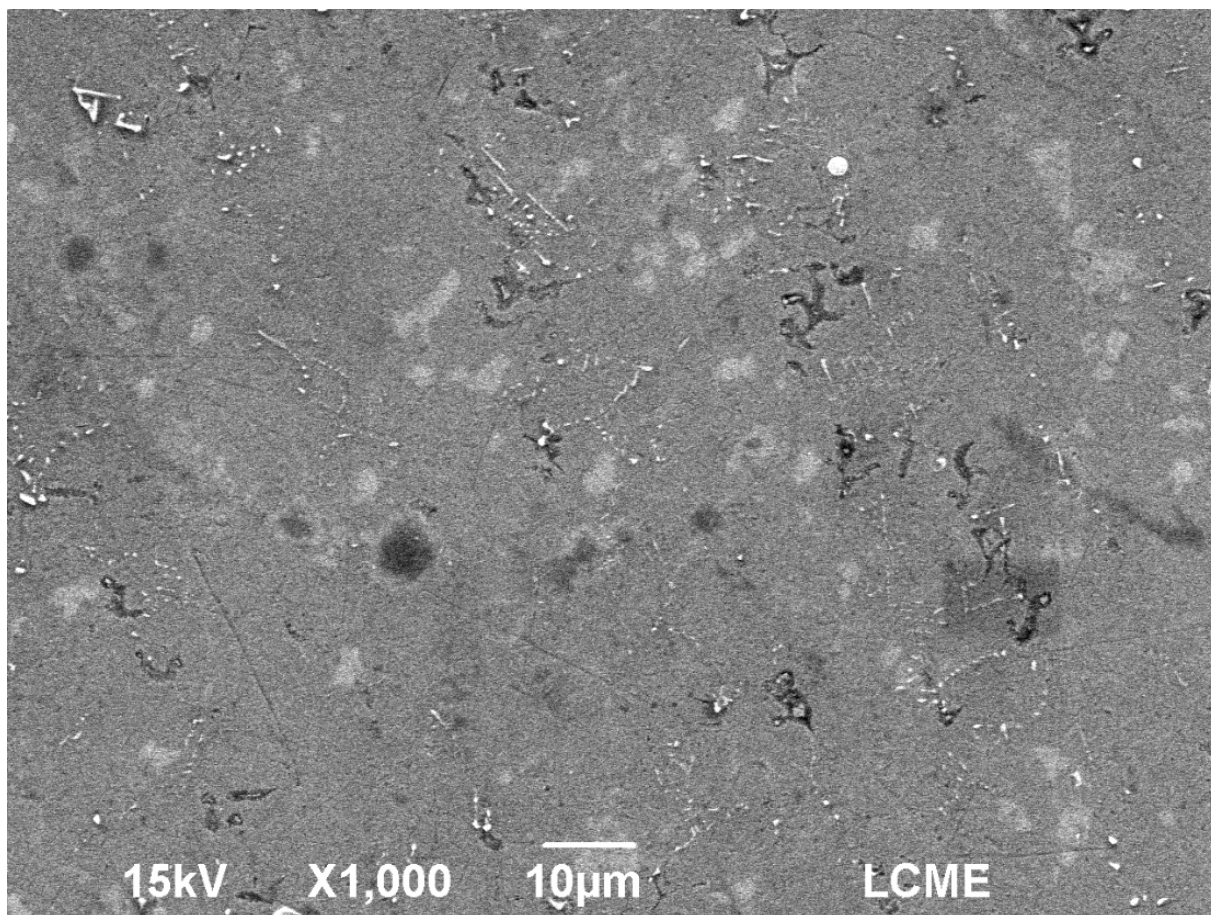


Figura B - 44: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação.

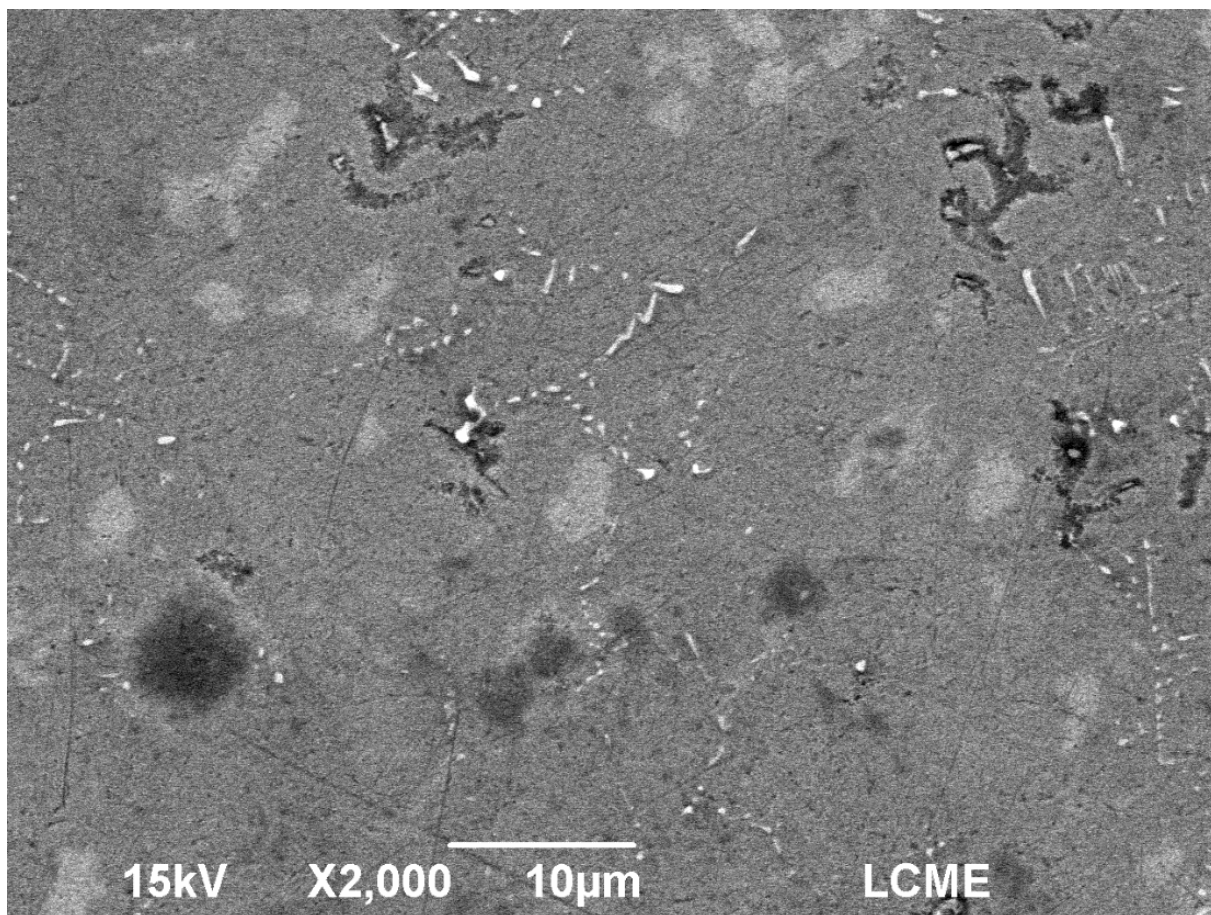


Figura B - 45: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de precipitação.

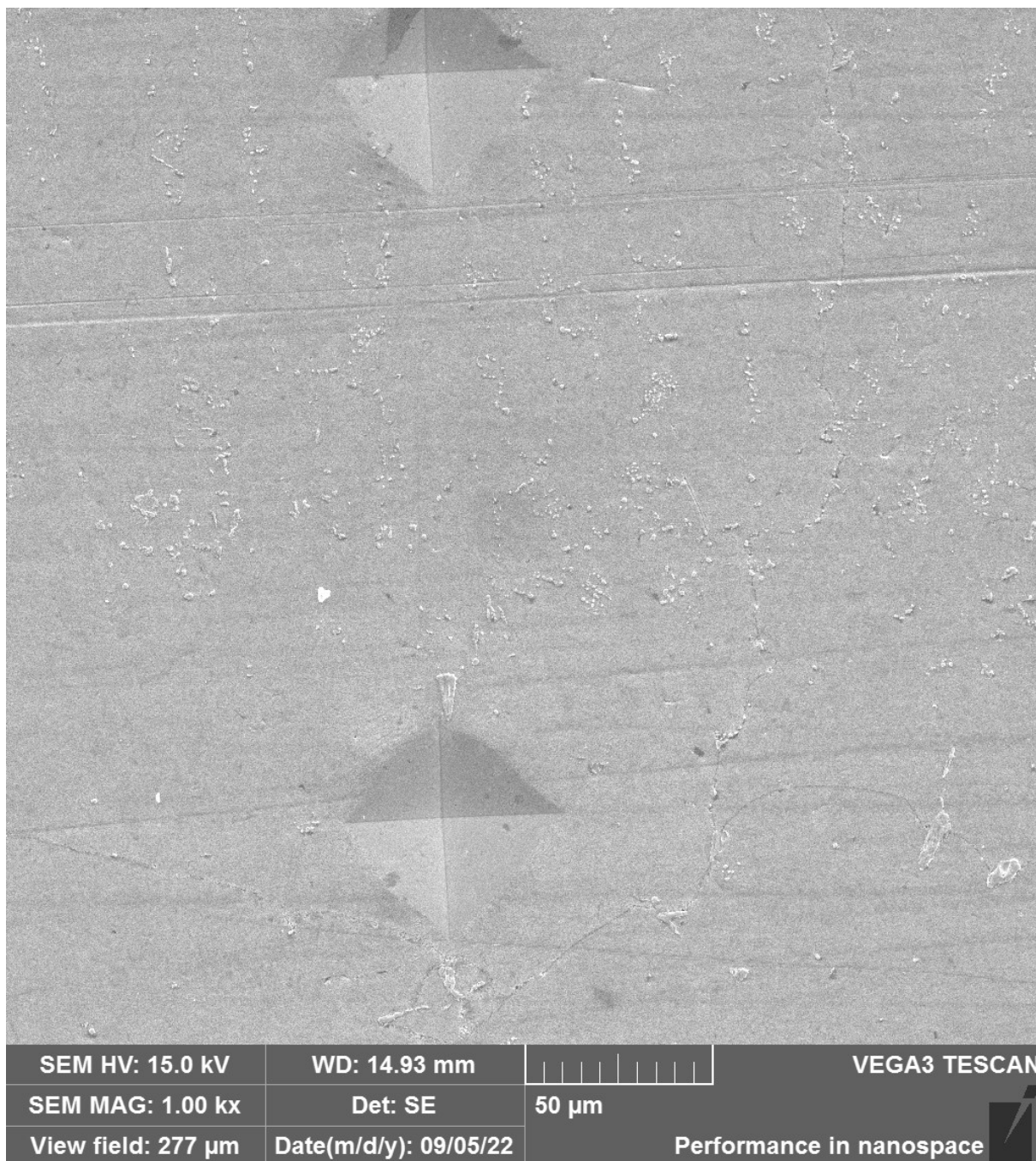


Figura B - 46: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.

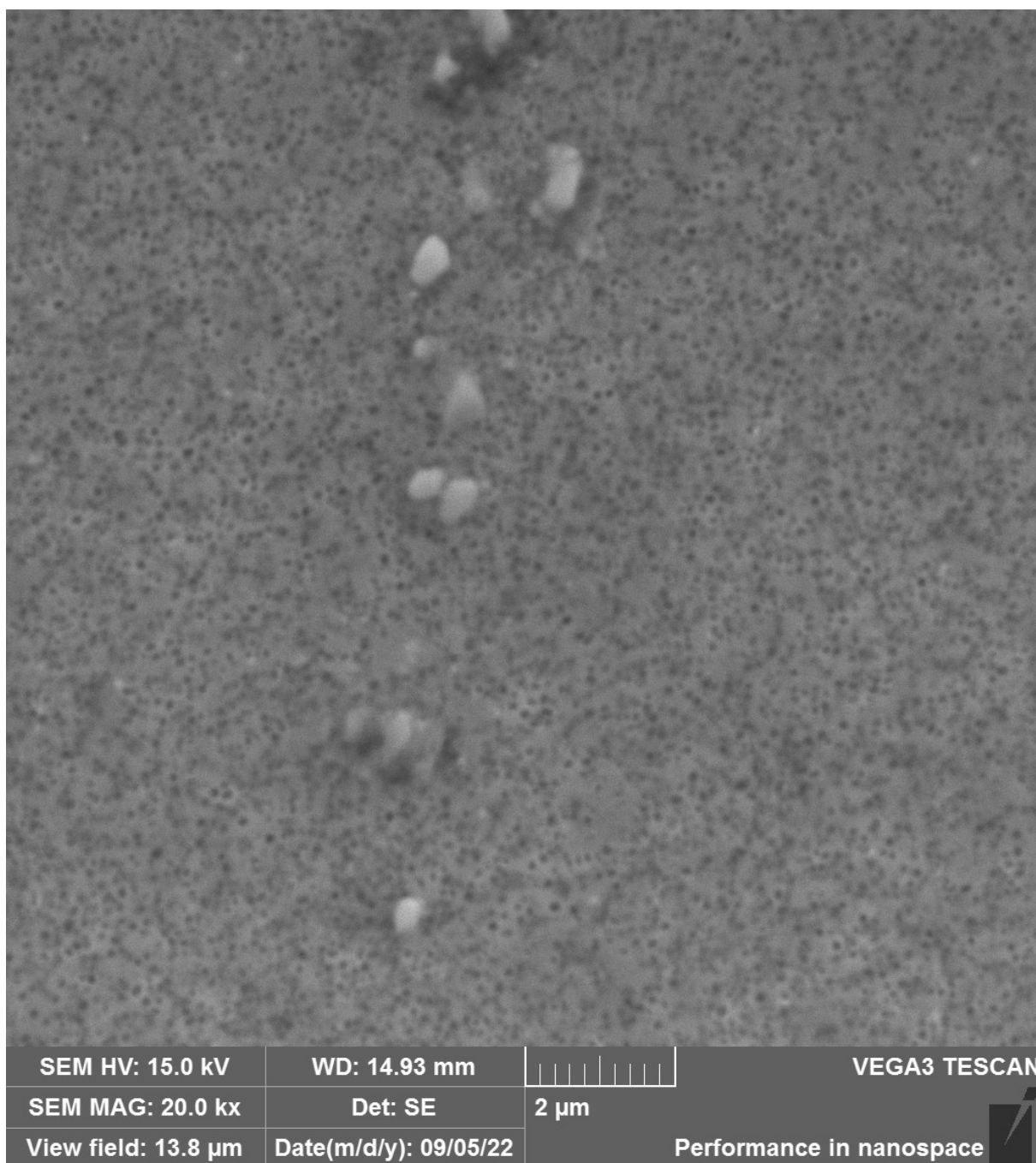


Figura B - 47: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.

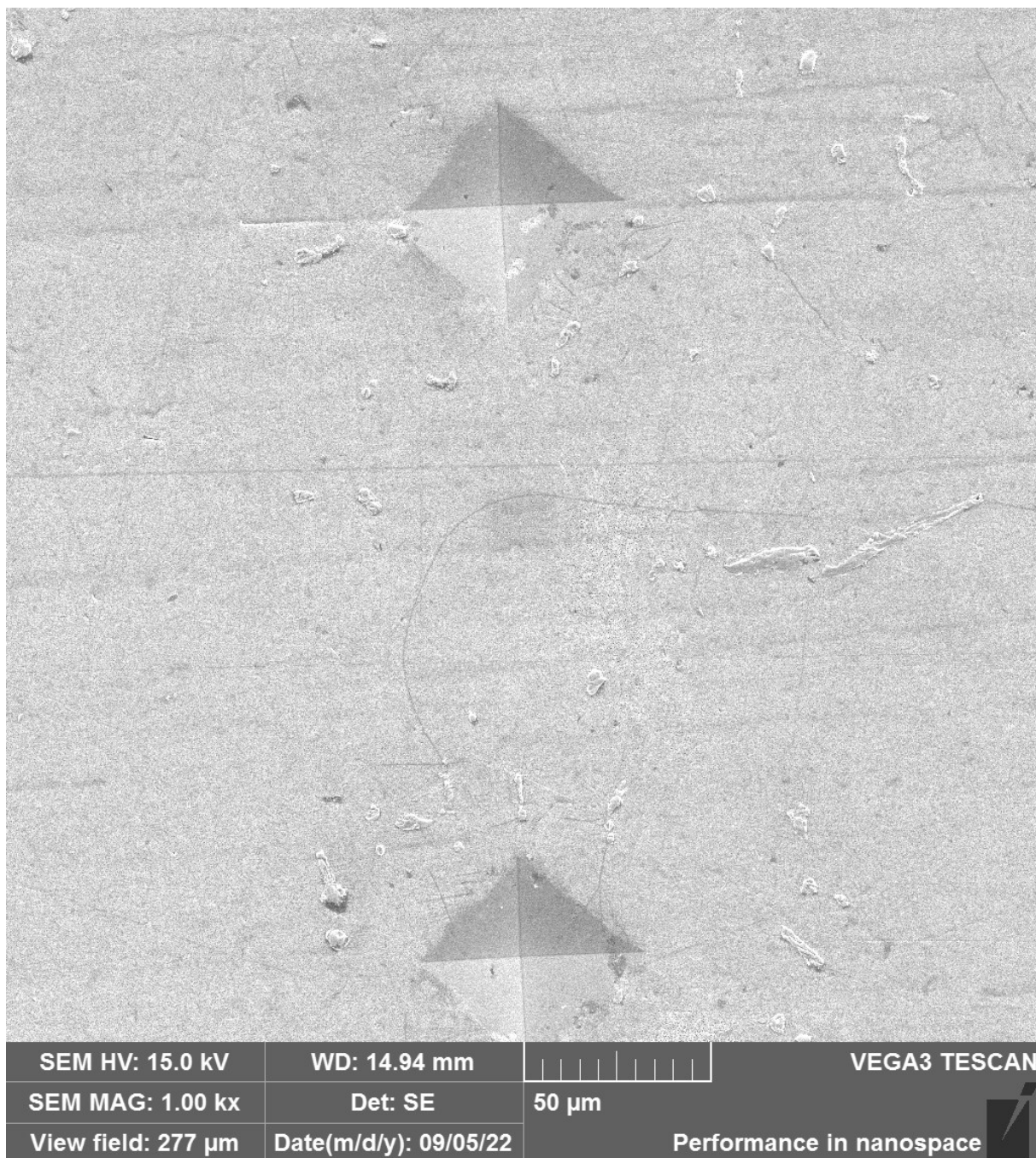


Figura B - 48: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.



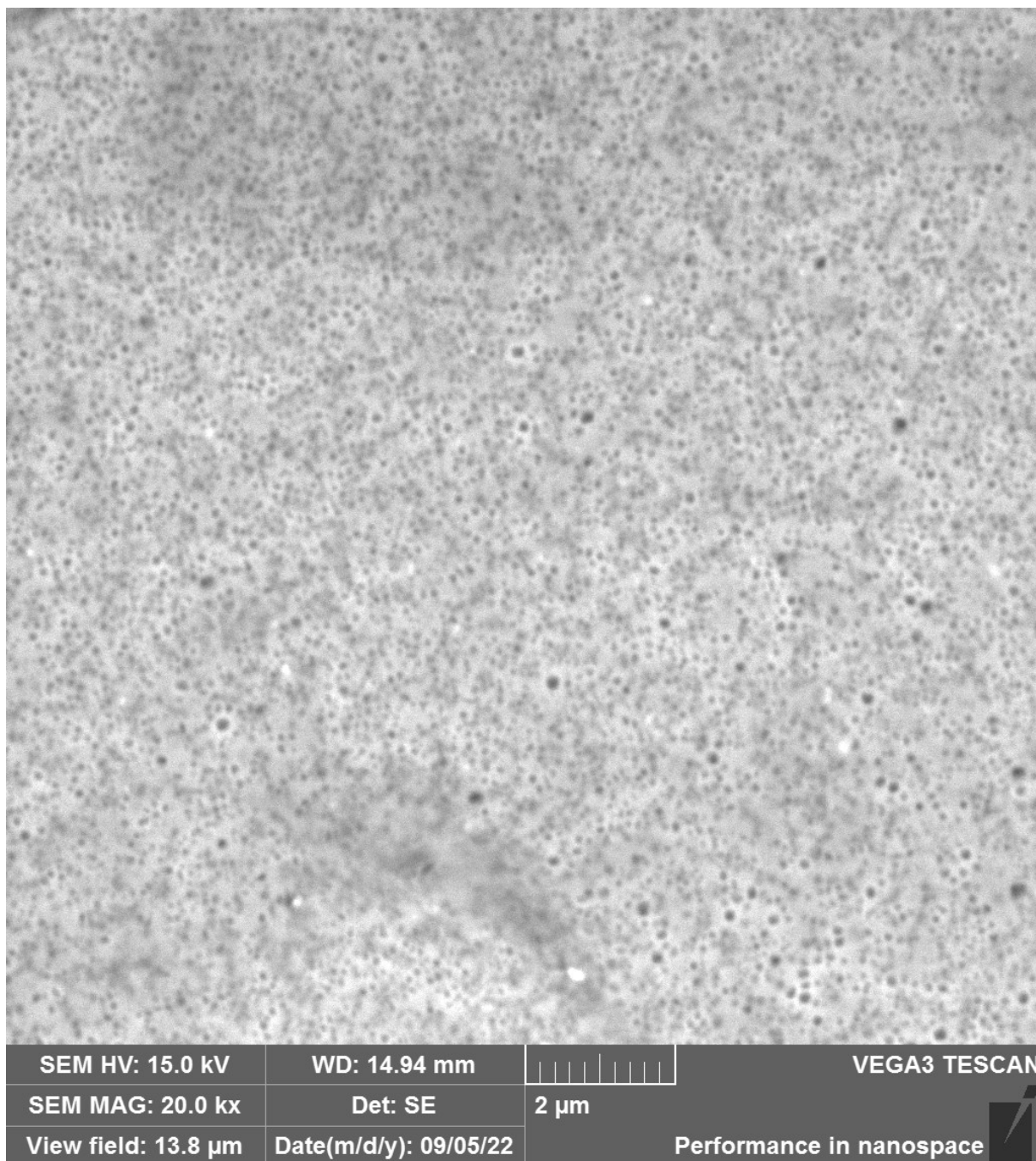


Figura B - 49: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.

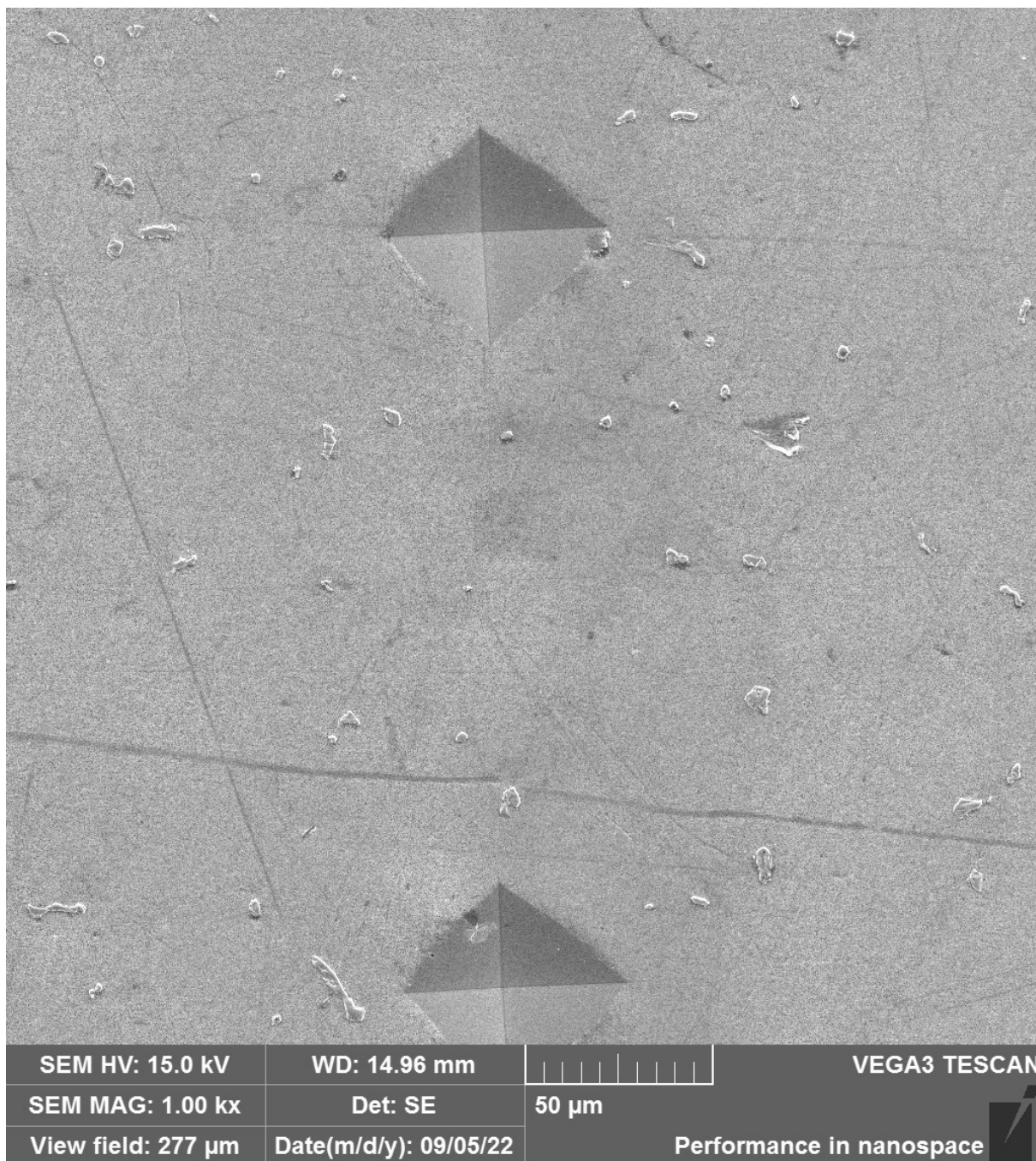


Figura B - 50: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.

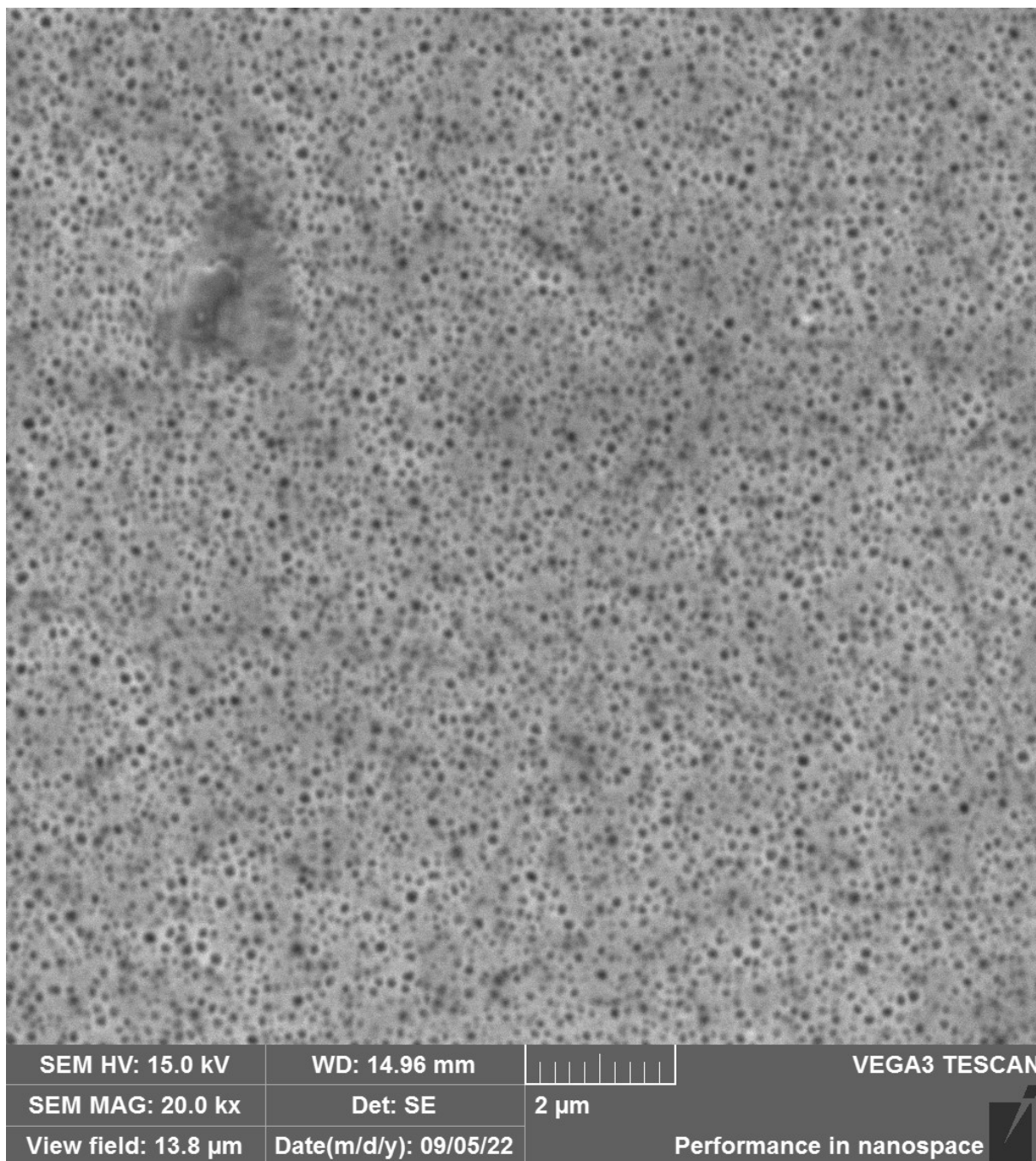


Figura B - 51: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.

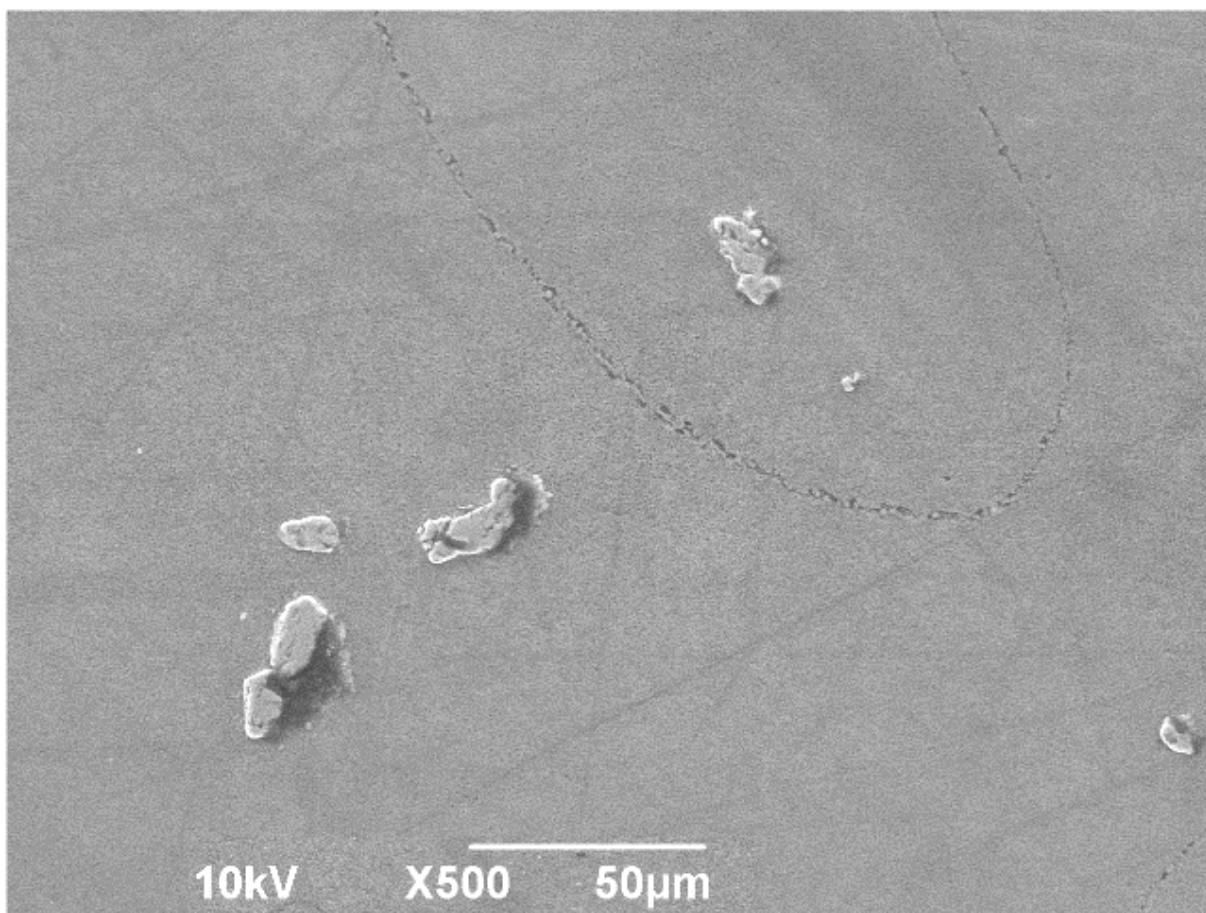


Figura B - 52: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação.

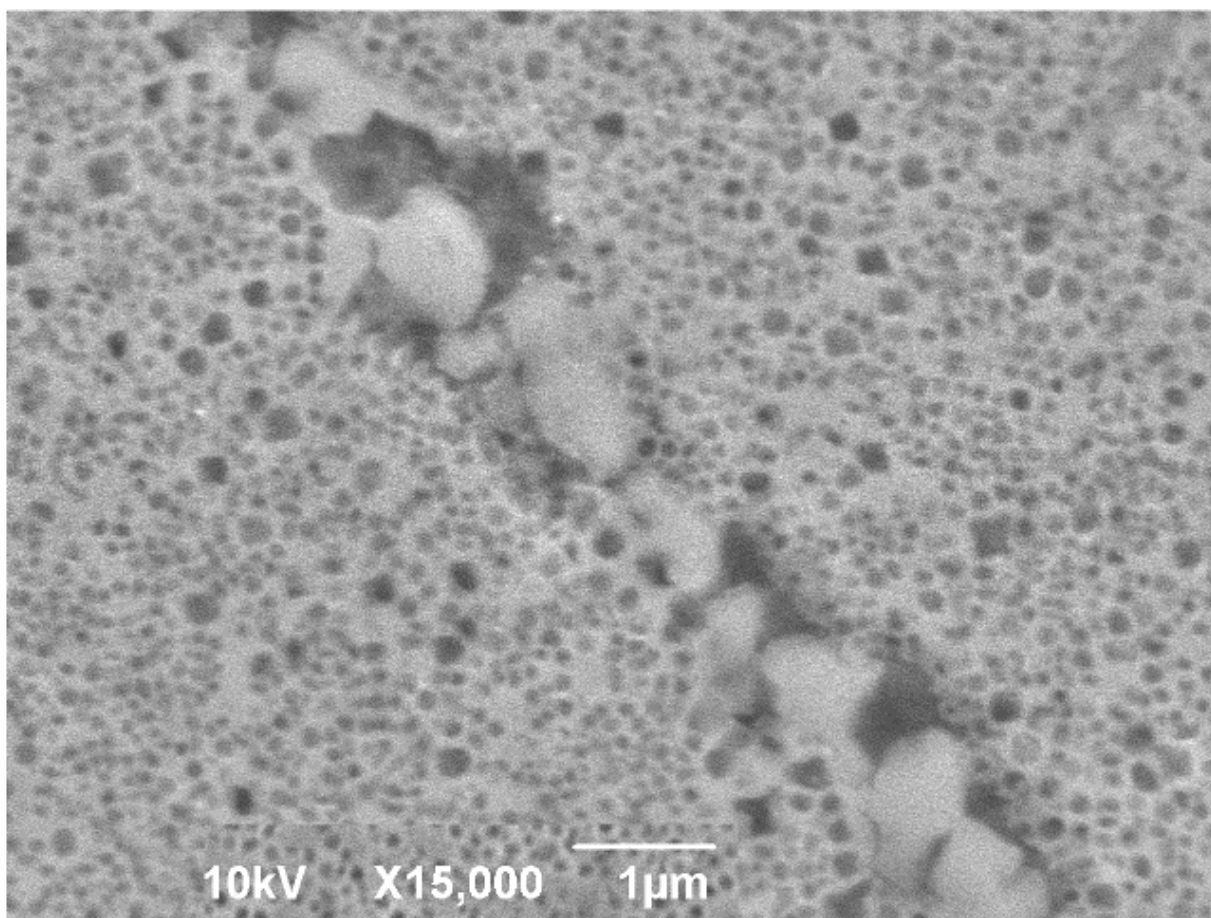


Figura B - 53: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 4,3 kJ/cm no estado solubilizado e submetido a TTPS de solubilização e precipitação.

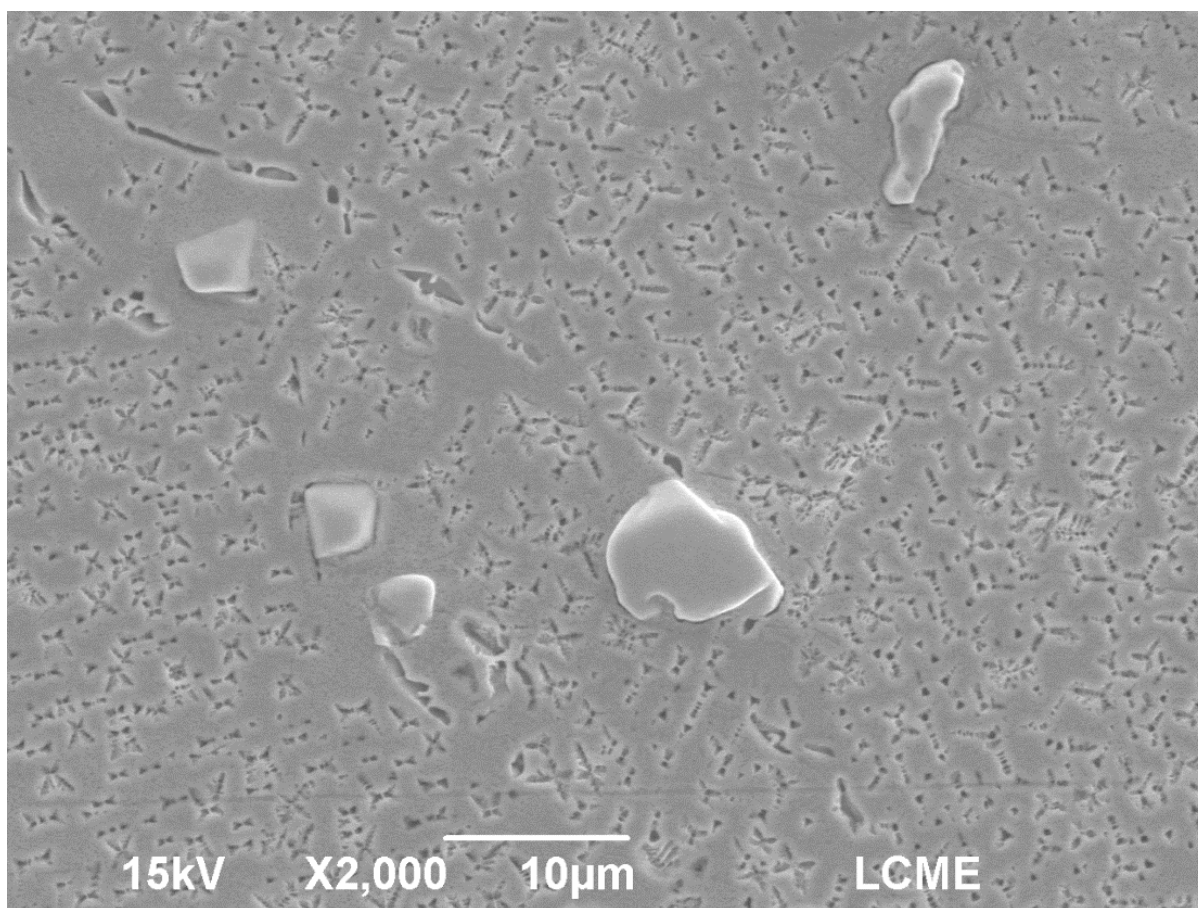


Figura B - 54: Imagem de MEV, material envelhecido artificialmente.

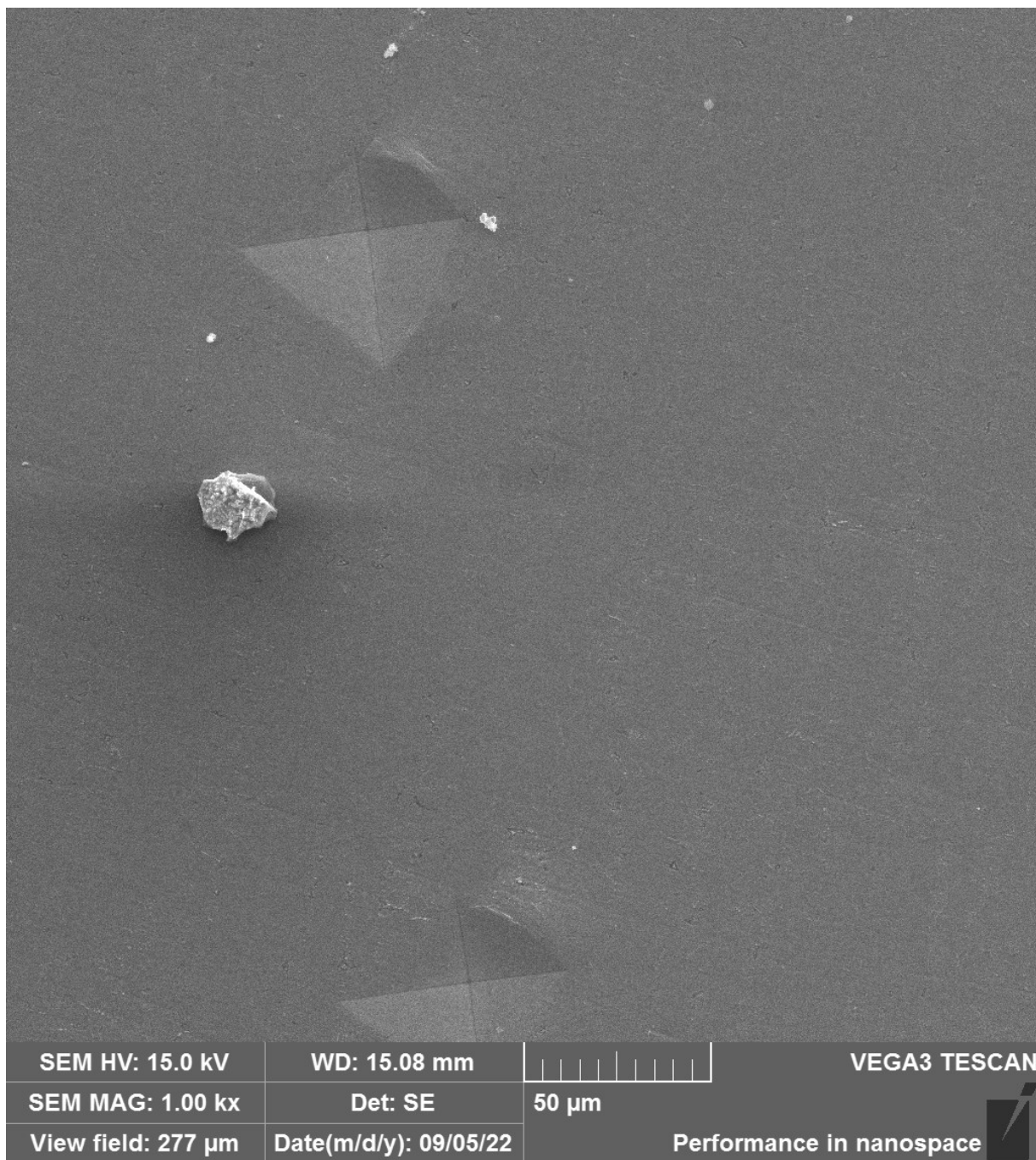


Figura B - 55: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZF.

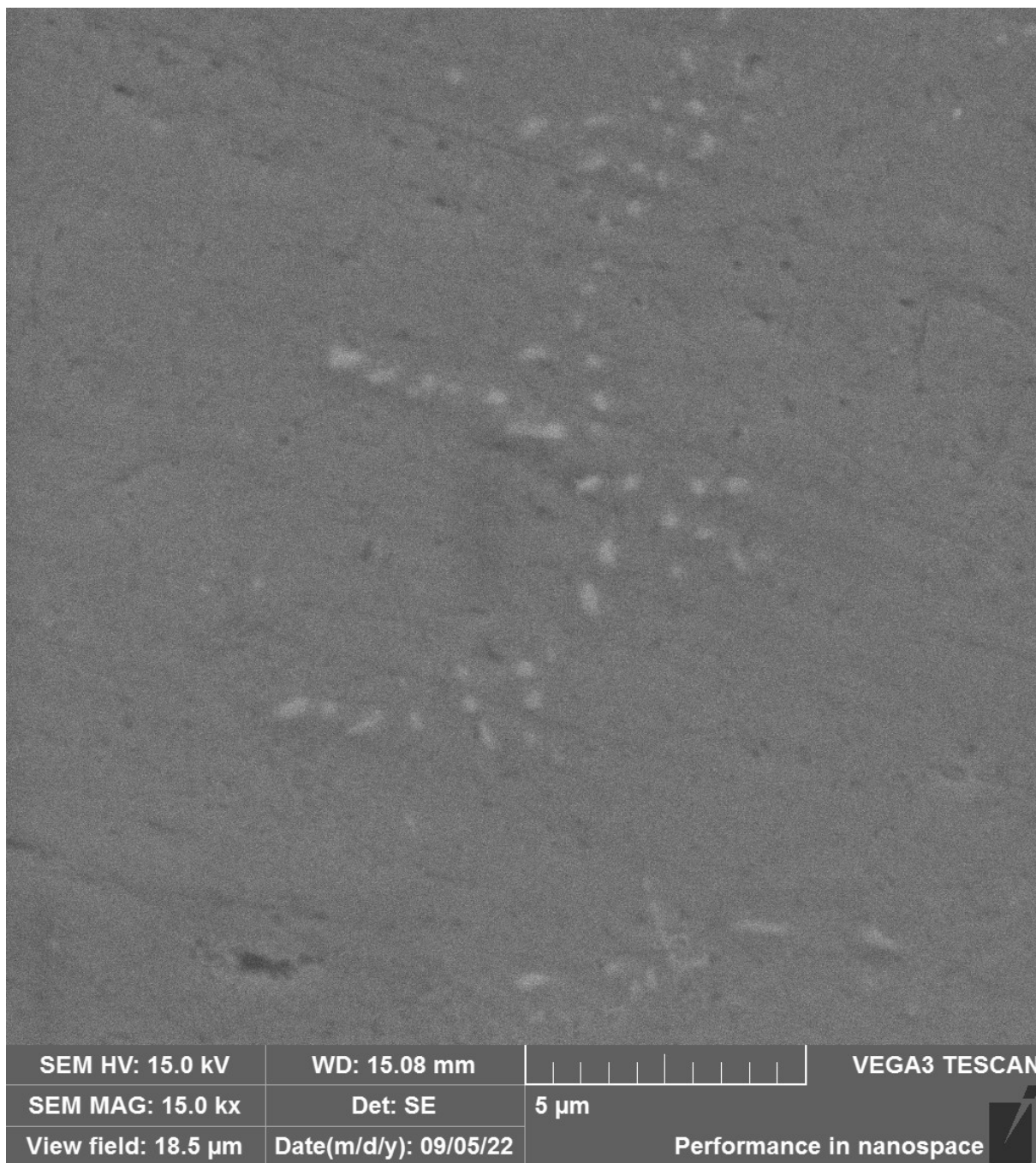


Figura B - 56: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZF.



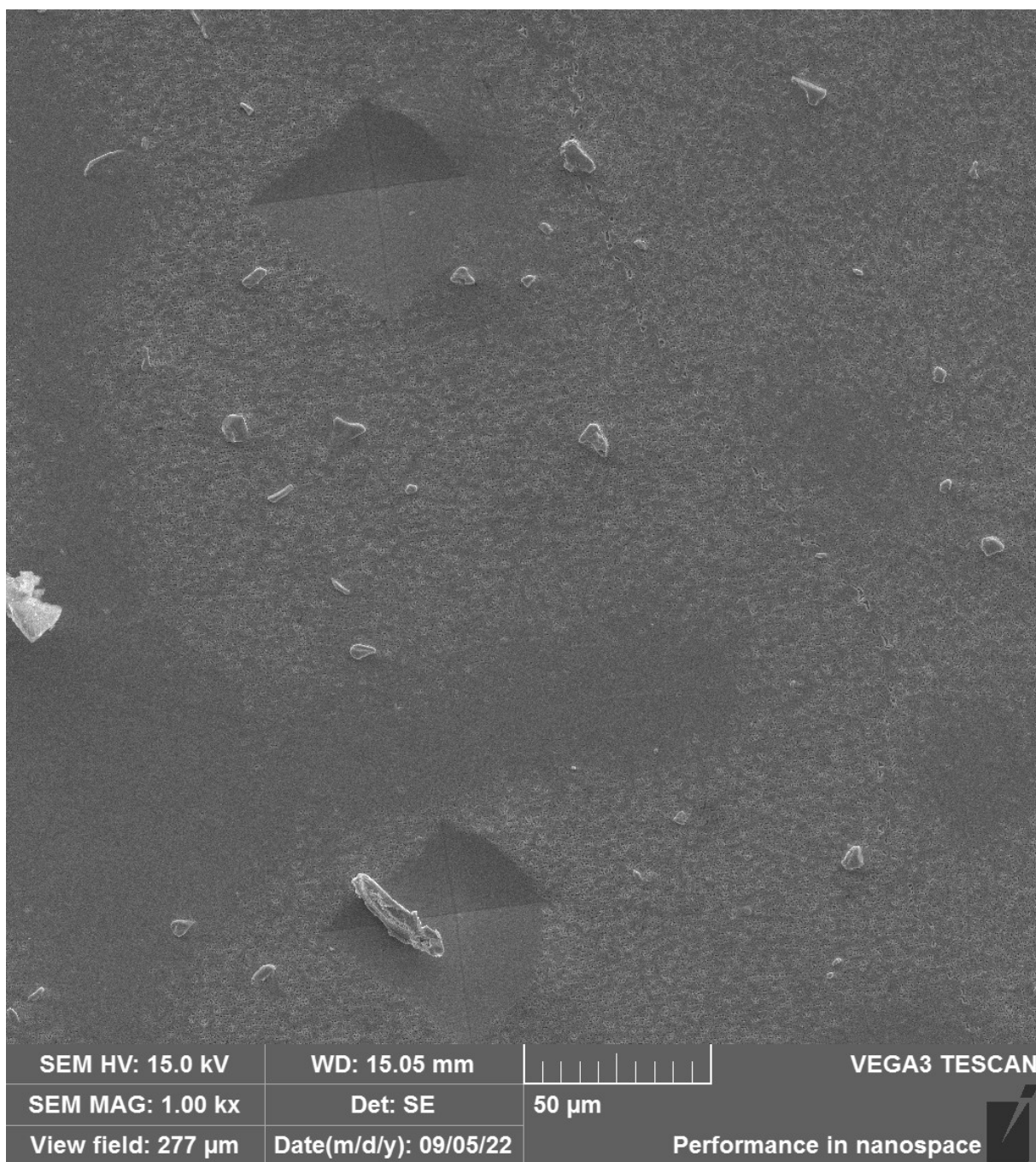


Figura B - 57: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZAC.

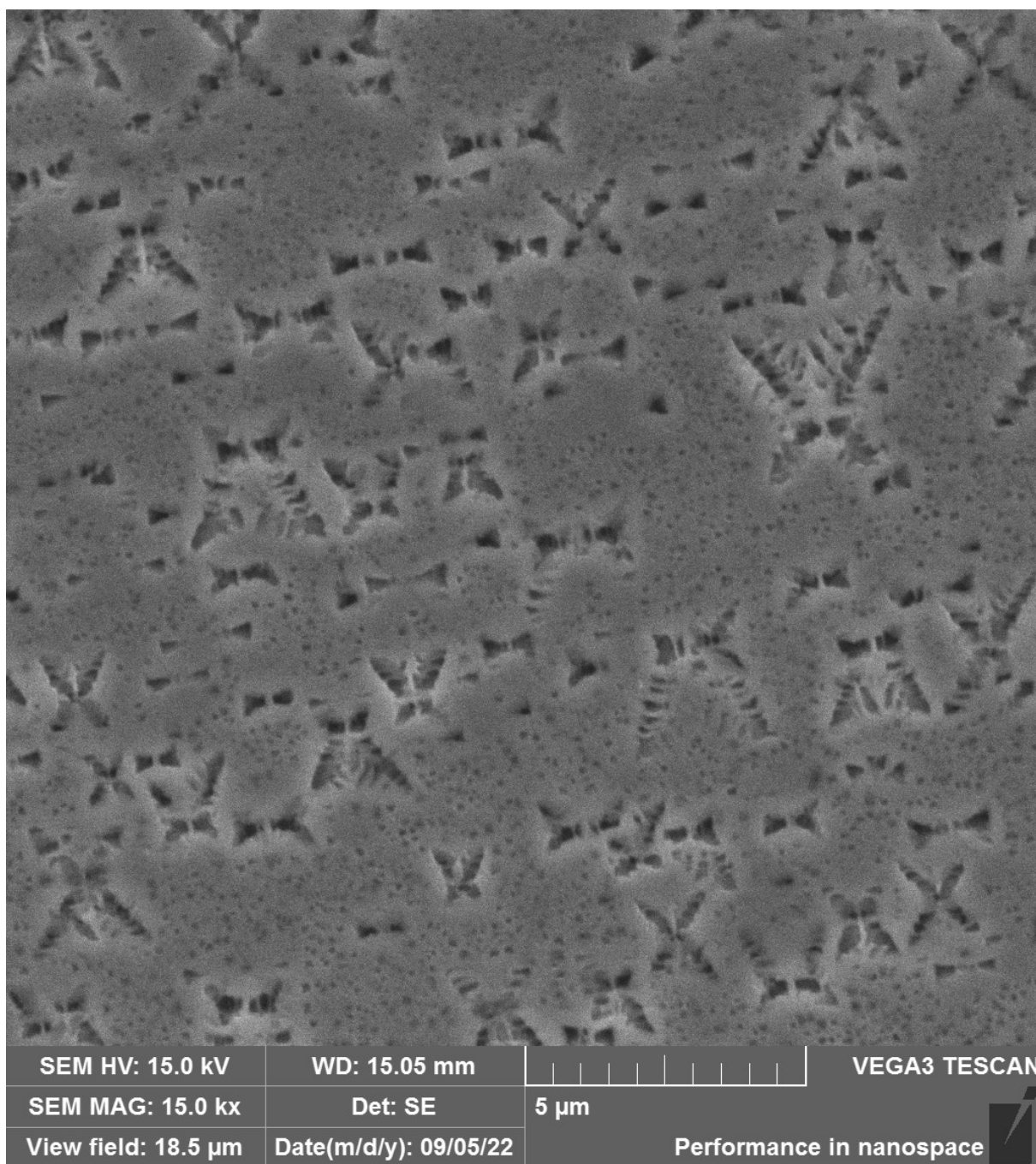


Figura B - 58: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZAC.

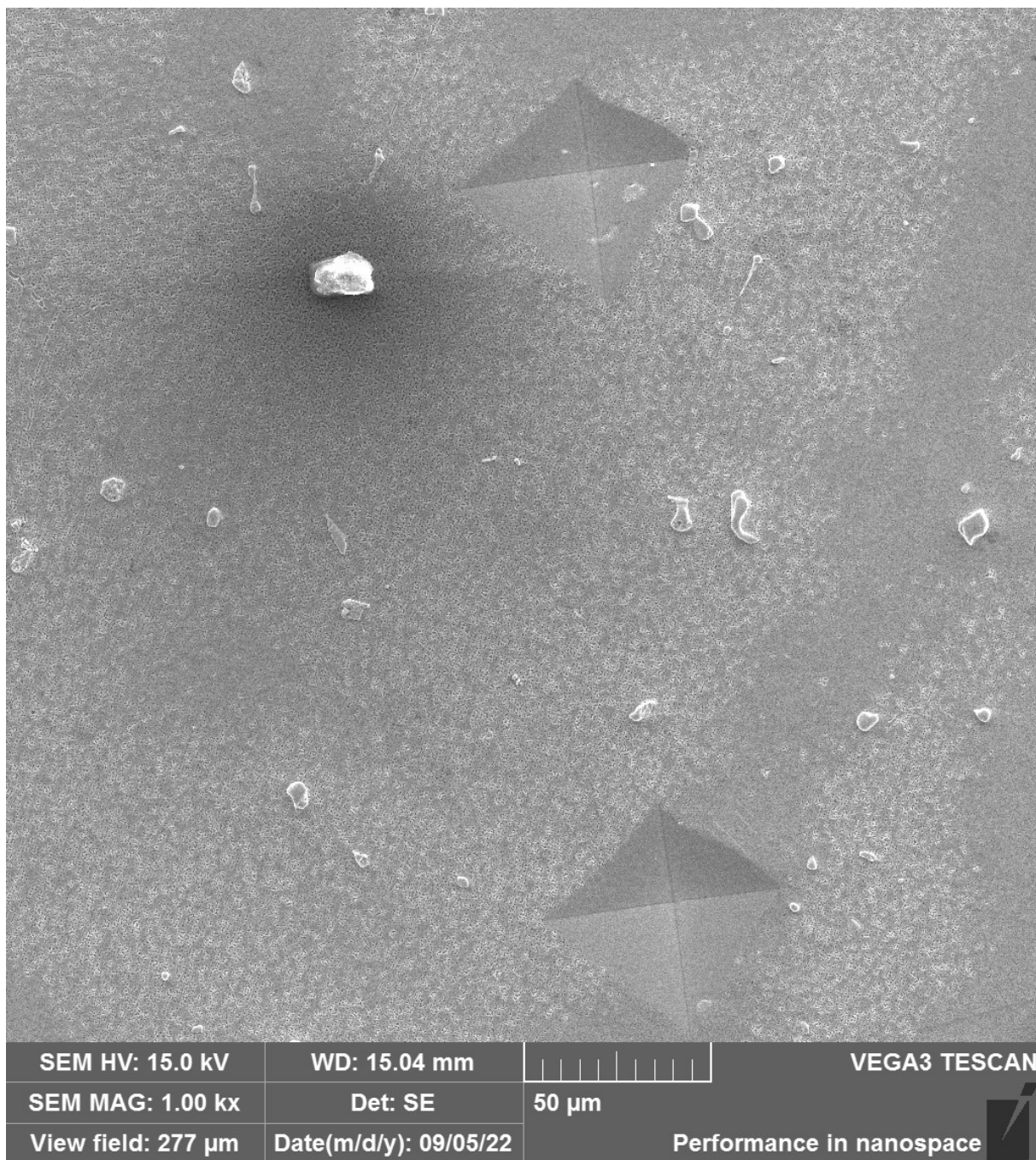


Figura B - 59: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região do MB.

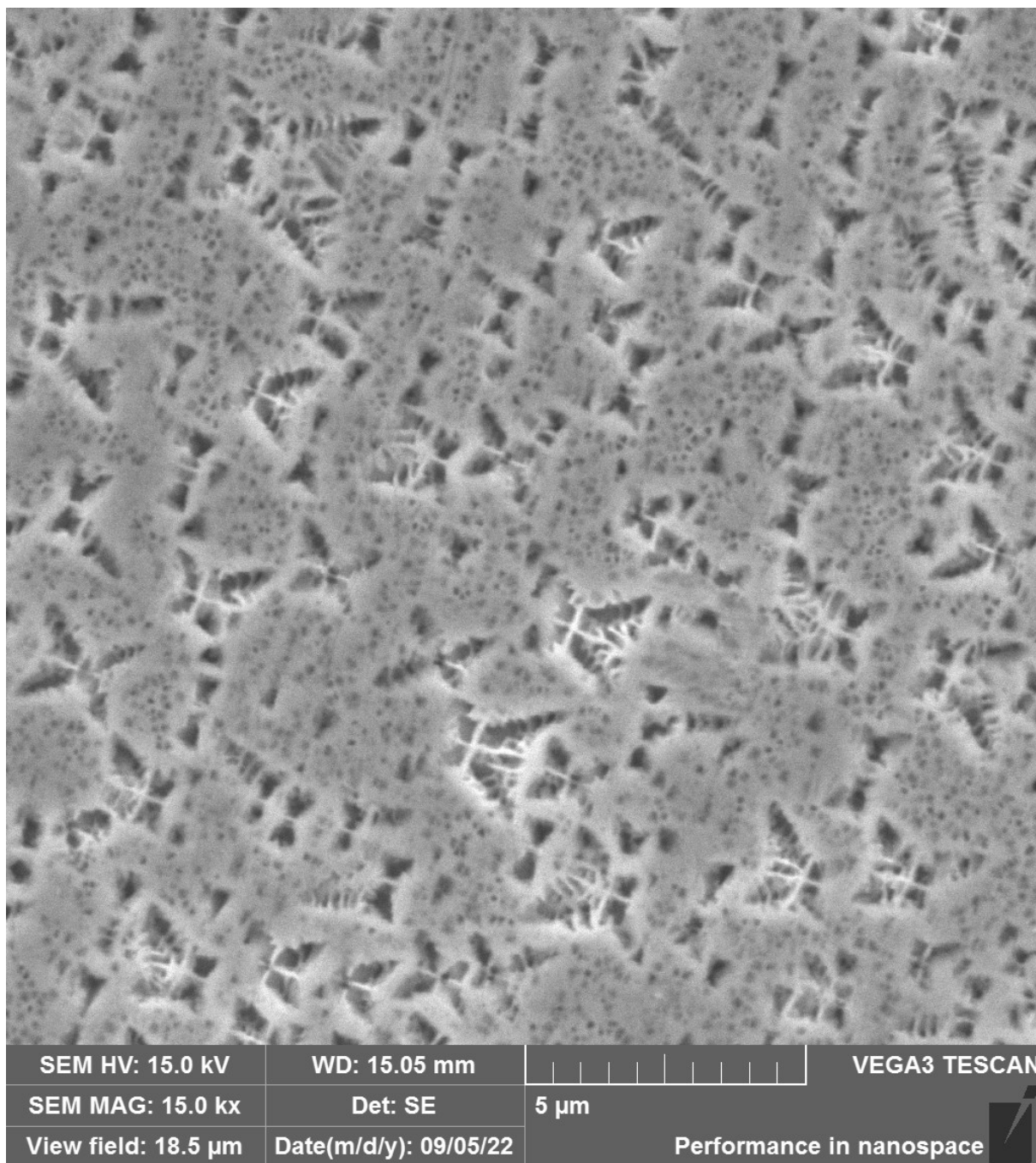


Figura B - 60: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região do MB.

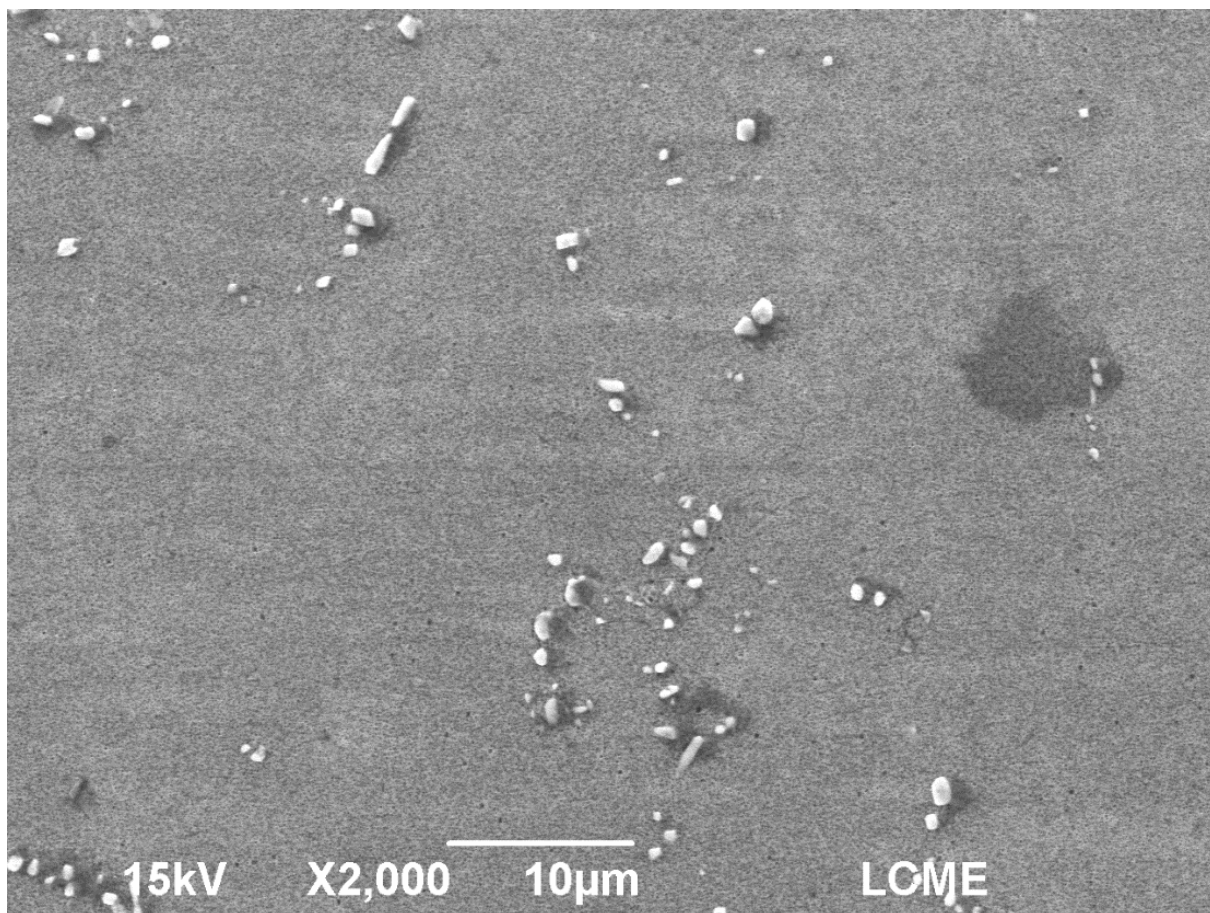


Figura B - 61: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZAC, próximo à linha de fusão.

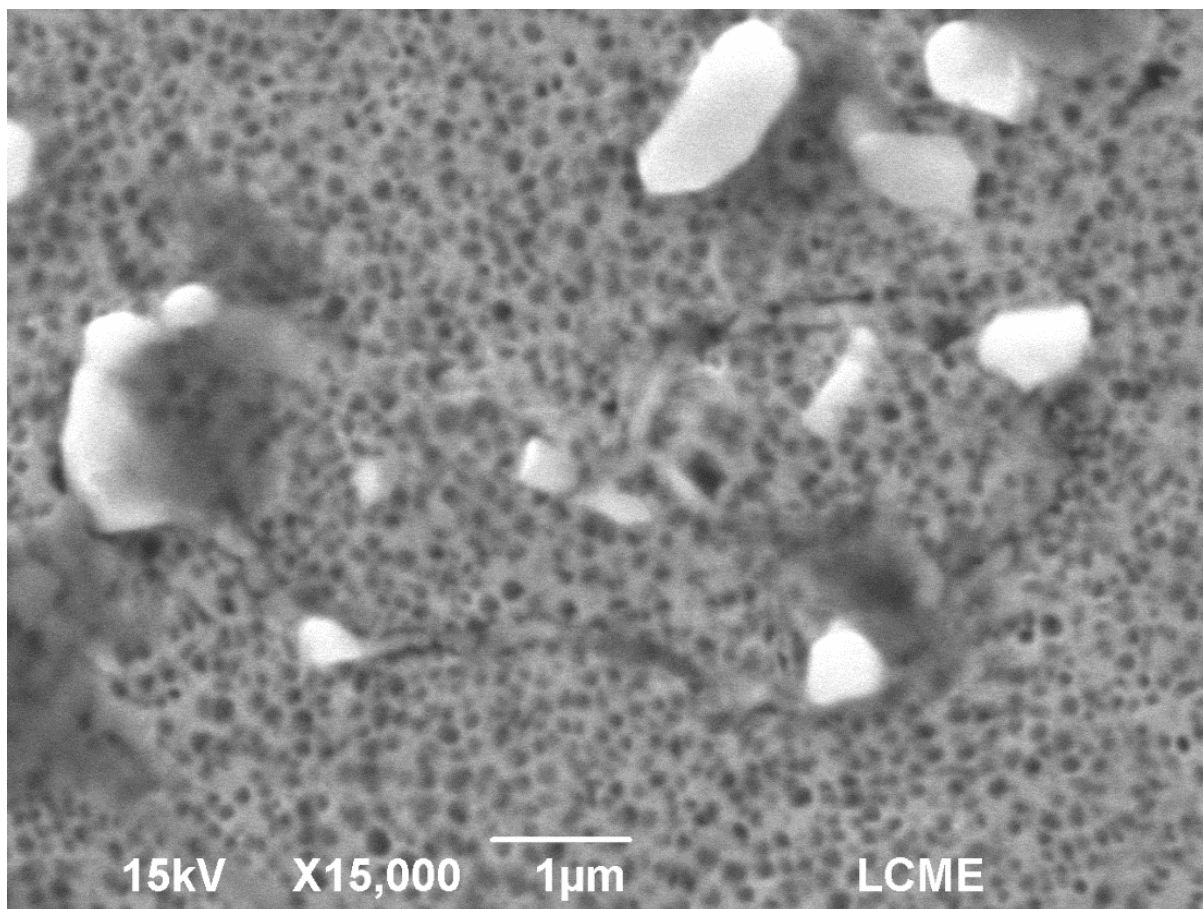


Figura B - 62: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 8,4 kJ/cm no estado envelhecido e não submetido a TTPS, região da ZAC, próximo à linha de fusão.

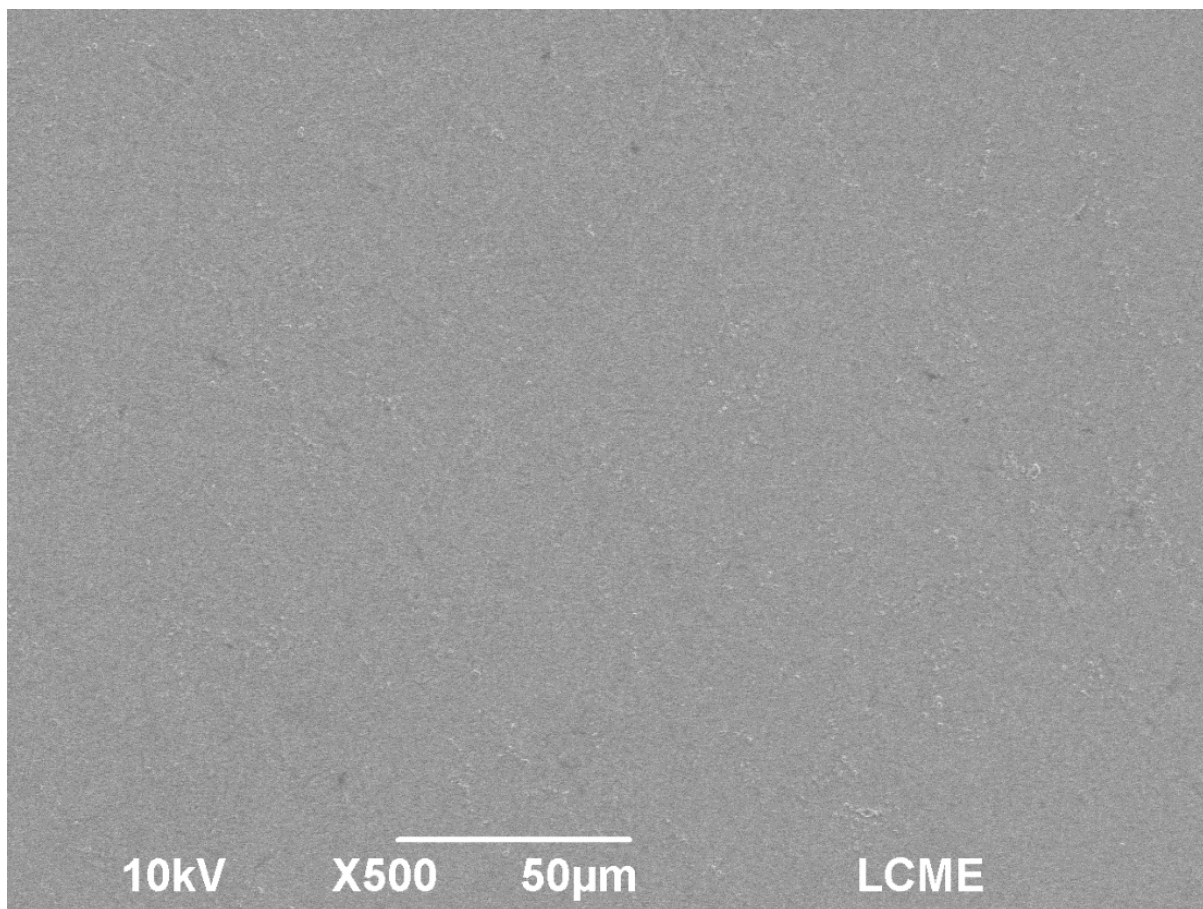


Figura B - 63: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.

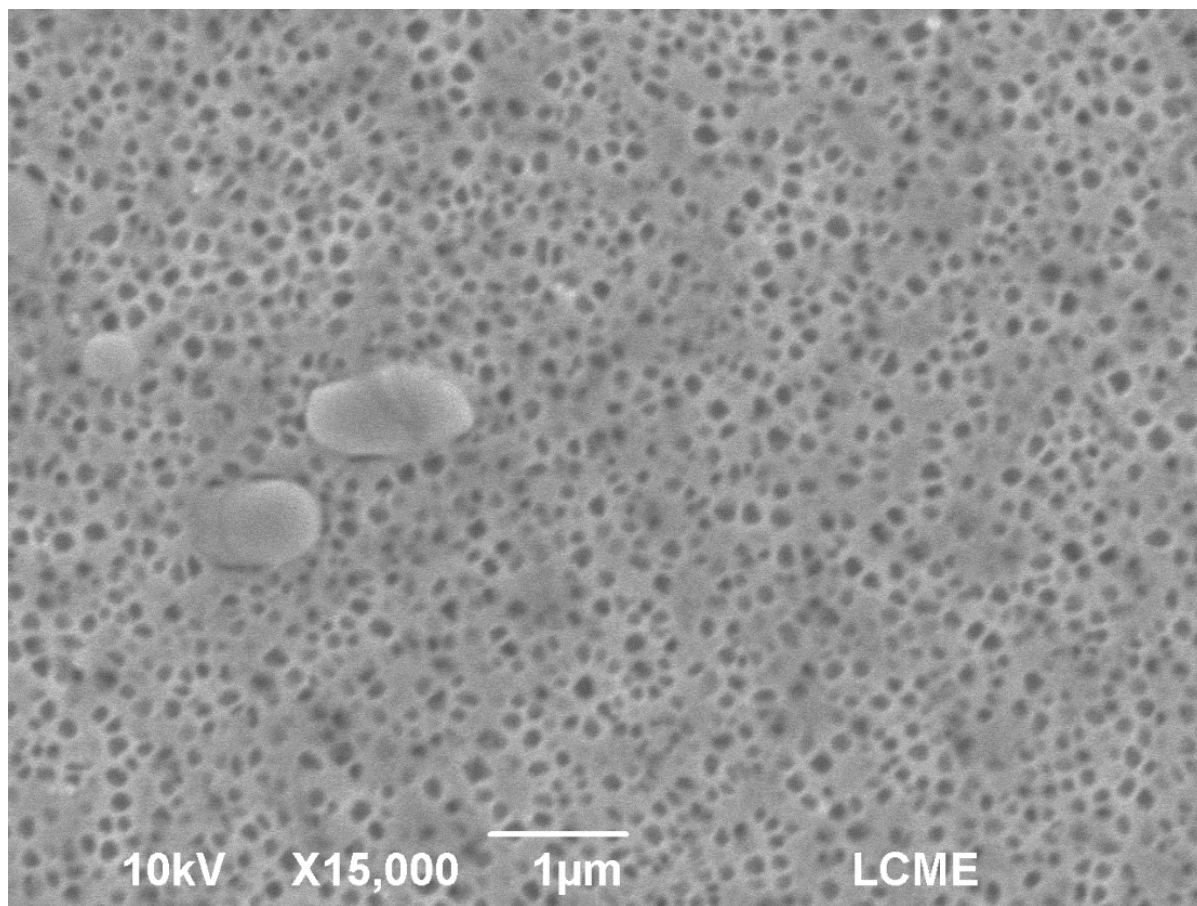


Figura B - 64: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZF.



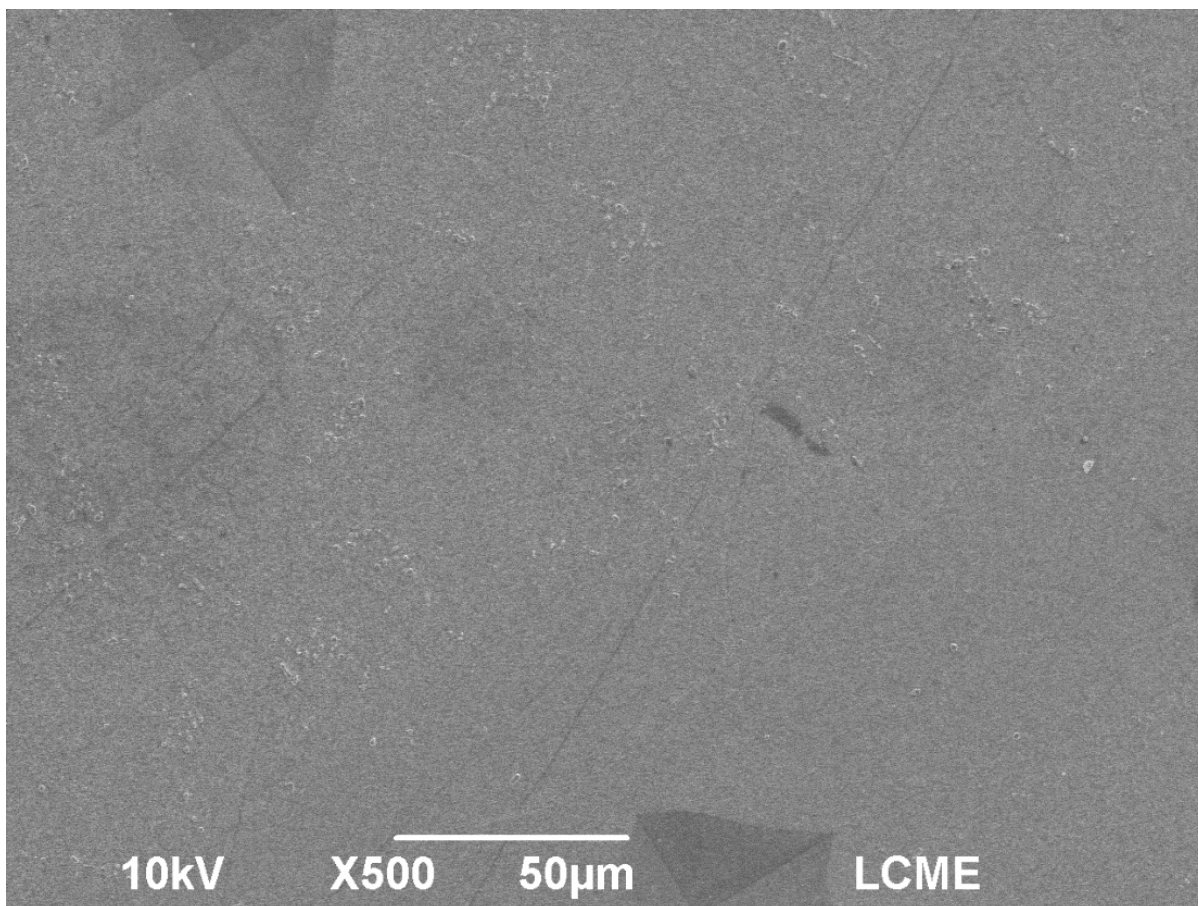


Figura B - 65: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.

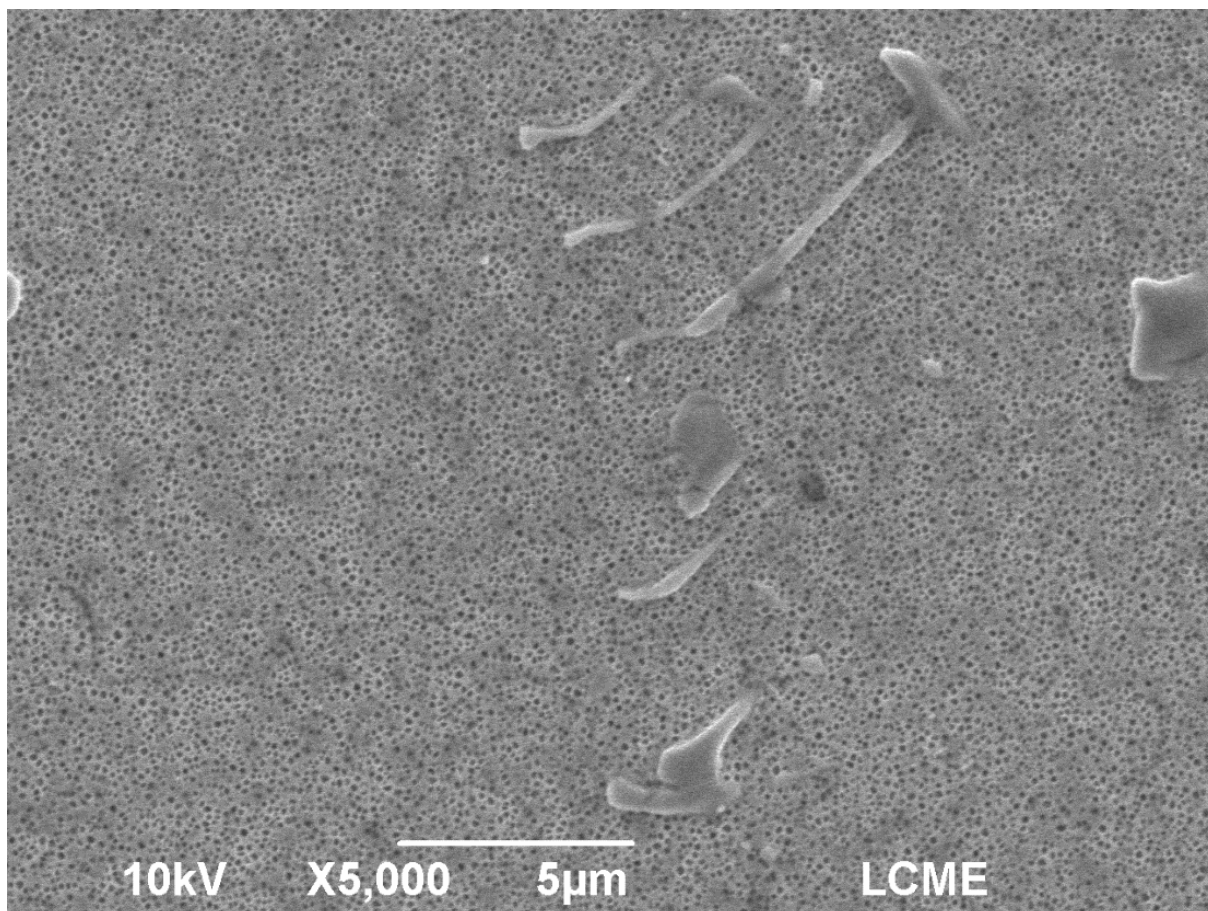


Figura B - 66: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região da ZAC.

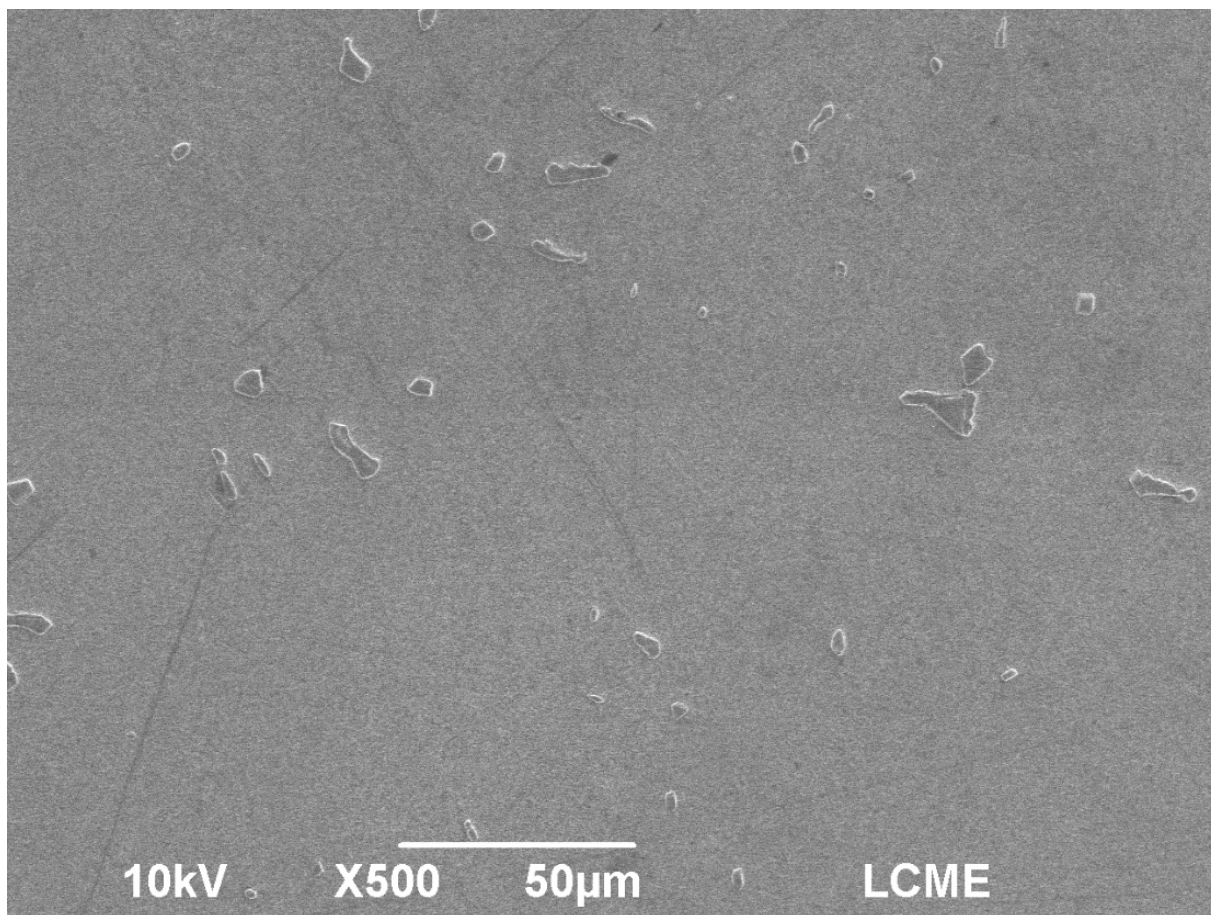


Figura B - 67: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.

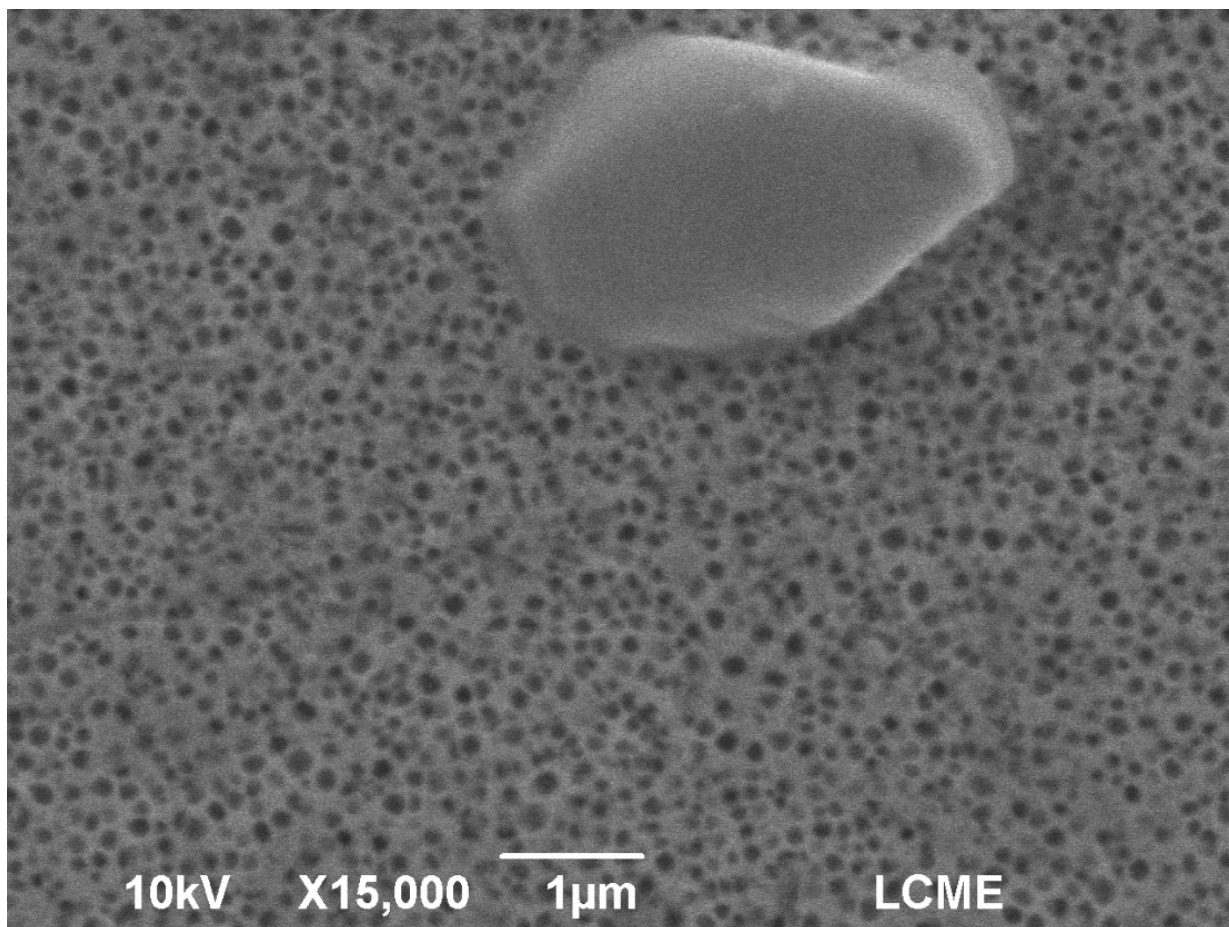


Figura B - 68: Imagem de MEV, material soldado com aporte térmico de 2,1 kJ/cm no estado envelhecido e submetido a TTPS de solubilização e precipitação, região do MB.