

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE CAMPINA GRANDE  
CENTRO DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA  
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA  
E ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**Valmir Rodrigues Batista**

**EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM E DA TEMPERATURA DE  
PREAQUECIMENTO SOBRE A SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR  
HIDROGÊNIO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES UTILIZADAS NO SETOR  
*OFFSHORE* DA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

Campina Grande- PB

2016

**Valmir Rodrigues Batista**

**EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM E DA TEMPERATURA DE  
PREAQUECIMENTO SOBRE A SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR  
HIDROGÊNIO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES UTILIZADAS NO SETOR  
*OFFSHORE* DA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

Tese de Doutorado apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais como requisito parcial à obtenção do título de **Doutor em Ciência e Engenharia de Materiais**.

**Orientador:** Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Agência Financiadora: CAPES / CNPq

Campina Grande – PB

2016

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG**

- B333e     Batista, Valmir Rodrigues.  
              Efeito do processo de soldagem e da temperatura de preaquecimento sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas dissimilares utilizadas no setor *offshore* da indústria do petróleo / Valmir Rodrigues Batista. – Campina Grande, 2016.  
              180 f. il.: color.
- Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais) – Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciência e Tecnologia, 2016.  
              "Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".  
              Referências.
1. Processo Plasma Pó. 2. Fragilização por Hidrogênio. 3. Amanteigamento. 4. Liga de Níquel. 5. Aços AISI 8630M e 4130. I. Maciel, Theophilo Moura. III. Título.

CDU 658.5(043.2)

## VALMIR RODRIGUES BATISTA

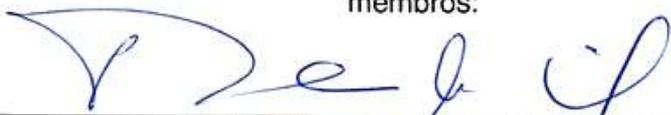
- Engenheiro de Materiais pela UFCG (2009)
- Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais pela UFCG (2011)

Valmir Rodrigues Batista

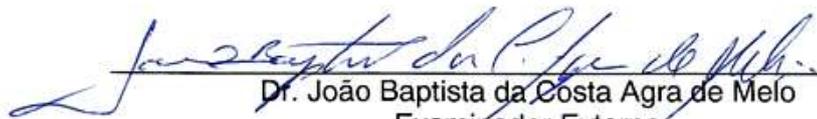
**EFEITO DO PROCESSO DE SOLDAGEM E DA TEMPERATURA DE  
PREAQUECIMENTO SOBRE A SUSCEPTIBILIDADE À FRAGILIZAÇÃO POR  
HIDROGÊNIO DE JUNTAS SOLDADAS DISSIMILARES UTILIZADAS NO SETOR  
OFFSHORE DA INDÚSTRIA DO PETRÓLEO**

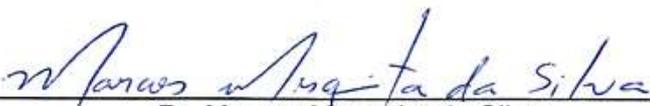
Tese de Doutorado apresentada ao  
Programa de Pós-Graduação em Ciência  
e Engenharia de Materiais como requisito  
parcial à obtenção do título de **Doutor em  
Ciência e Engenharia de Materiais**.

Tese Aprovada em 22/02/2016 pela banca examinadora constituída dos seguintes  
membros:

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Theophilo Moura Maciel  
Orientador  
UAEM/UFCG

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Antônio Almeida Silva  
Examinador Interno  
UAEM/UFCG

  
\_\_\_\_\_  
Dr. João Baptista da Costa Agra de Melo  
Examinador Externo  
UAEM/UFCG

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Marcos Mesquita da Silva  
Examinador Externo  
UAEM/UFCG

  
\_\_\_\_\_  
Dr. Bruno Allison Araújo  
Examinador Externo  
IFPB

Dedico esta pesquisa aos meus queridos  
pais Cicinato Batista Filho e Verônica  
Maria Rodrigues Batista.

## **AGRADECIMENTOS**

Primeiramente a Deus que me deu saúde e paciência, me amparando nos momentos mais difíceis.

À minha família, em especial meus pais que me deram amor, educação e incentivo para estudar e apostaram no meu potencial.

À minha noiva Catarina que soube compreender as minhas ausências, além de me fazer manter a calma e de contribuir efetivamente na realização de algumas tarefas.

Ao meu orientador prof. Dr. Theophilo Moura Maciel, pela ótima orientação, paciência comigo e confiança no meu trabalho.

Aos professores Marco Antônio, Marcos Mesquita, Bruno Allison e Antônio Almeida pelas suas importantes sugestões dadas durante o desenvolvimento e conclusão dessa pesquisa.

Aos amigos e companheiros de trabalho Ramom Fraga, Endira Araújo, Daniela Bezerra, prof. João Baptista, prof. Fernando e Sâmea Valensca pelo inestimável apoio nas atividades laboratoriais.

À Universidade Federal de Campina Grande e Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais, pela contribuição na minha formação acadêmica e pessoal.

Ao Laboratório de Soldagem (LABSOL), ao Laboratório de Reciclagem e ao Laboratório Multidisciplinar de Materiais e Estruturas Ativas (LaMMEA), assim como as pessoas que os compõe, pela estrutura oferecida para a realização da pesquisa.

A CAPES / CNPq pelo apoio financeiro.

Enfim, a todas as pessoas que, de forma direta ou indireta, deram suas contribuições no desenvolvimento deste trabalho. Obrigado!

## RESUMO

Neste trabalho é apresentado um estudo sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de metais dissimilares presentes em equipamentos submarinos da indústria do petróleo, as quais ficam submetidas a condições de uso que envolvem esforços mecânicos severos, em ambientes corrosivos, proveniente da água do mar e do fluido petrolífero. O objetivo dessa pesquisa foi avaliar o efeito da utilização dos processos Plasma Pó (PTA-P) e MIG para a aplicação de "amanteigamentos" com Liga de Ni sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aços dissimilares utilizadas em aplicação *offshore* utilizando diferentes temperaturas de preaquecimento e interpasse e também comparar os resultados para dois aços para válvula, o AISI 8630M e AISI 4130. O processo de soldagem utilizado para a união das juntas foi o processo MIG utilizando-se como metal de adição o arame eletrodo, Inconel-625 (ER NiCrMo-3) de 1,2 mm de diâmetro. Os dois aços foram submetidos a três diferentes combinações de temperaturas de preaquecimento e interpasse antes dos amanteigados pelos processos PTA-P e MIG. Após a etapa de amanteigamento foram realizadas análises de composição química por EDS, microestruturais por MO e MEV, e de microdureza antes e depois do TTAT. Em seguida foram executadas as soldagens de união pelo processo MIG. As amostras de tração foram previamente hidrogenadas simulando as condições existentes de proteção catódica em ambiente submarino. O aumento das temperaturas de preaquecimento e interpasse resultou em maior refino dos grãos da ZTA, entretanto proporcionou aumento da média de sua microdureza e de sua extensão, e em maior migração de Fe do MB para o MS, resultando em maior fragilização por hidrogênio. Pelo processo PTA-P houve uma menor diversidade e frequência de incidência de zonas parcialmente diluídas (ZPD), sendo encontradas apenas ZPD do tipo contínua, enquanto que pelo processo MIG foram encontradas ZPD do tipo descontínua, com diferentes morfologias. O TTAT proporcionou uma significativa redução de 20% a 44% nos valores da microdureza da ZTA. Com base nos níveis de deformação e Índice de Fragilização (IF), o aço AISI 4130 apresentou os melhores resultados com relação à fragilização por hidrogênio.

**Palavras chave:** Processo Plasma Pó. Fragilização por Hidrogênio. Amanteigamento. Liga de Níquel. Aços AISI 8630M e 4130.

## ABSTRACT

This Thesis presents a study about hydrogen embrittlement susceptibility of dissimilar metals welded joints present in oil industry equipment, specifically in valves connections with pipes for the oil transport, which are subject to use conditions involving severe mechanical stresses in corrosive environments, from the seawater and the oil fluid. As the valves steel are martensitic its heat affected zone (HAZ) may be susceptible to hydrogen embrittlement not only from cathodic protection but also from the seawater and  $H_2S$ . Therefore, to prevent this potential embrittlement and consequently crack formation in these regions of the welded joint, is used as nickel alloy filler metal. Therefore, the part of martensitic steel previously undergoes a "buttering" process which consists of applying layers of Ni deposited by welding. The welding process used for the union of the joints was the MIG process using as filler metal the Inconel-625 (ER NiCrMo-3) wire electrode 1.2 mm in diameter. Two steels were buttering, AISI 8630M and AISI 4130. Both were subjected at the three different combinations of preheat and interpass temperatures. For the buttering realization, the same alloy, in powder form, was used by Plasma powder process (PTA-P). To evaluate the efficiency of the PTA-P process in buttering operation it was compared with other buttering performed by MIG process with the same filler metal of the weld joint. After buttering the samples were subjected to post welding heat treatment (PWHT). Chemical composition analyses were performed by Energy Dispersive Spectroscopy (EDS), microstructure by Optical Microscopy (OM) and Scanning Electron Microscopy (SEM), and microhardness. After the welding the samples were machined and hydrogenated using a process similar to those used for cathodic protection and submitted to tension tests. The Increase in the preheat and interpass temperature resulted in higher refining the grains of the HAZ however it, increased its average microhardness and extension, promoted greater Fe migration from MB to the buttering, increasing the hydrogen embrittlement. The use of PTA-P process promoted a very lower incidence and diversity of partially diluted zone (PDZ), being found only continuous PDZ. The PWHT promoted a reduction from 20% to 44% of hardness values. Based on the deformation levels and Embrittlement Index (EI), the AISI 4130 steel showed the best results with respect to hydrogen embrittlement.

**Key words: Plasma Powder Process. Hydrogen Embrittlement. Nickel Alloy. Buttering. AISI 8630 and 4130 steel**

## **PUBLICAÇÕES**

BATISTA, V. R.; PEREIRA, E. M. A.; MACIEL, T. M. **Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões e da Temperatura de Pré-Aquecimento Sobre Microestrutura de Revestimentos com Inconel 625 Aplicados em Aços AISI 8630.** In XLI Congresso Nacional de Soldagem (XLI CONSOLDA). Salvador – BA, 2015.

## **ARTIGO ACEITO**

BATISTA, V. R.; PEREIRA, E. M. A.; MACIEL, T. **Characterization of Inconel 625 Coating on AISI 8630 Steel Using Plasma Powder Process.** In 23rd ABCM International Congress of Mechanical Engineering, Rio de Janeiro, RJ, Brazil 2015.

## **ARTIGO SUBMETIDO**

BATISTA, V. R.; FRAGA, R. C. F.; PEREIRA, E. M. A.; MACIEL, T. M.; MARQUES, J. V. Q.; SILVA, S. A. **Caracterização da Interface de Depósitos de Solda de Inconel 625 Sobre Aços AISI 8630 e AISI 4130 Temperados e Revenidos.** **Revista Soldagem e Inspeção**, 2016.

## LISTA DE FIGURAS

Figura 1– Temperabilidade para os aços AISI 8630 e AISI 8630M. Adaptado de (Cantarin, 2011) .....	30
Figura 2– ZTA predominantemente encontrada em aços AISI 8630M soldados com liga de níquel(Oliveira, 2013).....	31
Figura 3– Resultados de uma têmpera no aço AISI 4130, normalizado a 900°C e austenitizado a 870°C (ASM, 2005). .....	33
Figura 4 - Micrografia de principais fases secundárias de uma liga à base de níquel: intermetálicos, carbeto (Gregori, 2003). .....	35
Figura 5 – Esquema da solubilidade do hidrogênio no metal de solda (Wainer, 1992). .....	40
Figura 6 – Mecanismo de fragilização pelo hidrogênio durante a soldagem (Granjon, 1972). .....	41
Figura 7 – Sistema de proteção catódica por corrente impressa. (Baxter e Britton, 2011) .....	48
Figura 8 - Desenho esquemático da formação de uma junta soldada. ....	50
Figura 9 - Desenho esquemático da deposição de um revestimento por soldagem. ....	50
Figura 10–(a) formação de zona parcialmente diluída na interface da linha de fusão em uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 16 cm/min. (b) diluição local calculada em 4 pontos a partir da linha de fusão. (Kejelin et al., 2006).....	52
Figura 11 - Microestruturas de soldas dissimilares efetuadas sob diferentes condições de velocidade e corrente de soldagem (Kejelin et al., 2006).....	53
Figura 12 - Representação microestrutural da interface dissimilar entre o aço AISI 8630M e amanteigamento com liga 625. (Beaugrand et al., 2009a).....	54
Figura 13 – Diagrama de Schaeffler mostrando os pontos correspondentes ao metal de base (MB), metal de adição (MA) e a solda (ZF). Modenesi (2011).....	55
Figura 14 - Cordões com camada de amanteigamento (Christo e D’oliveira, 2007). ....	56
Figura 15 - Processo básico de soldagem GMAW (Esab, 2013). .....	58
Figura 16- Processo PAW operando no modo <i>keyhole</i> (Modenesi e Marques, 2006). .....	61
Figura 17 – Aspecto típico de revestimento feito por Plasma com adição de pó (Díaz, 2005). .....	62
Figura 18 - Desenho esquemático de uma tocha PTA-P (Plasmateam, 2007). .....	63
Figura 19 – Representação esquemática do arco piloto e do arco transferido (Díaz, 2005). .....	64
Figura 20 – Distribuição da temperatura do arco Plasma (AWS, 1991). .....	65
Figura 21 – Esquema de um equipamento para soldagem a plasma com adição de pó (Marconi, 2005). .....	65
Figura 22 – Equipamento de soldagem multiprocesso da IMC e os acessórios utilizados para a execução do processo PTA-P .....	72
Figura 23 – Fluxograma das atividades realizadas na pesquisa. ....	73
Figura 24 – Esquema do amanteigamento dos aços de elevada resistência.....	74
Figura 25– Cordão isolado realizado com os parâmetros do amanteigamento com PTA-P.....	76
Figura 26 – Sequência de deposição das três camadas de amanteigamento pelo processo MIG. ....	78
Figura 27 – Corte transversal das amostras amanteigadas. ....	79
Figura 28 – Microscópio ótico Olympus BX51.....	80

Figura 29 – Microdurômetro digital Future Tech FM-700. ....	81
Figura 30 – Disposição dos pontos de micr dureza.....	81
Figura 31 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e EDS.....	82
Figura 32 – Etapa de usinagem dos amanteigamentos. ....	83
Figura 33 – Ciclo térmico do tratamento térmico para alívio de tensões internas, TTAT. ....	84
Figura 34 - Dimensões dos chanfros da soldagem dissimilar. ....	85
Figura 35 – Esquema da junta soldada entre os metais dissimilares.....	85
Figura 36 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração. ....	86
Figura 37 – Retirada do corpo de prova da junta soldada.....	86
Figura 38 – Etapas de corte das amostras para tração. a) Corte transversal a junta de união. b) Redução da amostra para 10mm de largura. ....	87
Figura 39 – Corpo de prova de tração com parte útil usinada por eletroerosão a fio. ....	87
Figura 40 - Esquema da célula de dopagem utilizada no ensaio de tração. ....	88
Figura 41 – Máquina de ensaio de tração da Shimadzu. ....	89
Figura 42 – Dimensões da chapa amanteigada.....	92
Figura 43 - Seção transversal dos amanteigamentos das chapas AISI 8630M com PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P. ....	93
Figura 44 – Seção transversal dos amanteigamentos das chapas de AISI 4130 com PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P.....	93
Figura 45 – Seção transversal dos amanteigamentos das chapas AISI 8630M com MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M. ....	94
Figura 46 - Seção transversal do amanteigamento da chapa de AISI 4130 com MIG, Amostra D1-41M. ....	94
Figura 47- Interfaces dos amanteigamentos de AISI 8630M sem TTAT. a) PTA-P. b) MIG. c) MB (8630M).....	96
Figura 48 - Interfaces dos amanteigamentos de AISI 4130 sem TTAT. a) PTA-P. b) MIG. c) MB (4130).....	96
Figura 49 – Efeitos dos múltiplos passes no refino da ZTA do amanteigamento. a) Amostra C3-86M, transição GF-GG 50x b) Amostra C3-86M, ZTAGF 500x, c) Amostra C3-86M, ZTAGG 500x. ....	99
Figura 50 - Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 8630M com PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P. ....	100
Figura 51 - Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 4130 com PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P.....	100
Figura 52 – Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 8630M com MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M .....	101
Figura 53 – Interface AISI 8630M e Inconel 625. a) 200x. b) 1000x .....	102
Figura 54 – Interface AISI 8630M/ Inconel -625, evidenciando estruturas conhecidas como “dedos”. ....	103
Figura 55 – Presença de zonas parcialmente diluídas nas interfaces para o processo MIG. A) Amostra C1-86M: ZPD tipo ilha. B) Amostra C1-86M: ZPD tipo praia. C) Amostra C3-86M: ZPD tipo península. D) Amostra C3-86M: dedos. E) Amostra D1-41M: ZPD tipo praia. F) Amostra C2-86M: ZPD tipo ilha.....	105

Figura 56 – Influência do preaquecimento na extensão da zona $\Phi$ . a) Amostra C1-86M, com preaquecimento de 200°C e interpasse de 240°C, 500x. b) Amostra C3-86M, com preaquecimento de 280°C e interpasse de 370°C, 500x. ....	106
Figura 57 -Defeitos ao longo da linha de fusão da amostra A1-86P: a) Falta de penetração- 50x, b) Falta de penetração - 100x, c) Ampliação de (b) - 1000x.....	108
Figura 58 - Defeitos encontrados na interface da amostra A2-86P. Trincas na interface dissimilar e propagação no Inconel 625. a) 200x, b) 500x.....	109
Figura 59 – Esquema da formação do contornos de grão tipo II. Nelson e Lippold (2000). ....	110
Figura 60 - Interface MS/MB para os amateigamentos de AISI 8630M feitos com PTA-P, após o TTAT. a) Amostra A1-86P-T. b) Amostra A2-86P-T.....	111
Figura 61 – Interface MS/MB para os amateigamentos de AISI 4130 feitos com PTA-P, após o TTAT. a) Amostra B1-41P-T. b) Amostra B2-41P-T. c) Amostra B3-41P-T. ....	111
Figura 62 – Interface MS/MB para os amateigamentos de AISI 8630M feitos com MIG, após o TTAT. a) Amostra C1-86M-T. b) Amostra C2-86M-T. c) Amostra C3-86M-T. ....	112
Figura 63 – Interface MS/MB para o amateigamento de AISI 4130 feito com MIG, após o TTAT. Amostra D1-41M-T. ....	112
Figura 64 - Crescimento da zona $\Delta$ após o TTAT. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B1-41P-T. c) Amostra B2-41P. d) Amostra B2-41P-T. e) Amostra B3-41P. f) Amostra B3-41P-T. ....	113
Figura 65 - Interface aço AISI 8630M/ Inconel 625 (Oliveira, 2013). ....	115
Figura 66 - Interface dissimilar da amostra A1-86P. a) 2000x. b) 4000x.....	116
Figura 67 - Interface dissimilar da amostra A2-86P. a) 2000x. b) 4000x.....	116
Figura 68– Interface dissimilar das amostras do grupo B. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P. 2000x .....	116
Figura 69 – Imagens de MEV de alguns precipitados. a) Precipitado cuboidal na amostra C1-86M. b) Precipitado alongado na amostra C1-86M. c) Precipitado alongado na amostra B2-41P. ....	117
Figura 70 – Interface dissimilar de amateigamentos realizados pelo processo MIG, evidenciando ZPDs descontínuas. a) Amostra C1-86M. b) Amostra D1-41M. 2000X .....	118
Figura 71– Interface dissimilar do amateigamento do aço AISI 8630M realizados pelo processo MIG, evidenciando zona $\Delta$ , zona M e zona $\Phi$ . a) Amostra C2-86M-T – 2000x. b) Zona M da Amostra C2-86M-T – 10000x. ....	119
Figura 72 – Interface dissimilar do amateigamento do aço AISI 4130 realizado pelo processo MIG, evidenciando zona $\Delta$ , zona M e zona $\Phi$ . a) Amostra D1-41M-T – 2000x. b) ) Amostra D1-41M-T – 4000x. ....	119
Figura 73 – Disposição dos pontos para medida de composição química por EDS na zona M (4000x). ....	121
Figura 74 – Diagrama de Schaeffler evidenciando a microestrutura de algumas regiões da amostra C2-866M-T amateigada com Inconel 625.....	122
Figura 75 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A1-86P. ....	124
Figura 76 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A2-86P. ....	124
Figura 77 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B1-41P .....	125

Figura 78 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B2-41P .....	125
Figura 79 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B3-41P .....	125
Figura 80 -Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C1-86M .....	126
Figura 81 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C2-86M .....	126
Figura 82 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C3-86M .....	126
Figura 83 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra D1-41M .....	127
Figura 84 – Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A1-86P-T .....	127
Figura 85 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B1-41P-T .....	127
Figura 86 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C1-86M-T .....	128
Figura 87 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra D1-41M-T .....	128
Figura 88 - Localização dos pontos da análise química pontual. ....	130
Figura 89 –Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra A1-86P. ....	130
Figura 90 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra A2-86P. ....	131
Figura 91 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B1-41P. ....	131
Figura 92 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B2-41P. ....	131
Figura 93 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B3-41P. ....	132
Figura 94 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C1-86M. ....	132
Figura 95 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C2-86M. ....	132
Figura 96 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C3-86M. ....	133
Figura 97 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra D1-41M. ....	133
Figura 98 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B1-41P-T. ....	134
Figura 99 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C1-86M-T. ....	134
Figura 100 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra D1-41M-T. ....	134
Figura 101 – Microdurezas do grupo A, AISI 8630M amanteigados por PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P. ....	138
Figura 102 - Microdurezas do grupo B, AISI 4130 amanteigados por PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P. ....	139

Figura 103 - Microdurezas do grupo C, AISI 8630M amanteigados por MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M. ....	140
Figura 104 - Microdureza da amostra D1-41M, AISI 4130 amanteigada por MIG...	141
Figura 105 - Microdurezas do grupo A após TTAT, AISI8630M amanteigados por PTA-P. a) Amostra A1-86P-T. b) Amostra A2-86P-T. ....	142
Figura 106 - Microdurezas do grupo B após TTAT, AISI 4130 amanteigados por PTA-P. a) Amostra B1-41P-T. b) Amostra B2-41P-T. c) Amostra B3-41P-T.....	143
Figura 107 - Microdurezas do grupo C após TTAT, AISI 8630M amanteigados por MIG. a) Amostra C1-86M-T. b) Amostra C2-86M-T. c) Amostra C3-86M-T. ....	144
Figura 108 - Microdureza da amostra D1-41M-T, AISI 4130 amanteigada por MIG, com TTAT.....	145
Figura 109 – Valores médios de microdureza da ZTA dos amanteigamentos, antes e depois do TTAT.....	145
Figura 110 – Perfil de microdureza da amostra A2-86P antes e depois do TTAT...	146
Figura 111 - Isotermas na soldagem de chapas grossas (fluxo de calor tridimensional) (Guimarães, 2010). ....	147
Figura 112 - Interface da linha de fusão com microdurezas na ZPD. a) A1-86P, b) B3-41P, c) C1-86M. d) C3-86M. ....	148
Figura 113 – Curvas de tração tensão x deformação para as condições sem hidrogenação (SH). ....	151
Figura 114 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição C1-86M. Comparação SH x CH.....	154
Figura 115 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição C3-86M. Comparação SH x CH.....	154
Figura 116 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição D1-41M. Comparação SH x CH.....	155
Figura 117 – Aparência do corpo de prova após a fratura. ....	156
Figura 118 – Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova sem hidrogenação, 40x. a) Amostra C1-86M-SH. b) Amostra C3-86M-SH. c) Amostra D1-41M-SH. ....	157
Figura 119–Amostra C1-86M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.....	158
Figura 120 - Amostra C3-86M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.....	158
Figura 121 - Amostra D1-41M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.....	159
Figura 122 – Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição C1-86M com hidrogenação, 40x. a) Amostra C1-86M-CH1. b) Amostra C1-86M-CH2. c) Amostra C1-86M-CH3.....	160
Figura 123 - Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição C3-86M com hidrogenação, 40x. a) Amostra C3-86M-CH1. b) Amostra C3-86M-CH2. c) Amostra C3-86M-CH3.....	160
Figura 124 - Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição D1-41M com hidrogenação, 40x. a) Amostra D1-41M-CH1. b) Amostra D1-41M-CH2. c) Amostra D1-41M-CH3.....	160
Figura 125 – Falta de fusão na interface MB/MS na amostra C3-86M-CH2. Aumento de 200x. ....	161
Figura 126 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra C1-86M-SH. b) Amostra C1-86M-CH1. c) Amostra C1-86M-CH2. d) Amostra C1-86M-CH3. ....	163

Figura 127 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra C3-86M-SH b) Amostra C3-86M-CH1. c) Amostra C3-86M-CH2. d) Amostra C3-86M-CH3. ....	164
Figura 128 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra D1-41M-CH1. b) Amostra D1-41M-CH2. c) Amostra D1-41M-CH3.....	165

## LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do aço AISI 8630 temperado e revenido.....	30
Tabela 2– Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 temperado e revenido.....	32
Tabela 3 – Propriedades físicas da liga Inconel 625.....	36
Tabela 4 – Composição química nominal da liga Inconel 625 .....	37
Tabela 5 – Composição química nominal da liga Inconel-625. ....	70
Tabela 6 - Composição química (% em peso) dos metais de base.....	70
Tabela 7 – Temperaturas de preaquecimento e interpasse .....	75
Tabela 8– Parâmetros de soldagem dos amanteigamentos feitos pelo processo PTA-P.....	77
Tabela 9– Parâmetros de soldagem dos amanteigamentos feitos pelo processo MIG .....	78
Tabela 10 – Parâmetros das soldas de união. ....	84
Tabela 11 – Dimensões dos amanteigamentos e chapas amanteigadas. ....	91
Tabela 12 – Mapeamento químico por EDS de um “dedo” na amostra C2-86M.....	103
Tabela 13 – Quantidade e diversidade de ZPD nos processos PTA-P e MIG. ....	104
Tabela 14 – Valores médios da Extensão da zona $\Phi$ . ....	107
Tabela 15 - Composição química por EDS em precipitados .....	118
Tabela 16 – Resultados de EDS para a Zona M.....	121
Tabela 17 – Resultados de microdureza antes e depois do TTAT.....	137
Tabela 18 – Microdureza Vickers (valores em HV) na zona descarbonetada e ZTA. ....	141
Tabela 19 – Tamanho da ZTA dos amanteigamentos. ....	146
Tabela 20 – Resultados dos ensaios de tração.....	150
Tabela 21 - Pontos de ruptura das juntas ensaiadas por tração.....	156

## LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

### Abreviaturas

**5L** – *Specification for line pipe*

**ARBL** – Alta resistência e baixa liga

**CC<sup>+</sup>** - Corrente contínua com polaridade inversa ou reversa

**CC<sup>-</sup>** - Corrente contínua com polaridade direta

**CP** – Corpo de prova

**D** – Diluição

**DBP** – Distância do bocal à peça

**DL** – Diluição longitudinal

**H** – Energia de soldagem

**EDX** – *Energy dispersive X-ray*

**EDS** – *Energy dispersive spectroscopy*

**FCAW** – *Flux cored arc welding*

**GMAW** – *Gas metal arc welding*

**GR** – Grau

**GTAW** – *Gas-shielded tungsten arc welding*

**HV** – Dureza vickers

**IMZ's** – Zonas intermediárias misturadas

**K** – Kelvin

**L** – Largura do cordão

**LF** – Linha de fusão

**M** – Molar

**MAG** – *Metal active gas*

**MB** – Metal de base

**MEV** – Microscopia eletrônica de varredura

**MIG** – *Metal Inert gas*

**MS** – Metal de solda

**MSR** – Metodologia de superfície de resposta

**n** – Número de oxidação da espécie eletroativa

**PTA-P** – *Plasma transferred arc - powder*

**P.A.** – Pró-análise (o reagente tem grau de pureza suficientemente alto para uso em análise química)

**psi** – *Pound square inch*

**R** – Altura do cordão

**R/L** – Relação altura / largura do cordão

**SAW** – *Submerged arc welding*

**SEM** – *Scanning electron microscopy*

**SMAW** – *Shielded metal arc welding*

**Sn** - Estanho

**T<sub>o</sub>** – Temperatura de preaquecimento

**T<sub>i</sub>** – Temperatura de interpasse

**TTAT** – Tratamento térmico para alívio de tensão

**TTPS** – Tratamento térmico pós soldagem.

**U** – Tensão elétrica

**UMZ's** – Zonas não misturadas

**V<sub>a</sub>** – Velocidade de alimentação

**V<sub>s</sub>** – Velocidade de soldagem

**ZPD** – Zonas parcialmente diluídas

**ZPM** - Zonas parcialmente misturadas

**ZTA** – Zona termicamente afetada

**ZTA-GG** – Região de grãos grosseiros da zona termicamente afetada

**ZTA-GF** – Região de grãos finos da zona termicamente afetada

## **Siglas**

**AISI** - *American Iron and Steel Institute*

**ANSI** – *Association National Standards Institute*

**API** – *American Petroleum Institute*

**ASM** - *American Society of materials*

**ASME** – *American Society of Mechanical Engineers*

**ASTM** – *American Society for Testing And Materials*

**AWS** – *American Welding Society*

**CENPES** - Centro de Pesquisa e Desenvolvimento Leopoldo A. Miguez de Mello

**NACE** – *National Association Corrosion Engineers*

**SAE** – *Society of Automotive Engineers*

## LISTA DE SÍMBOLOS

- $\Phi$  – tipo de zona parcialmente diluída
- $\Delta$  – zona descarbonetada na ZTA do metal de base
- $\Pi$  – região dendrítica do metal de solda
- $M$  – Zona parcialmente diluída descontínua
- $\eta$  – Eficiência térmica
- $\gamma$  – Fase gama (Austenita)
- $\gamma''$  – Fases intermetálicas
- $\mu$  - Módulo de cisalhamento
- $\eta_a$ – Sobretensão anódica
- $\eta_c$ – Sobretensão catódico
- $\nu$ - coeficiente de Poisson

## SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO	25
1.1 Contextualização	25
1.2 Objetivos	27
1.2.1 Objetivo geral	27
1.2.2 Objetivos específicos	27
2 REVISÃO DA LITERATURA	28
2.1 Aços de baixa liga	28
2.1.1 Aços AISI 8630	29
2.1.2 Aço AISI 4130	31
2.2 Ligas de níquel	33
2.3 Liga Inconel – 625	36
2.4 Fragilização por hidrogênio	38
2.4.1 Permeação de hidrogênio nos aços	38
2.4.2 Solubilidade e difusibilidade do hidrogênio nos aços	40
2.4.3 Efeito deletério do hidrogênio nos metais	43
2.4.4 Mecanismos de fragilização pelo hidrogênio	44
2.4.4.1 Trincamento induzido pelo hidrogênio -“Hydrogen induced cracking”(HIC)	44
2.4.4.2 Fragilização por hidrogênio em presença de sulfetos- “Sulfide stress cracking” (SSC)	44
2.4.4.3 Corrosão sob tensão em presença de hidrogênio -“Hydrogen stress cracking”(HSC)	45
2.4.4.4 Corrosão sob tensão- “Stress corrosion cracking”(SCC)	45
2.4.5 Teorias de fragilização pelo hidrogênio	45
2.4.6 Geração de hidrogênio através da proteção catódica	47
2.5 Soldagem de união e revestimento	49
2.6 Aspectos metalúrgicos de revestimento de ligas de Ni aplicados por soldagem em aços	51
2.6.1 Formação de zona parcialmente diluída	51
2.6.2 Microestruturas presentes na interface entre ligas de Ni e aços martensíticos	53
2.7 Processo de amanteigamento	55
2.8 Soldagem a arco gás-metal – GMAW (MIG/MAG)	58
2.9 Processo de soldagem a plasma - PAW	59
2.9.1 Definição e características gerais	59
2.9.2 Princípio de funcionamento do processo PAW	60

2.10	Processo de soldagem / revestimento a plasma com adição de pó	61
2.10.1	Princípio de funcionamento do processo PTA-P	62
2.10.2	Equipamento e seus acessórios do processo PTA-P	65
2.10.3	Principais variáveis de influência no processo	66
2.10.3.1	Corrente de soldagem	67
2.10.3.2	Orifício constritor (bocal): diâmetro, comprimento e ângulo de convergência dos canais condutores dos pós.	67
2.10.3.3	Recuo do eletrodo	68
2.10.3.4	Ângulo da ponta do eletrodo	68
2.10.3.5	Velocidade de soldagem	68
2.10.3.6	Distância bico peça	68
2.10.3.7	Características e taxa de alimentação do pó	69
2.10.3.8	Vazão e gases utilizados.	69
3.	MATERIAIS E MÉTODOS	70
3.1	Materiais	70
3.2	Equipamentos de soldagem	71
3.3	Metodologia	72
3.3.1	Soldas de amanteigamento	74
3.3.1.1	Amanteigamento com o processo PTA-P	75
3.3.1.2	Amanteigamentos com o processo MIG	77
3.3.2	Análise metalográfica e de microdureza dos amanteigamentos	79
3.3.3	Soldagem de união das chapas	82
3.3.4	Avaliação da fragilização por hidrogênio	85
3.3.4.1	Corpos de prova	86
3.3.4.2	Hidrogenação dos corpos de prova	87
3.3.4.3	Ensaio de tração	88
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	91
4.1	Aspectos gerais dos amanteigamentos	91
4.2	Caracterização microestrutural por microscopia ótica sem TTAT	95
4.3	Caracterização microestrutural por microscopia ótica com TTAT	110
4.4	Caracterização microestrutural por MEV.	114
4.5	Resultados de microdureza	135
4.6	Resultados dos ensaios de fragilização por hidrogênio	149
4.7	Análises das superfícies de fratura	156
5	CONCLUSÕES	166
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS	168



# 1 INTRODUÇÃO

## 1.1 Contextualização

Com a escassez de petróleo, tem sido comum a exploração e refino de óleos cada vez mais pesados. Estes óleos, com elevados teores de impurezas tornam-se bastante agressivos aos materiais dos equipamentos de processos utilizados nas unidades de exploração e refino da Petrobrás. Um dos problemas encontrados é a degradação destes equipamentos por corrosão, em especial a corrosão naftênica. Isto ocorre porque as refinarias não foram originalmente projetadas para trabalhar com os níveis de impurezas presentes nestes óleos mais pesados.

Na tentativa de impedir a corrosão de equipamentos em ambientes marinhos utiliza-se, entre algumas técnicas, revestimentos metálicos e proteção catódica. Entretanto, a aplicação de proteção catódica gera hidrogênio livre que pode provocar a fragilização em regiões susceptíveis a este problema como é o caso das juntas soldadas de aços de alta resistência como aqueles utilizados em válvulas submarinas (Beaugrand et al., 2009a; Orian et al., 1985).

A maioria dos aços de alta resistência é considerada susceptível à fragilização por hidrogênio. A susceptibilidade de aços à fragilização por hidrogênio geralmente aumenta com o aumento da sua resistência à tração. Aços com resistência à tração inferior a 700 MPa possuem boa resistência a fissuras por hidrogênio, e as estruturas feitas com tais aços têm sido usados em serviço sem problemas graves em vários ambientes que não contêm sulfeto de hidrogênio. Aços com uma resistência à tração superior a 1000 MPa são suscetíveis à fragilização por hidrogênio, e aços com resistência à tração superior a 1200 MPa são especialmente suscetíveis e podem falhar quando submetido a tensão de tração muito abaixo do seu limite de escoamento (Duprez et al., 2011; Eliaz et al., 2002;).

Ćwiek (2007) testando aços de alta resistência e as suas juntas soldadas, verificou que os mesmos são susceptíveis à fragilização por hidrogênio quando avaliadas com taxa de deformação lenta. A perda de plasticidade é mais elevada para as juntas soldadas do que para o metal de base. Em contrapartida, estes aços e juntas soldadas têm alta resistência ao trincamento por hidrogênio em um teste de carga constante.

Com o objetivo de melhorar as propriedades mecânicas da junta, vem sendo comumente utilizada a técnica do “amanteigamento” em juntas de aço carbono de alta resistência e em juntas dissimilares (Fenske et al., 2010; Beaugrand et al., 2009a; Schwartzman et al., 2009; Christo e D’oliveira, 2007; Farias e Aguiar, 2003;). O “amanteigamento”, neste caso, consiste na aplicação prévia de uma camada intermediária de um metal de alta tenacidade e com baixa difusividade com relação ao hidrogênio nos dois ou em um dos lados da junta. Normalmente é aplicado naquele lado do aço de alta resistência mecânica, antes da solda de união da junta, reduzindo também o nível de tensões residuais oriundo das restrições às dilatações da junta e de eventuais diferenças entre os coeficientes de expansão térmica entre os materiais dissimilares a serem soldados. Porém os resultados podem ser influenciados pelo ajuste dos parâmetros de soldagem como foi constatado nos trabalhos de Christo e D’oliveira (2007) e Farias e Aguiar (2003). O amanteigamento pode ser feito em camada dupla, visando à redução de custos com tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS), pois a segunda camada embora não exerça uma função efetiva no que diz respeito ao alívio de tensões, promove o refino e o revenimento da zona de grãos grosseiros afetada pelo calor (ZTA-GG) da primeira camada (Silva et al., 2008; Azevedo et al., 2004).

Um processo de soldagem que vem ganhando destaque em aplicação de revestimentos é o Plasma Pó (PTA-P) devido à excelente qualidade das soldas e aos baixos níveis de diluição alcançados segundo Santos (2014), Reis e Scotti (2007) e Marconi (2005). Porém é um processo capaz de fornecer alta densidade de energia, sendo, portanto, possível alcançar elevadas penetrações. Logo fica claro que as características geométricas e metalúrgicas das soldas serão dependentes da escolha adequada dos parâmetros de soldagem, que por sua vez podem ser ajustadas de forma independentes (Silva, 2010a). Devido à alta intensidade e concentração do arco (calor) é possível se obter soldas de menor volume e com menores níveis de tensões ou distorções residuais, o que é vantajoso quando se quer minimizar a fragilização por hidrogênio (AWS, 1991).

Neste contexto, destaca-se a importância de um trabalho voltado para o estudo de aplicações de camadas de amanteigamento em juntas de aços de elevada resistência mecânica visando minimizar ou sanar os efeitos negativos da fragilização por hidrogênio, utilizando um processo avançado tecnologicamente que

pode reunir além de uma melhor qualidade da junta soldada a possibilidade de aplicações com maior rapidez e uniformidade melhorando a relação custo/benefício.

Sendo assim, o presente trabalho apresenta um estudo voltado à análise de juntas amanteigadas com ligas de níquel através dos processos de soldagem Plasma-pó (PTA-P) e MIG, avaliando o efeito das temperaturas de preaquecimento e interpasse e do tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT) sobre as características microestruturais, microdureza e resistência à fragilização por hidrogênio dos aços baixa liga AISI 8630M e AISI 4130.

## **1.2 Objetivos**

### **1.2.1 Objetivo geral**

Avaliar o efeito da utilização do tipo de aço, do processo e dos parâmetros de soldagem sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio de juntas soldadas de aços dissimilares utilizados em aplicação “offshore”.

### **1.2.2 Objetivos específicos**

- Avaliar o efeito da aplicação do processo PTA-P e MIG na etapa de amanteigamento dos aços;
- Avaliar o efeito do tipo de aço e da temperatura de preaquecimento sobre a susceptibilidade à fragilização por hidrogênio das juntas soldadas;
- Avaliar o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões sobre a microestrutura e a microdureza na interface dos amanteigamentos.

## 2 REVISÃO DA LITERATURA

### 2.1 Aços de baixa liga

Os aços estruturais com teor de carbono variando de 0,25 a 0,5%, não possuindo mais que 5% de elementos de liga na sua composição são classificados como aço médio carbono e baixa liga. Os tratamentos térmicos de têmpera são responsáveis pelo aumento de suas propriedades mecânicas, pois resultam em microestrutura martensítica, necessitando com isso um posterior tratamento de revenimento para alívio de suas tensões internas e ajuste nas propriedades mecânicas como a dureza, por exemplo.

Temperabilidade é a capacidade de um aço ter sua microestrutura transformada completamente de austenita para martensita, a uma dada profundidade, quando resfriado sob determinadas condições. Tal propriedade não deve ser confundida com a dureza máxima que um aço pode adquirir após a têmpera. Essa propriedade depende fundamentalmente de alguns fatores, como: composição química do aço; processo de fabricação do aço; tamanho de grão; microestrutura do aço antes da tempera; homogeneidade da austenita.

Por possuírem teores médios de carbono e alguns elementos de liga, como Cr e Mo, esses aços baixa liga possuem uma elevada temperabilidade o que geralmente prejudica a sua soldabilidade. Esse fato exige critérios de soldagem mais rigorosos para fabricação de componentes soldados feitos desses aços, evitando assim a falha prematura desses componentes. Dentre os cuidados que devem ser tomados na soldagem desses componentes podem-se citar: tratamentos térmicos posteriores para alívio de tensões, preaquecimento, controle das temperaturas de interpasse, etc. Infosolda (2016). No entanto mesmo com uma série de cuidados os problemas metalúrgicos de soldagem ainda são possíveis de acontecer.

Um dos principais problemas que podem ocorrer em componentes soldados, principalmente em soldagem dissimilar com esses aços, é o fenômeno chamado de fissuração por hidrogênio ou trinca a frio. Esse é um mecanismo de fissura muito comum em componentes soldados e certamente um dos mais perigosos. A trinca acontece em temperaturas abaixo de 200°C e frequentemente se revela dias após a operação de soldagem, necessitando assim que se tenha que esperar por volta de 48 horas para a realização das inspeções (Mischler, 1976). Esse tipo de trinca é

mais comum na zona afetada pelo calor (ZTA), próximo a linha de fusão, mas também pode ocorrer no metal de solda. Na ZTA, as trincas podem ser tanto intergranulares, seguindo os contornos de grão da austenita primária, quanto transgranular.

Para que ocorra a fissuração induzida por hidrogênio são necessárias pelo menos três condições. Estas são: presença de tensões trativas, presença de hidrogênio; e microestrutura frágil (Wainer, 1992).

É importante frisar a dificuldade de evitar a presença de hidrogênio na solda. Além dos problemas de trinca a frio que aparecem com até 48 horas depois da soldagem, existe outro tipo de falha por hidrogênio muito comum em componentes soldados desses aços com aplicações subaquáticas. Comumente esses aços de baixa liga são utilizados em válvulas e soldados com liga de níquel. Porém esses aços possuem baixa resistência a corrosão e ficam submetidos a ambientes marinhos de elevada agressividade. Por isso é recomendado pela ISO (2008) que esses componentes fiquem submetidos a proteção catódica. No entanto essa proteção contra corrosão é uma reação eletroquímica que libera íons de hidrogênio, e os mesmos são absorvidos de forma contínua pela junta soldada durante sua vida em uso. Parte desse hidrogênio tende a se acumular na região de interface dissimilar até que se inicie o processo de falha, visto que nessa região (estrutura CFC) o hidrogênio possui maior solubilidade e menor difusividade. (Siquara, 2006; AWS, 1998; Wainer 1992)

### **2.1.1 Aços AISI 8630**

Esse é um tipo de aço de baixa liga, tratado termicamente por têmpera e revenido, que tem uma boa relação entre resistência mecânica e tenacidade. Tem-se o AISI 8630 e o AISI 8630M. Este último é uma variação do primeiro, onde a letra M nos remete ao fato que ele foi modificado a fim de garantir propriedades mecânicas constantes e superiores aos requisitos mecânicos para fabricação de componentes da indústria do petróleo. Tais requisitos são estipulados pela norma NACE MR0175 / ISO 15156 (NACE, 2015). O aço AISI 8630M além de possuir elementos químicos refinadores de grão ele também possui teores mais elevados dos elementos C, Cr, Ni e Mo que no aço AISI 8630. A Tabela 1 apresenta algumas propriedades mecânicas do aço AISI 8630 na condição temperado e revenido.

Tabela 1 – Propriedades mecânicas do aço AISI 8630 temperado e revenido.

Limite de resistência (MPa)	665
Limite de escoamento (MPa)	517
Alongamento (%)	17
Redução de área (%)	35

Fonte: Howco (2016a)

Ensaio de temperabilidade podem ser realizados nesses dois aços AISI 8630 e AISI 8630M a fim de mostrar a diferença na variação de dureza e limite de escoamento ao longo da espessura de barras feitas desses aços. Como pode ser visto na Figura 1, ambos os aços apresentam perdas no limite de escoamento ao longo da espessura, porém nota-se uma perda muito mais significativa no aço AISI 8630 ao se aproximar do centro do tarugo. Segundo Cantarin (2011) essa diminuição na tensão de escoamento se deve a substituição parcial de martensita por ferrita à medida que se aproxima do centro do tarugo. Esse fenômeno está associado às menores velocidades de resfriamento nessas regiões centrais.

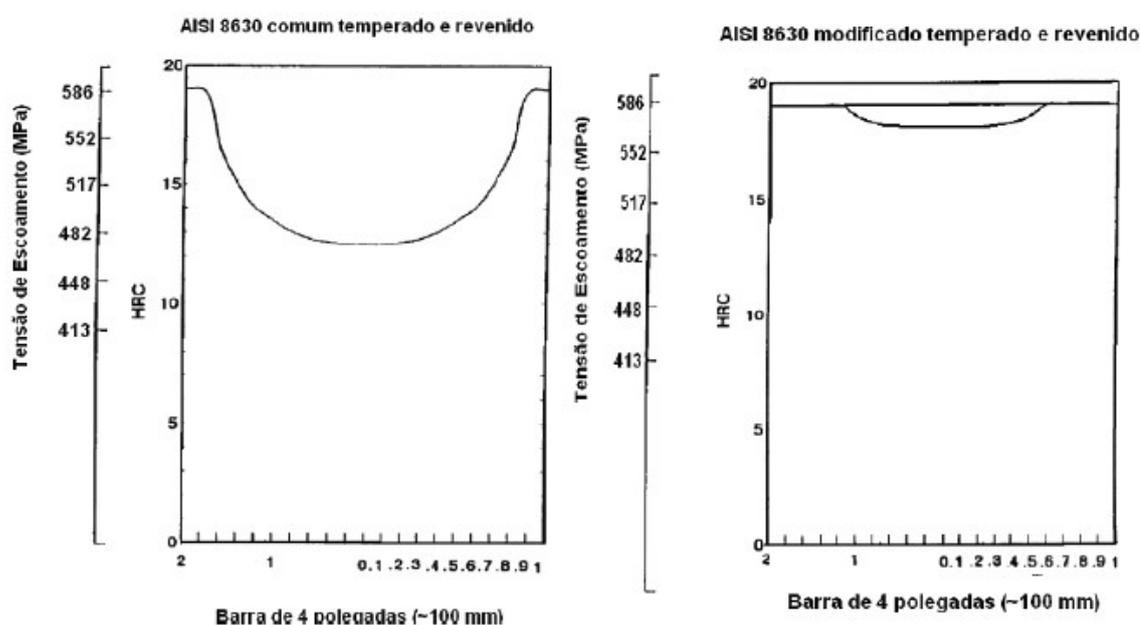


Figura 1– Temperabilidade para os aços AISI 8630 e AISI 8630M. Adaptado de (Cantarin, 2011)

A melhor temperabilidade do aço AISI 8630M se deve aos teores mais elevados dos elementos C, Cr, Ni e Mo, o que também influencia no aumento da resistência mecânica. Uma boa tenacidade é mantida devido a adição de pequenas quantidades de elementos formadores de carbonetos estáveis e refinadores de grão

como Nb, Ti, V e Al. Esse aço, depois de soldado, apresenta em sua ZTA uma microestrutura predominantemente martensítica, como pode ser visto na Figura 2 (Oliveira, 2013). Segundo Costa (2013) o aço AISI 8630M apresenta limite de resistência de 950 MPa, deformação de área de 22% e deformação linear de 12%. Através da Figura 1, nota-se que esse aço possui limite de escoamento de até 586 Mpa (85 Ksi) sem ultrapassar a dureza de 22 HRC. Considerando a composição química do aço AISI 8630M estudado nesse trabalho, chega-se a um valor de carbono equivalente de 0,783, classificando-o como um aço de má soldabilidade. Isso não significa que não seja soldável, mas sim que exige maiores cuidados na sua soldagem, como por exemplo, utilização de preaquecimento, consumível com baixo teor de hidrogênio, controle da temperatura interpasse, processo de soldagem que introduza pouco hidrogênio na peça, aquecimento posterior e tratamento térmico pós-soldagem de alívio de tensões.



Figura 2– ZTA predominantemente encontrada em aços AISI 8630M soldados com liga de níquel(Oliveira, 2013).

### 2.1.2 Aço AISI 4130

Esses são também aços de baixa liga tratados termicamente. Possuem teores médios de carbono e são temperados e revenidos. Tipicamente contém até

5% de elementos de liga, 0,25 a 0,50% de carbono e tem sua resistência aumentada por têmpera e revenimento, formando martensita revenida até atingir o desejável nível de resistência ( Kou, 2003).

De acordo com o sistema de classificação adotado pela AISI e SAE ele faz parte do grupo 41XX – aços Cr-Mo com 0,4 a 1,1% de Cr e 0,08 a 0,35% de Mo. Um aço AISI 4130 contém obrigatoriamente teores de C variando de 0,28 a 0,33%, teores de Mn variando de 0,4 a 0,6%, teores de Si de 0,20 a 0,35%, Cr de 0,8 a 1,1%, Mo de 0,18 a 0,25%. Essa composição favorece a formação de martensita após a têmpera.

Na Tabela 2 são identificadas algumas propriedades mecânicas do aço AISI 4130 temperado e revenido.

Os principais objetivos do revenimento do aço AISI 4130 são o alívio de tensões e a obtenção de dureza, resistência mecânica e/ou tenacidade até valores desejados.

Tabela 2– Propriedades mecânicas do aço AISI 4130 temperado e revenido.

Limite de resistência (MPa)	586
Limite de escoamento (MPa)	414
Alongamento (%)	20
Redução de área (%)	40

**Fonte:** Howco (2016b)

O revenimento consiste no reaquecimento à temperatura subcrítica, selecionada a partir da dureza final desejada, seguida de resfriamento ao ar. Esse tratamento é sempre realizado após a têmpera para possibilitar o alívio das tensões originadas das transformações microestruturais que ocorrem durante o resfriamento rápido da austenita. Na grande maioria dos casos essas tensões são tão grandes que não é possível o uso direto desses componentes temperados sem que antes passem por um revenimento. Portanto o revenido vem restaurar a tenacidade necessária em cada situação de uso do aço.

O ensaio Jominy é o método metalúrgico mais utilizado para determinação da temperabilidade de um aço. A Figura 3 mostra o ensaio Jominy para aço AISI 4130.

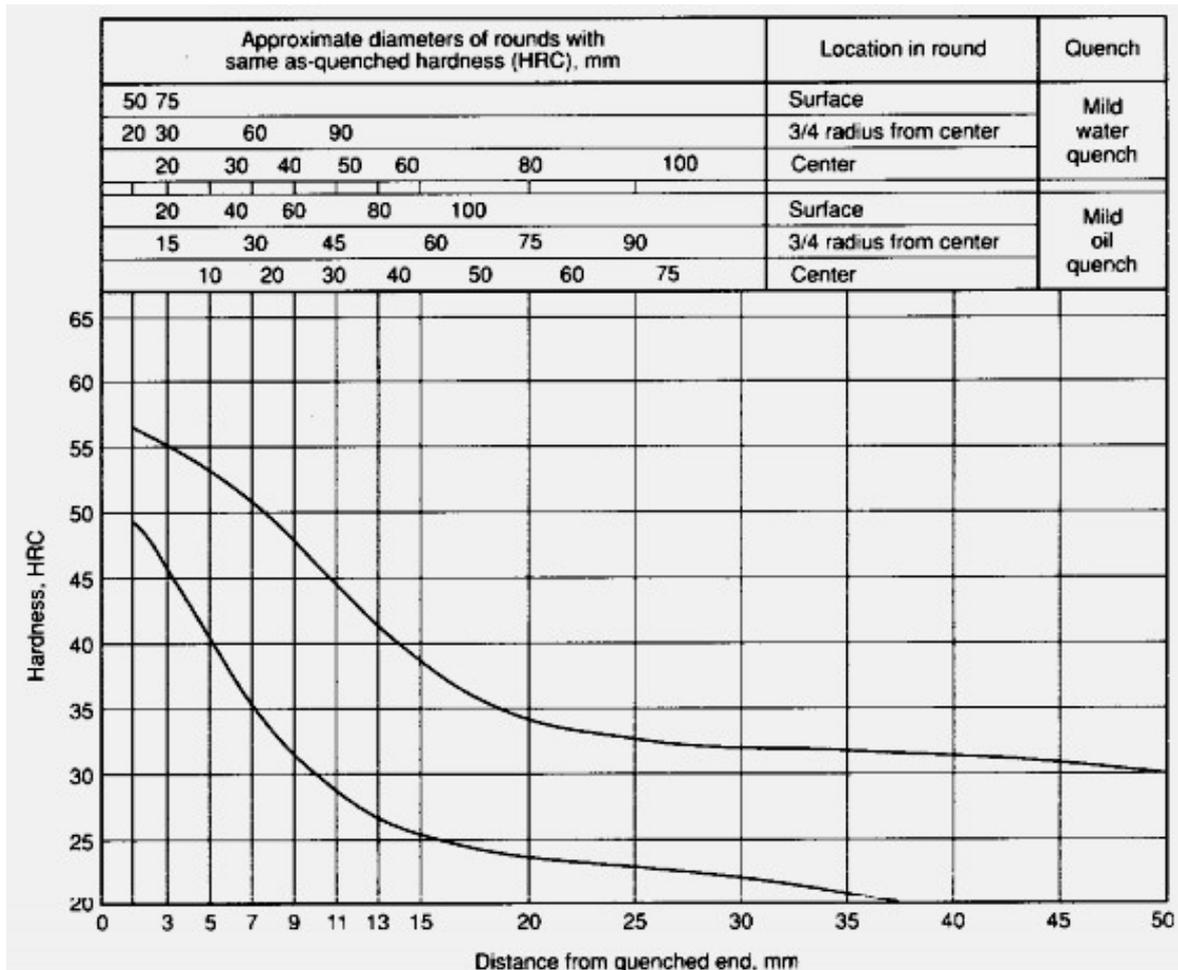


Figura 3– Resultados de uma têmpera no aço AISI 4130, normalizado a 900°C e austenitizado a 870°C (ASM, 2005).

Considerando a composição química do aço AISI 4130 estudado nesse trabalho, chega-se a um valor de carbono equivalente de 0,615, classificando-o como um aço de má soldabilidade, porém com melhor soldabilidade que o AISI 8630M, por causa do menor valor do carbono equivalente. Isso significa que, teoricamente, na soldagem do aço AISI 4130 se tem menor probabilidade de formação de trinca induzida pelo hidrogênio e menor perda de tenacidade na ZTA do que no aço AISI 8630M.

## 2.2 Ligas de níquel

Segundo Rodrigues e Rassui (2007) “Superliga” é a denominação dada às ligas a base de níquel, cobalto ou titânio, com determinadas características mecânicas, químicas e térmicas, tais como: alta resistência à corrosão, baixa perda

de resistência em altas temperaturas e adequação a aplicações de risco e de ordem médica.

As superligas de níquel estão entre os materiais metalúrgicos mais complexos. Segundo Cangué (2007) e Gregori (2003), de uma forma geral, as superligas são constituídas por uma matriz de estrutura CFC ( $\gamma$ ) e fases secundárias, que podem ser intermetálicas ou carbonetos. As fases secundárias podem ser, dentre outras:

- i) Fase  $\gamma'$ : A fase intermetálica ( $\gamma'$ ) tem estrutura CFC e forma-se quando da presença de Al e Ti, segundo a relação  $Ni_3(Al, Ti)$ , ocorrendo na forma de precipitados na matriz CFC. A fina dispersão destes precipitados é a principal responsável pelas boas propriedades mecânicas obtidas em altas temperaturas;
- ii) Fase Laves: Possui uma estrutura hexagonal compacta e morfologia globular. Ocorre também na forma de precipitados na matriz CFC com composição do tipo  $(Fe, Ni)_2Nb$ . São mais comuns em ligas a base de Fe-Ni como partículas grosseiras intergranulares, contudo precipitados intragranulares também podem ocorrer.
- iii) Fase Delta ( $\delta$ ): Essa fase se precipita na matriz CFC na forma de  $Ni_3Nb$  em forma de agulha e estrutura ortorrômbica;
- iv) Carbetos: Carbetos são combinações químicas binárias de carbono e metais com grande interesse industrial. A presença de carbetos é frequente nas ligas de níquel, conferindo a essas ligas maior resistência mecânica.

Nas aplicações em altas temperaturas é importante a estabilidade dos carbetos, sendo comum para esta finalidade, as adições de Nb, Ti, Zr, Ta, Mo e W responsáveis pelo refino da microestrutura e estabilidade da rede de carbetos. Adicionalmente o Ni, W, Mo e Mn atuam também como endurecedores por solução sólida, aprimorando, ainda que de modo secundário as propriedades mecânicas. Além disso, os carbetos podem ser utilizados como revestimentos em indústria petroquímica. O estudo de aplicação de carbetos como camada anti-corrosiva está baseado em suas propriedades mecânicas e químicas. Estes materiais também favorecem sua aplicação como camadas de aplicações de altas temperaturas (Ponte et al., 2001).

Na Figura 4 está apresentada a micrografia ilustrando possíveis fases secundárias de uma liga de níquel, onde MC e  $M_{23}C_6$  são tipos de carbetos, combinações de elementos metálicos (M) com carbono (C).

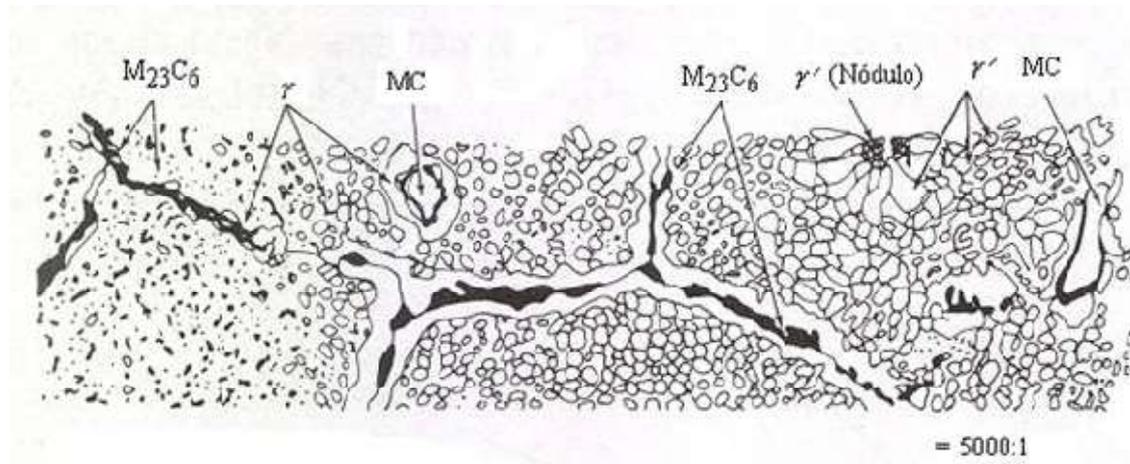


Figura 4 - Micrografia de principais fases secundárias de uma liga à base de níquel: intermetálicos, carbetos (Gregori, 2003).

Segundo Perez (2005), nem todas as segundas fases são consideradas prejudiciais, pois as mesmas podem precipitar com diferentes morfologias, influenciando na forma como sua presença afeta as propriedades da liga de níquel. Contudo, uma quantidade excessiva de fase Laves prejudica a ductilidade em baixas temperaturas, com pouca influência nas propriedades de fluência (Voort, 1985).

Um estudo mais minucioso foi realizado por Pérez (2005), onde foi feita uma avaliação de fases por difração de raios-x pela técnica de elétrons retroespalhados (EBSD) na região do revestimento de Inconel 625 e no passe de raiz com essa mesma liga, em uma junta “V” de chapas de aço 9Cr-1Mo. Conclui-se que no revestimento de Inconel 625 estão presentes carbeto, fases Laves e fase delta e no passe de raiz fase laves, fase delta e fase  $\gamma'$ .

Vale salientar que neste mesmo estudo foram utilizadas também as técnicas de microscopia ótica, MEV e EDS para a identificação dos carbeto e fases presentes no revestimento e no passe de raiz. Foi observada, de forma semiquantitativa, por EDS, a possível presença de carbeto primários de Nb e Ti, o que não foi possível com o DRX que, porém identificou a presença de fases Laves de Nb e Ti.

Essas superligas possuem mecanismos de endurecimento por precipitação e endurecimento por solução sólida que são responsáveis pelas suas notáveis propriedades.

Mesmo possuindo boa estabilidade, as superligas à base de níquel podem degradar quando submetidas a altas temperaturas. As formas mais comuns são (Cangue, 2007):

- i) Oxidação intergranular, que afeta diretamente o comportamento em relação à fadiga térmica;
- ii) Carbonização. Ocorre a formação de carbeto complexo pela combinação do carbono com outros elementos de liga presentes em solução sólida;
- iii) Depleção de elementos de liga. Usualmente, ocorre uma maior modificação da composição química no interior do revestimento do que na superfície;
- iv) Contaminação. Ocorre principalmente em ambientes que contêm altas concentrações de enxofre. Forma-se primeiramente uma camada de  $\text{Cr}_2\text{S}_3$  e caso o ataque continue, poderá formar um eutético  $\text{Ni-Ni}_3\text{S}_2$  de baixo ponto de fusão ( $645^\circ\text{C}$ ).

### 2.3 Liga Inconel – 625

É uma liga de Ni-Cr-Mo com excelente resistência à corrosão em uma ampla gama de meios corrosivos, sendo especialmente resistente a corrosão por pite e em fresta. É adequada para aplicações em água do mar, indústria aeroespacial, processamento químico, reatores nucleares e sistemas de controle de poluição (International, 2011).

Suas propriedades físicas são mostradas na Tabela 3 e sua composição química típica pode ser vista na Tabela 4.

Tabela 3 – Propriedades físicas da liga Inconel 625.

Densidade	8.44 g/cm <sup>3</sup>	0.305 lb/in <sup>3</sup>
Ponto de fusão	1350°C	2460°F
Coeficiente de expansão térmica	12.8 µm/m °C (20 - 100°C)	7.1 x 10 <sup>-6</sup> in/in °F (70 - 212°F)
Módulo de rigidez	79 kN/mm <sup>2</sup>	11458 ksi
Módulo de elasticidade	205.8 kN/mm <sup>2</sup>	29849 ksi

Fonte: International (2011).

Tabela 4 – Composição química nominal da liga Inconel 625

Composição química (%)													
Elemento químico	Cr	Fe	Mo	NB+Ta	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Co	Ni
Mínimo	20	0	8	3,15	0	0	0	0	0	0	0	0	58
Máximo	23	5	10	4,15	0,1	0,5	0,5	0,015	0,015	0,4	0,4	1	---

**Fonte:** Adaptado de International, (2011) e Ezugwu et al. (1999).

De acordo com Rodrigues e Hassui (2007), cada um desses elementos tem uma função dentro da liga como pode ser visto abaixo:

- Cromo (Cr): Aumenta a resistência à corrosão e à oxidação. Diminui a usinabilidade devido à sua forte presença na formação de carbonetos;
- Ferro (Fe): O acréscimo de ferro tende a baixar a resistência à oxidação devido à baixa escala de aderência de óxido (elemento desoxidante);
- Molibdênio (Mo): É um metal refratário. É acrescido para aumentar a resistência mecânica e à corrosão em altas temperaturas. Forma carbonetos resistentes à abrasão;
- Nióbio (Nb): Também é considerado refratário. Modera o endurecimento da liga quando associado ao alumínio e ao titânio;
- Tântalo (Ta): É outro metal refratário. Adicionado em forma de solução sólida aumenta a resistência da liga. Prejudica a usinabilidade, pois propicia a formação de carbonetos;
- Carbono (C): É um elemento intersticial de aumento de resistência do níquel. Possui grande influência na formação de carbonetos;
- Manganês (Mn): Reduz a plasticidade de forma moderada. Aumenta a capacidade de endurecimento do material;
- Silício (Si): Aumenta a fluidez. Favorece a fratura a quente da liga;
- Fósforo (P): É um elemento indesejável para a liga devido sua capacidade de fragilização em temperaturas médias;
- Enxofre (S): Idem ao fósforo.
- Alumínio (Al): Possui o maior potencial de endurecimento da liga. Fragiliza o material. Responsável pela formação de carbonetos complexos junto ao titânio, bem como o  $Al_2O_3$ , que possui alta resistência à corrosão em temperaturas elevadas;

- Titânio (Ti): Modera a capacidade de endurecimento da liga, quando substitui em volume o alumínio. Presente na formação de carbonetos.
- Cobalto (Co): Aumenta a resistência em altas temperaturas. Diminui a usinabilidade. Reduz a solubilidade do alumínio e do titânio na matriz CFC austenítica. Possui maior solubilidade para o carbono do que para o níquel, logo para uma quantidade equivalente de carbono, menos carbonetos estarão presentes na matriz CFC.

A liga Inconel 625, por ter uma elevada taxa de encruamento, quando é deformada além do limite elástico apresenta um considerável aumento na sua resistência mecânica. (Ezugwu et al. 1999; Choudhury et al. 1998) apud Rodrigues e Hassui (2007).

## **2.4 Fragilização por hidrogênio**

### **2.4.1 Permeação de hidrogênio nos aços**

A suscetibilidade à permeação do hidrogênio nos aços depende tanto de fatores ambientais quanto metalúrgicos. No caso de fatores ambientais os responsáveis são presença de  $H_2S$  e  $CO_2$ , temperatura, pH do meio e a presença de íons agressivos como o  $Cl^-$ . Os fatores metalúrgicos que influenciam a permeação do hidrogênio são a presença de elementos de liga, a microestrutura, segregações e inclusões não metálicas (Silva e Ponte, 2003 e Carreño, 2007).

- Fatores ambientais: Tanto ambiente ácidos como básicos são capazes de provocar a deteriorização por hidrogênio. Os autores Silva e Ponte (2003) e Carreño (2007) constataram em seus estudos que para pH abaixo de 7 a taxa de permeação do hidrogênio aumenta à medida que é diminuído o pH. Foram realizados também estudos da influência das pressões parciais de  $H_2S$  e do  $CO_2$ , onde o aumento da pressão parcial de  $H_2S$  faz aumentar as taxas de permeação de hidrogênio. Alguns testes mostraram o aumento da taxa de permeação com o incremento das pressões parciais de  $H_2S$  e do  $CO_2$ , sendo menor o efeito do  $CO_2$ . Com baixa pressão parcial de  $H_2S$  e alta

pressão parcial de  $\text{CO}_2$  resultou em altas taxas de permeação. Quando utilizou-se altas pressões parciais de  $\text{H}_2\text{S}$  notou-se a formação de filmes estáveis de sulfeto que reduziram as taxas de permeação de hidrogênio. No entanto, na ausência de polissulfeto, a permeação de hidrogênio aumentou com a elevação das pressões parciais de  $\text{H}_2\text{S}$ , porém com pH na faixa de 8 a 10. Ballesteros (2009) ressalta ainda que cloretos se mostraram pouco efetivos sobre a permeação em soluções ácidas. Além disso, grande parte da literatura aponta o pH como a principal variável que influencia nas taxas de permeação em presença de  $\text{H}_2\text{S}$ .

- Fatores metalúrgicos: Aços ferríticos, largamente utilizados na indústria petroquímica foram analisados por Carreño (2007) e Silva e Ponte (2003) e constaram que a sua microestrutura tem influência significativa na permeabilidade, difusividade e solubilidade do hidrogênio. Os resultados mostraram que defeitos agiam como armadilhas para o hidrogênio. A complexa estrutura da martensita resulta em alta solubilidade do hidrogênio, porém oferece uma resistência máxima à sua permeação. A permeação do hidrogênio acontece de forma preferencial através dos contornos de grão. Na temperatura ambiente foi constatado que tamanhos de grão menores proporcionam uma maior permeação do hidrogênio, provavelmente pelo fato de que menores grãos originam maior densidade de contornos de grão, por onde o hidrogênio se desloca preferencialmente.

O ensaio de permeação de hidrogênio desenvolvido por Devanathan e Stachurski em 1962 vem até os dias atuais sendo utilizado com sucesso para determinar a quantidade de hidrogênio que penetra no aço, ou seja, o teste permite obter parâmetros relativos à susceptibilidade de um material à ação danosa do hidrogênio, a exemplo dos trabalhos de Carreño (2007), Silva e Ponte (2003) e Freire (2002), que conseguiram correlacionar o nível de susceptibilidade à fragilização por hidrogênio com a concentração de hidrogênio na superfície interna do material. Os resultados mostraram uma concentração crítica de hidrogênio, abaixo da qual, não ocorre nucleação de novas trincas, nem propagação das pré-existentes.

### 2.4.2 Solubilidade e difusibilidade do hidrogênio nos aços

Como pode ser visto esquematicamente na Figura 5, na soldagem dos aços, a solubilidade do hidrogênio no metal de solda diminui com a queda da temperatura. Nota-se que existe um aumento de solubilidade do hidrogênio na austenita (Simonetti, 2011; Miranda e Rodrigues, 1994; Wainer, 1992).

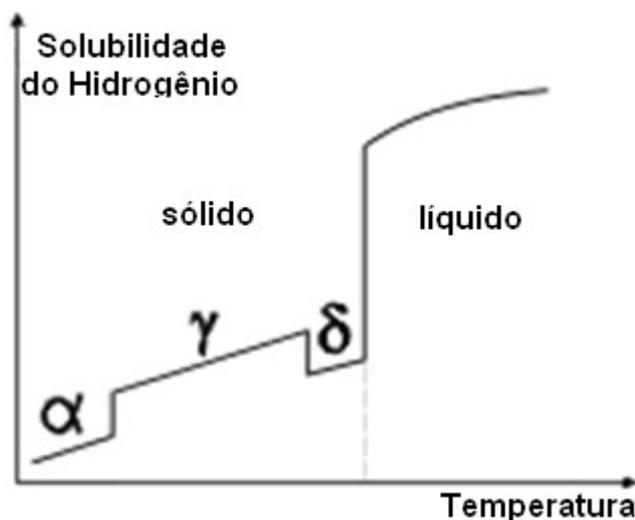


Figura 5 – Esquema da solubilidade do hidrogênio no metal de solda (Wainer, 1992).

Granjon (1972) propôs um modelo de fragilização por hidrogênio durante a soldagem e pode ser visto esquematicamente na Figura 6. De acordo com sua teoria, o hidrogênio é introduzido pela atmosfera do arco para a poça de fusão que, ao solidificar-se, transforma-se em austenita e perde parte do hidrogênio para a atmosfera. A solubilidade do hidrogênio cai a partir do ponto em que a austenita se decompõe em ferrita + cementita, e o hidrogênio se difunde para a região austenitizada do metal base. Durante o resfriamento essa região pode se temperar, havendo a formação de martensita. Dessa forma, teremos hidrogênio associado a uma microestrutura frágil e a conseqüente formação de trinca.

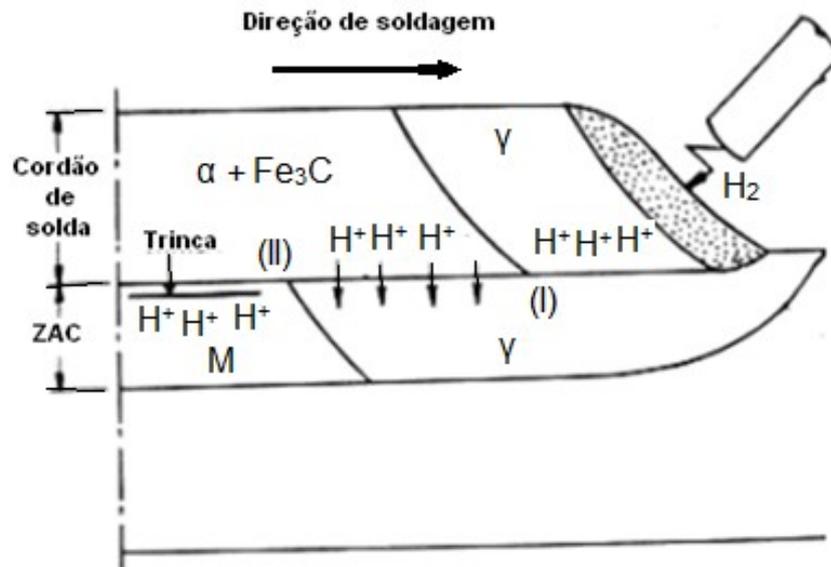


Figura 6 – Mecanismo de fragilização pelo hidrogênio durante a soldagem (Granjon, 1972).

Segundo Ballesteros (2009) e Guedes (1997) o hidrogênio gasoso (H<sub>2</sub>), da mesma forma que outros gases diatômicos (N<sub>2</sub> e O<sub>2</sub>), apresenta uma concentração (C<sub>H</sub>) nos metais seguindo a lei de Sieverts, como mostra a Equação 1.

$$C_H = k(pH)^{(1/2)} \quad (1)$$

Onde k é uma constante de proporcionalidade e pH é a pressão externa de hidrogênio.

Parkins (2000) propôs a seguinte relação (Equação 2) para a determinação da concentração de hidrogênio nos aços:

$$C_o = \left( \frac{I_{SS} \cdot xL}{AxFx D_{0,63}} \right) \quad (2)$$

Onde:

C<sub>o</sub> = Concentração do Hidrogênio nos defeitos;

I<sub>SS</sub> = Corrente de permeação de H em estado estável;

L = Espessura do corpo de prova;

A = Área exposta na célula de oxidação;

F = Constante de Faraday;

D<sub>0,63</sub> = Coeficiente de Difusão efetiva do H atômico correspondente ao tempo para que I<sub>L</sub>/I<sub>SS</sub> atinja o valor de 0,63;

$I_L$ =Corrente de permeação de H dependente do tempo

De acordo com Nagumo (2001) a solubilidade do H (frações atômicas) no Ferro (ver Equação 3) segue a Lei de Sievert com pressões externas de H de  $10^5$  Pa, assim:

$$C_0 = 0,00185 \sqrt{P \exp\left(-\frac{3400}{T}\right)} \quad (3)$$

Onde:

$C_0$ =Solubilidade do Hidrogênio no Fe em ppm

P=Pressão externa do Hidrogênio em Pa

T=Temperatura em K

Segundo Ballesteros (2009) assim como a solubilidade, a difusibilidade depende também de fatores como estrutura cristalina, temperatura, e gradiente de concentração.

A partir do momento em que é produzido hidrogênio atômico (H) ou protônico (íon positivo do hidrogênio,  $H^+$ ), seja através de uma reação química, eletroquímica ou mesmo nuclear, existirá a possibilidade de penetração do hidrogênio na rede cristalina. Esse hidrogênio pode ser originado a partir do gás ( $H_2$ ), da água ou de produtos químicos tais como ácido sulfúrico ou hidróxido de sódio entre outros.

Após a produção do hidrogênio ocorre a adsorção do hidrogênio na superfície do metal, onde uma diferença de concentração entre a superfície livre e o interior do material, cria condições para que ocorra à difusão no estado sólido (Miranda e Rodrigues, 1994).

A difusão do hidrogênio sob a forma protônica nos aços é uma das hipóteses aceitas, com sua localização nos sítios tetraédricos da ferrita e nos sítios octaédricos da austenita. A principal razão para esta hipótese baseia-se nas energias de ionização do ferro e do hidrogênio, além disso, o ferro, como metal de transição, possui uma estrutura eletrônica com a camada 3d incompleta, capaz de absorver o elétron 1s do hidrogênio, levando-o ao estado protônico (Ballesteros, 2009).

O coeficiente de difusão (D) do hidrogênio na austenita é muito pequeno,

podendo ser expresso pela Equação 4:

$$D=D_0 \exp(-Q_d/RT) \quad [\text{m}^2/\text{s}] \quad (4)$$

Onde R é a constante dos gases perfeitos e T a temperatura em graus absolutos,  $D_0$  é a constante pré-exponencial independente da temperatura, ( $\text{m}^2/\text{s}$ ) e  $Q_d$  é a energia de ativação para difusão J/mol. Através da Equação (4) é possível constatar que  $D=1,05 \times 10^{-15} \text{m}^2/\text{s}$  para austenita a  $20^\circ\text{C}$ . E para a ferrita, este valor seria  $D= 1,19 \times 10^{-8} \text{m}^2/\text{s}$ , portanto muito maior (Miranda e Rodrigues, 1994). Tal equação vem sendo utilizada com sucesso ainda nos dias atuais, a exemplo do trabalho de Araújo (2013).

### 2.4.3 Efeito deletério do hidrogênio nos metais

As propriedades mecânicas da maioria dos metais podem ser seriamente comprometidas através da interação desses metais com o hidrogênio, o que pode levar a fraturas frágeis e catastróficas em equipamentos industriais (Garcia et al., 2001). Para que uma fratura catastrófica aconteça não são necessárias grandes quantidades de hidrogênio. Viera (2004) e Guedes (1997) afirmam que uma quantidade muito pequena de hidrogênio já pode induzir o fenômeno de fragilização, e o mecanismo que governará o fenômeno poderá variar de acordo com material, com a microestrutura, que por sua vez depende do tratamento térmico ou mecânico, além de concentração e difusividade da espécie no material, forma de aprisionamento do hidrogênio dentro dos defeitos do material e de como ele se associa, sendo estas últimas variáveis as que mais influenciam o efeito do H na fragilização. Dois tipos de problemas são citados por Anteri et al. (2001) no que se refere a entrada de hidrogênio na rede cristalina do metal. O primeiro tipo de problema é denominado Fissuração induzida pelo hidrogênio, na qual o trincamento ocorre paralelo na direção de laminação da chapa, podendo ter um aspecto de degraus. Outro caso particular do fenômeno de fragilização pelo hidrogênio que pode causar uma fratura frágil é chamado de fragilização por hidrogênio provocada por sulfetos (Sulfide Stress Cracking -SSC). No próximo tópico serão abordados os tipos de mecanismos que podem governar o fenômeno da fragilização pelo

hidrogênio.

## **2.4.4 Mecanismos de fragilização pelo hidrogênio**

### **2.4.4.1 Trincamento induzido pelo hidrogênio -“Hydrogen induced cracking”(HIC)**

Consiste em um tipo de fissuração planar ocasionada pela entrada de hidrogênio atômico na rede cristalina dos aços de baixa liga e carbono. A HIC é formada quando o hidrogênio passa à forma molecular em lugares que constituem armadilhas para o hidrogênio como discordâncias, inclusões, contornos de grão, entre outros. Não é necessária a aplicação de tensão externa para ocorrer HIC, pois o próprio hidrogênio já produz pressão suficiente. Aços de elevados níveis de impurezas são alvos da HIC, visto que os mesmos contém elevada densidade de inclusões planares e/ou regiões de microestrutura anômala (por exemplo, bandeada) produzida por segregação de impurezas de elementos de liga no aço (NACE, 2015).

Segundo Viera (2004) esse tipo de fissuramento ocorre inicialmente ao longo de inclusões metálicas no sentido de laminação da chapa, ocorrendo, portanto o descolamento da interface metal/inclusão, e posteriormente a expansão de microvazios devido às elevadas pressões geradas pelo H<sub>2</sub> alojado nessas regiões.

A norma API 571 (API, 2003) explica que esse tipo de fissuramento também é conhecido as vezes por Corrosão Escalonada ou Trincas em degraus “Stepwise Cracking”, pois trincas em planos adjacentes podem se interligar formando um aspecto de escada.

### **2.4.4.2 Fragilização por hidrogênio em presença de sulfetos- “Sulfide stress cracking” (SSC)**

Segundo a norma API571 (API, 2003) SSC é definida como a corrosão de um metal sob a ação conjunta de uma tensão de tração e a corrosão na presença de água e H<sub>2</sub>S. A NACE (2015) enfatiza ainda que a ação conjunta desses dois fatores dá origem a uma fratura frágil.

Apesar da possibilidade de aparecimento de trincas longitudinais ou mistas, é mais comum que as trincas surjam na direção transversal ao cordão de solda,

principalmente em cordões circunferenciais como é colocado por Viera (2004). De acordo com a norma API571 (API, 2003) a região preferencial de iniciação desse tipo de trinca é na superfície do aço em zonas localizadas de alta dureza, no metal de solda na zona termicamente afetada.

#### **2.4.4.3 Corrosão sob tensão em presença de hidrogênio -“Hydrogen stress cracking”(HSC)**

De acordo com a API571 (API, 2003) HSC é um tipo de trincamento que pode surgir na superfície de aços de alta resistência e baixa liga e também em aços ao carbono soldados, contendo zonas localizadas de alta dureza no metal de solda e na ZTA. Esse trincamento é resultante da presença de hidrogênio num metal e de tensões de tração (residuais e/ou aplicadas). Metais que não são sensíveis a SSC, mas que podem ser fragilizados pelo hidrogênio quando galvanicamente acoplados, podem apresentar esse tipo de trincamento, que é também chamado de “HSC induzido galvanicamente” (NACE, 2015).

#### **2.4.4.4 Corrosão sob tensão- “Stress corrosion cracking”(SCC)**

É um tipo de trincamento ou fissuramento na presença de água com H<sub>2</sub>S em metais envolvidos em processos anódicos de corrosão localizada associado com tensões de tração (residuais e/ou aplicadas). A susceptibilidade do metal a esse tipo de corrosão pode ser aumentada na presença de Cloretos e/ou oxidantes e também em temperaturas elevadas como explica a NACE (2015).

#### **2.4.5 Teorias de fragilização pelo hidrogênio**

Diversas teorias foram desenvolvidas para descrever o processo de fragilização por hidrogênio. Nagumo (2001) por sua vez citou algumas teorias baseadas na forma como o hidrogênio é aprisionado, sejam em defeitos como vazios, interstícios, contornos de grão ou discordâncias. As formas como o hidrogênio pode ser aprisionado serão discutidas abaixo e são conhecidas como: Hidrogênio fortemente aprisionado, Hidrogênio fracamente aprisionado e Hidrogênio em solução.

Hidrogênio fortemente aprisionado nos defeitos como contornos de grão, interfaces e superfícies é uma das formas de fragilização pelo hidrogênio que possui duas teorias para explicar o fenômeno: A teoria da pressão interna e Modelo autocatalítico.

- A teoria da pressão interna: A fragilização ocorre somente pela ação de uma pressão interna do gás hidrogênio em cavidades pré existentes no interior do material, onde o gás está aprisionado, promovendo o início de um trincamento (Miranda e Rodrigues, 1994).
- Modelo autocatalítico: A decoesão entre as partículas da matriz é induzida pela aplicação de cisalhamento na presença de hidrogênio, formando vazios nas partículas de elevada dureza (Nagumo, 2001).

Ao contrário dos defeitos como contornos de grão, interfaces e superfícies, os átomos em solução intersticial constituem uma armadilha, onde o hidrogênio é fracamente aprisionado. Segundo Nagumo (2001) e Guedes (1997) a fragilização pelo hidrogênio por essa forma é influenciada pelo tempo de permanência do hidrogênio nessas armadilhas e a sua saturabilidade.

Hidrogênio em solução é outra forma pela qual pode ocorrer a fragilização pelo hidrogênio, existindo três teorias para explicar o processo segundo Nagumo (2001):

- Decoesão da rede: Segundo Ćwiek e Zieliński (2006) essa teoria foi proposta por Troiano e modificada por Oriani. Os elétrons dos átomos de H são cedidos aos átomos da rede, passando a ocupar a camada 3d do Fe. Miranda e Rodrigues (1994) citam que as forças interatômicas de coesão são reduzidas, pois é aumentada a concentração eletrônica nessas bandas de energia e, portanto a força de repulsão entre os átomos de Ferro é aumentada, distanciando os átomos. Como o hidrogênio fica agrupado preferencialmente na ponta de uma trinca, onde o efeito de entalhe concentraria mais tensão, o material teria uma resistência à fratura diminuída neste local.
- Modelo *Hydrogen Assisted Cracking* (HAC): Modelo de fratura assistida pelo hidrogênio desenvolvido por Beachem (1972): esse modelo explica que o hidrogênio não impede a movimentação das discordâncias, porém simplesmente, permite ou acelera os processos de fratura tornando-os operativos com deformações macroscópicas muito menores do que as

esperadas.

- Modelo *Hydrogen Enhanced Localized Plasticity* (HELP): Modelo de plasticidade localizada elevada pelo hidrogênio: Esse modelo é o desenvolvimento da proposta de Beachem por Birnbaum (Birnbaum apud Aly, 2006). A fragilização segundo Nagumo (2001) pode ser causada devido ao hidrogênio em solução reduzir as interações entre discordâncias e outros centros elásticos, facilitando e aumentando a deformação plástica adjacente a região fraturada. Então é produzida uma fratura dúctil por cisalhamento nessas pequenas zonas amolecidas, localizadas na ponta da trinca, porém com uma pequena deformação global.

#### **2.4.6 Geração de hidrogênio através da proteção catódica**

Comumente são utilizados revestimentos contra corrosão em tubulações e equipamentos do setor de extração de petróleo *offshore*, mas também são bastante empregados, para essa finalidade, sistemas eletroquímicos de proteção, conhecidos como proteção catódica, podendo ser através de par galvânico ou corrente impressa, como mostra a Figura 7. Neste último caso necessita-se de um galvanostato como fonte de corrente. Apesar de eficiente contra a corrosão, a proteção catódica com corrente impressa é responsável pela geração de hidrogênio que por sua vez pode ser adsorvido na superfície do equipamento protegido e se difundir para dentro da estrutura do material e causar falhas de fragilização por hidrogênio, conforme os mecanismos descritos anteriormente. O processo de hidrogenação do aço passa por três etapas: Adsorção de hidrogênio atômico na superfície; Difusão de hidrogênio atômico no metal; E absorção de hidrogênio atômico no metal.

Nesse sistema eletroquímico o metal a ser protegido é o cátodo e a água do mar funciona como eletrólito. A corrente impressa gera o hidrogênio atômico através das reações eletroquímicas e o metal a se proteger fica exposto a um ambiente hydrogenado. Quanto maior o potencial de proteção catódica mais intensa será a geração de hidrogênio, ficando o metal exposto a um ambiente com maior concentração de hidrogênio atômico (ASM, 1987; Carrasco 2013). O Ideal é que o potencial de proteção catódica seja menor do que o potencial de evolução do

hidrogênio (Stroe, 2006). Vários autores têm estudado esse fenômeno nos últimos anos, a exemplo de Araujo et al., 2013, e Carrasco 2013.

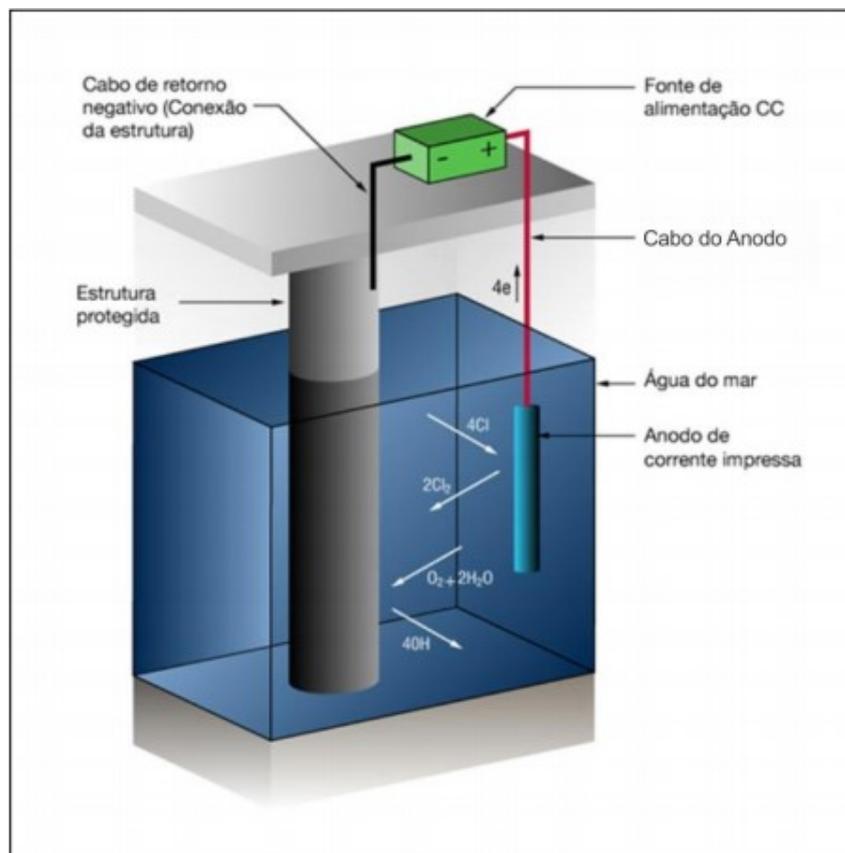


Figura 7 – Sistema de proteção catódica por corrente impressa. (Baxter e Britton, 2011)

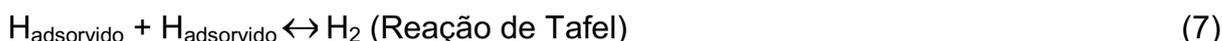
A reação eletroquímica que ocorre no metal protegido (cátodo) é a responsável pela geração do hidrogênio atômico. Essa reação pode ser representada pela Equação 5, onde os íons de H hidratados ( $\text{H}_3\text{O}^+$ ), diluídos na solução, sofrem uma reação de redução após contato com o metal protegido:



O hidrogênio atômico pode se recombinar para formar o hidrogênio molecular,  $\text{H}_2$ . Existem dois mecanismos que descrevem como ocorre a reação de redução dos íons de hidrogênio. Esses são o Mecanismo de Volmer – Tafel e o Mecanismo de Volmer – Heyrovsky. O mecanismo atuante depende da natureza do metal. No caso dos aços pode ocorrer qualquer um dos mecanismos. O primeiro consiste de uma redução (Equação 6) e recombinação (Equação 7) simultânea, o

segundo mecanismo consiste de uma lenta redução (Equação 8) seguida de uma rápida recombinação eletroquímica (Equação 9) (Stroe, 2006).

#### Mecanismo de Volmer – Tafel



#### Mecanismo de Volmer – Heyrovsky



Durante o processo de redução dos cátions de hidrogênio, parte do hidrogênio é adsorvido na superfície do metal protegido e outra parte se recombina para formar  $\text{H}_2$ , que em seguida é liberado para o eletrólito.

A difusividade e solubilidade do hidrogênio atômico nos metais são determinadas por uma série de fatores como microestrutura, composição química, condições da superfície do metal, temperatura, pressão, estado de tensão e deformação, dentre outros.

A presença de outros produtos como  $\text{H}_2\text{S}$ ,  $\text{HS}^-$ ,  $\text{S}_2^-$  e  $\text{Cl}^-$  torna o problema da geração de hidrogênio ainda mais preocupante, visto que esses produtos impedem que os átomos de hidrogênio se combinem para formar  $\text{H}_2$ , com isso aumenta a concentração de hidrogênio atômico e sua adsorção e difusão no metal. Pourbaix (1999) constatou que a presença de  $\text{H}_2\text{S}$  na solução eletrolítica intensifica os efeitos da fragilização por hidrogênio nos sistemas de proteção catódica, pois age sinergicamente com o processo de corrosão.

## 2.5 Soldagem de união e revestimento

Um grande número de diferentes processos utilizados na fabricação e recuperação de peças, equipamentos e estruturas se encaixa no termo “soldagem”. A soldagem é considerada como um método de união, porém, atualmente, muitos processos de soldagem ou variações destes são usados para a deposição de

material sobre uma superfície, visando a recuperação de peças desgastadas ou para a formação de um revestimento com características especiais.

Podem-se ter várias definições para o termo soldagem, uma delas é adotada pela American Welding Society (AWS 1992) onde é dito que soldagem é uma operação que visa obter a coalescência localizada, produzida pelo aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a aplicação de pressão e de metal de adição. Neste contexto os processos de soldagem se dividem em soldagem por pressão e soldagem por fusão. Aqui será dada ênfase ao processo de soldagem por fusão, o qual consiste na aplicação localizada de calor na região de união para a sua fusão e do metal de adição (quando este for utilizado), produzindo a ligação pela solidificação do metal fundido e, portanto, a destruição das interfaces, como pode ser visto na Figura 8 e Figura 9 que mostram esquemas de soldas de união e revestimento, onde, o termo ZTA, significa zona afetada pelo calor, ou seja, essa zona não foi fundida, porém teve suas propriedades metalúrgicas alteradas.

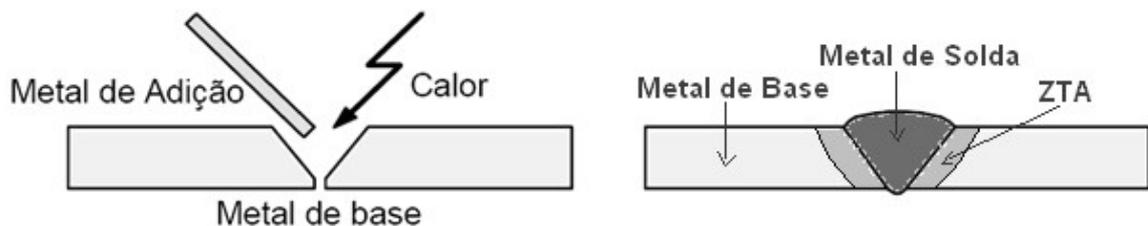


Figura 8 - Desenho esquemático da formação de uma junta soldada.

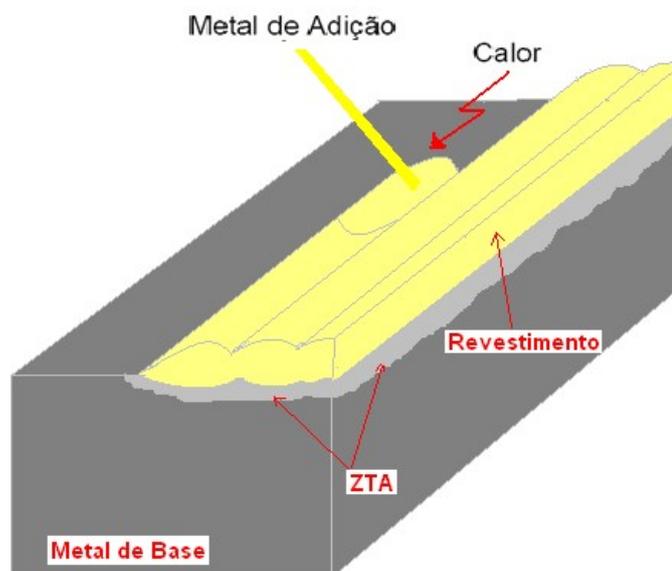


Figura 9 - Desenho esquemático da deposição de um revestimento por soldagem.

## **2.6 Aspectos metalúrgicos de revestimento de ligas de Ni aplicados por soldagem em aços**

### **2.6.1 Formação de zona parcialmente diluída**

Quando dois metais diferentes são unidos por soldagem ocorre o fenômeno de diluição do metal de base no metal de solda, porém neste caso a diluição não é completa. Existe uma faixa entre a linha de fusão e o metal de solda chamada de Zona Parcialmente Diluída (ZPD) que possui composição química intermediária entre o metal de solda e o metal de base. Essas regiões podem atingir durezas superiores a 400 HV, o que indicam estarem constituídas de martensita e, portanto, serem frágeis. Para comprovar a existência da ZPD pesquisadores (Baeslack et al., 1979) propuseram que os movimentos convectivos na poça de fusão não são intensos o bastante para misturar uma estreita camada fundida estagnada de metal de base (região que denominaram zona fundida não misturada), mas são responsáveis por enriquecer esta região com elementos de liga, de modo que pode aumentar localmente a sua temperabilidade.

Na Figura 10 observa-se a formação de uma zona parcialmente diluída, de alta dureza, situada na interface entre o metal de solda (Inconel 625 ) e o metal de base (API 5L X60). Os valores de diluição local para os 4 pontos mostrados, sugerem que a microestrutura nessa região seja martensítica, pois valores de diluição local superam os 90% na ZPD. Adicionalmente, valores de microdureza superiores a 440 HV reforçam a hipótese de microestrutura martensítica (Kejelin et al., 2006).

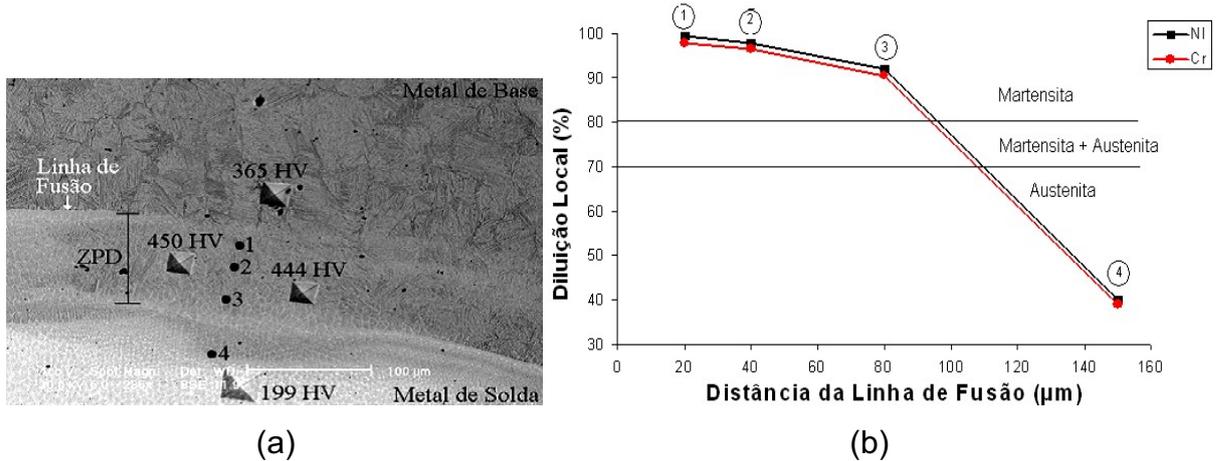


Figura 10—(a) formação de zona parcialmente diluída na interface da linha de fusão em uma solda depositada com corrente de soldagem de 90 A e velocidade de soldagem de 16 cm/min. (b) diluição local calculada em 4 pontos a partir da linha de fusão. (Kejelin et al., 2006).

A Figura 11 mostra a análise de microestruturas de soldas dissimilares efetuadas sob diferentes condições de velocidade e corrente de soldagem, onde é observado que correntes de soldagem mais altas proporcionam com mais frequência a ocorrência de ZPD, mesmo com baixa velocidade de soldagem (que tendem de uma forma geral a diminuir a diluição global). Reduz-se a formação de ZPD sobre a linha de fusão quando se utiliza corrente de soldagem mais baixas (50 A e 70 A) (Kejelin et al., 2006). Essa constatação deve-se provavelmente ao fato de que a energia de soldagem é diretamente proporcional à corrente de soldagem e como foi constatado por Silva et al. (2009) e Araújo et al. (2010) ocorre uma maior quantidade e extensão de ZPD's com o aumento da energia de soldagem.

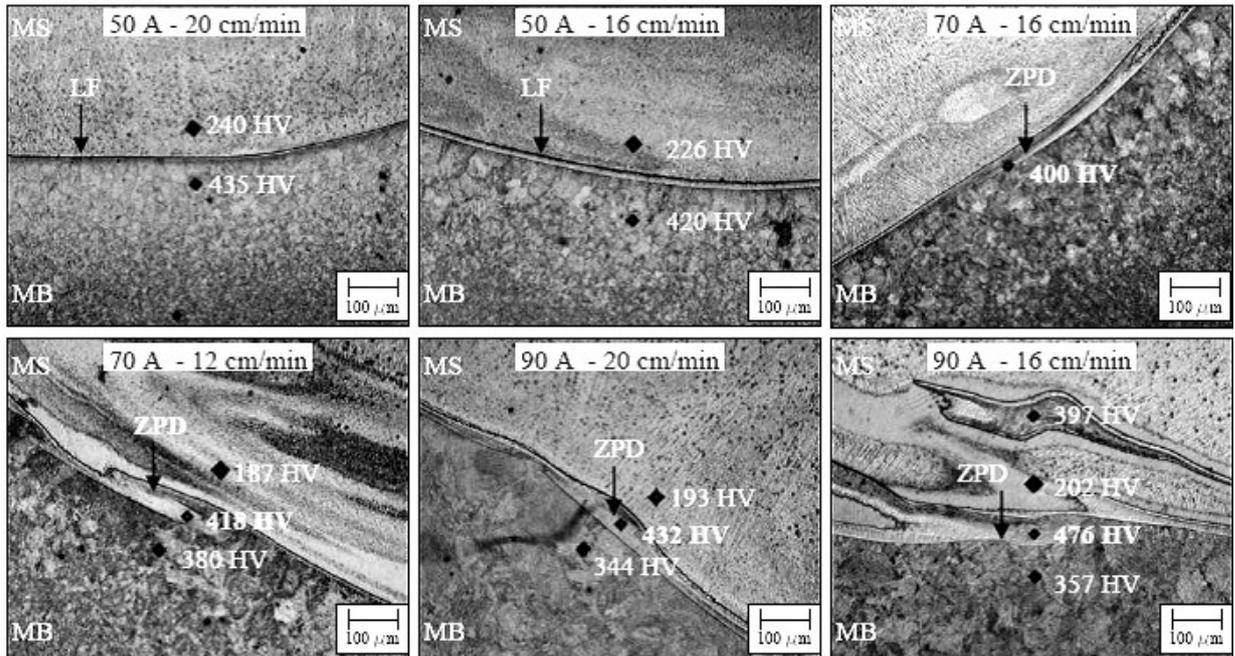


Figura 11 - Microestruturas de soldas dissimilares efetuadas sob diferentes condições de velocidade e corrente de soldagem (Kejelin et al., 2006).

## 2.6.2 Microestruturas presentes na interface entre ligas de Ni e aços martensíticos

Beaugrand et al. (2009a) estudaram a microestrutura da interface de soldagens dissimilares entre o aço AISI 8630M e a liga de níquel 625. Foi constatado que a interface pode ser dividida em seis zonas microestruturais distintas, que são resumidos na Figura 12. No lado direito é representada a região de interpasse (estrutura denominada de península ou “Swirl”), enquanto que o lado esquerdo é comparável a um ponto médio do cordão. Portanto, seguindo-se da região do aço de baixa liga para o amanteigamento com a liga 625, tem-se:

1. Material de base do aço AISI 8630M forjado. Esta zona é composta por microestrutura ferrítica com estrutura cúbica de corpo centrado (CCC), com uma pequena fração de volume de inclusões e carbonetos;
2. Fina zona descarbonetada dentro da região de grãos grosseiros da ZTA (ZTA-GG) do aço AISI 8630M próximo à interface dissimilar, podendo apresentar estruturas chamadas de “dedos” de metal de solda fundido penetrando em

contornos de grão da austenita anterior (zona  $\Delta$ ). Esta zona também é predominantemente ferrítica CCC;

3. Região de microestrutura martensítica (TCC), principalmente nas regiões inter-passes que se estende a partir da interface dissimilar para a ZPD (zona M).

4. Zona de elevada dureza. Solução sólida austenítica da ZPD supersaturada de carbono, solidificada de forma planar (zona  $\Phi$ ).

5. Região da ZPD contendo grande número de partículas interdendríticas de elevado número atômico (zona  $\Pi$ ). Esta zona exibe uma matriz austenítica CFC;

6. Porção da solda composta pela liga 625 diluída com uma pequena proporção do metal de base. Esta zona exibe uma matriz CFC.

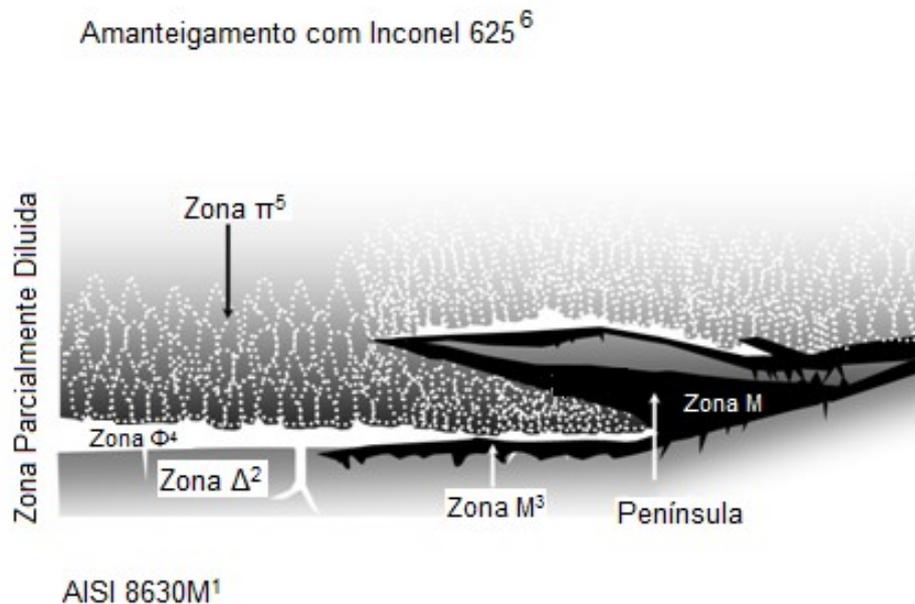


Figura 12 - Representação microestrutural da interface dissimilar entre o aço AISI 8630M e amanteigamento com liga 625. (Beaugrand et al., 2009a).

O Diagrama de Schaeffler mostrado na Figura 13 é uma ferramenta complementar bastante útil para analisar as microestruturas resultantes de soldas dissimilares. O diagrama de Schaeffler permite prever a microestrutura da ZF com base na sua composição química e não é restrito aos aços inoxidáveis austeníticos,

podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos. Para utilizá-lo, os equivalentes de Cr e Ni devem ser calculados pela composição química da solda e a microestrutura é determinada pela leitura direta no diagrama observando o campo onde o ponto ( $Cr_{eq}$ ,  $Ni_{eq}$ ) se localiza. Em aplicações em que as composições dos metais base e de adição sejam diferentes, o ponto que representa a solda no diagrama estará sobre o segmento de reta entre o metal base e o metal de adição. A posição desse ponto no segmento dependerá da diluição da solda, ficando mais próximo do metal de adição para soldas de pequena diluição. (Modenesi, 2011)

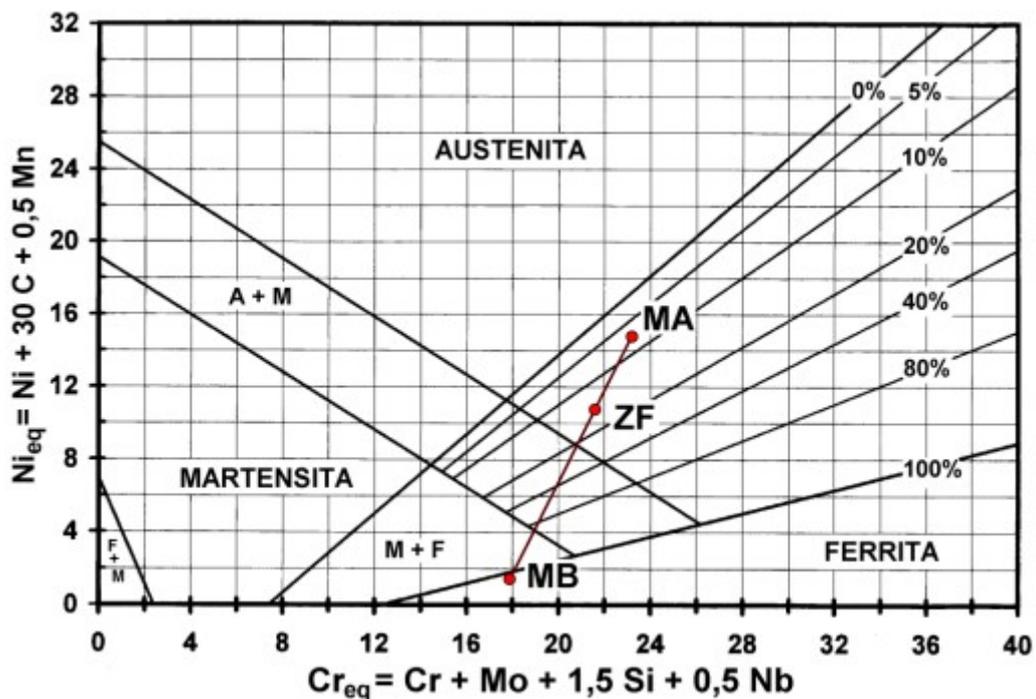


Figura 13 – Diagrama de Schaeffler mostrando os pontos correspondentes ao metal de base (MB), metal de adição (MA) e a solda (ZF). Modenesi (2011)

## 2.7 Processo de amanteigamento

Amanteigamento é um procedimento muito utilizado na indústria e em pesquisas científicas, sendo aplicado tanto em soldagem de união como em soldagem de revestimento. O objetivo do amanteigamento é ter uma camada intermediária entre a peça a ser revestida e o próprio revestimento ou entre as peças a serem unidas por soldagem. Muitas vezes as propriedades físicas e mecânicas dessas diferentes ligas divergem. Daí a necessidade de se ter uma camada intermediária (amanteigamento) entre essas ligas para reduzir os efeitos dessas diferenças de propriedades. Porém os resultados podem ser influenciados pelo

ajuste dos parâmetros de soldagem como foi constatado em Christo e D'oliveira (2007). Esse autor aplicou amanteigamentos (Ver Figura 14) entre um substrato e um revestimento à base de Níquel, utilizada para a proteção de tubulações expostas a carburização e *metal dusting*, que é um tipo de corrosão severa de metais e ligas em elevadas temperaturas (300 – 850°C) em ambiente gasoso supersaturado de carbono. Em sua pesquisa buscou reduzir os efeitos do elevado coeficiente de expansão térmica do substrato (aço AISI 317L) que contrasta com as características frágeis das fases intermetálicas presente na liga depositada, constituída à base de Níquel, enriquecida por intermetálicos, desenvolvida anteriormente (Cangue, 2007). No entanto, com os parâmetros de soldagem adotados, o procedimento não foi suficiente para reduzir as trincas desenvolvidas no resfriamento.

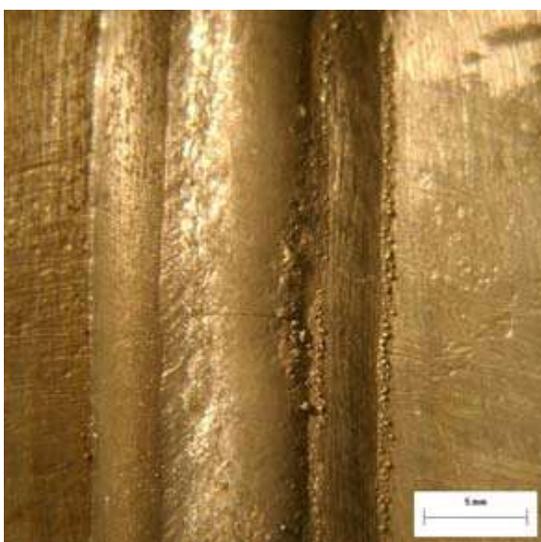


Figura 14 - Cordões com camada de amanteigamento (Christo e D'oliveira, 2007).

O amanteigamento também é comumente utilizado em juntas de aço carbono a serem soldadas, melhorando as propriedades mecânicas da junta. O amanteigamento feito em camada dupla visa a redução de custos com tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS), além disso, muitas vezes não é possível a realização de TTPS devido às grandes dimensões das peças (Silva et al., 2008; Azevedo et al., 2004). O TTPS pode ser eliminado, pois a técnica da dupla-camada promove uma adequada sobreposição dos ciclos térmicos, de tal forma, que a segunda camada promove o refino e o revenimento da ZTA - zona termicamente pelo - de grãos grosseiros (ZTA-GG) da primeira camada, que garante boas propriedades mecânicas da peça a ser soldada.

Farias e Aguiar (2003) avaliaram as propriedades mecânicas e metalúrgicas de juntas de aço ABNT 4140 soldadas e amanteigadas com a técnica da dupla camada comparando com juntas onde foram realizados TTPS e também com o metal de base temperado e revenido

Foi constatada nesse trabalho a eficiência da técnica da dupla camada para o aço ABNT 4140, pois a tenacidade dos corpos de prova submetidos ao TTPS foi semelhante aos que foram amanteigados. Estes últimos ainda tiveram maior tenacidade que o metal de base temperado e revenido. Tem-se ainda que a técnica da dupla camada apresenta melhor performance quando se emprega baixo aporte térmico na primeira camada com relações de 1:1 a 1:2, em outras palavras, com o valor do aporte térmico da segunda camada variando entre o valor do aporte da primeira até o seu dobro. Além disso, o emprego de elevada energia na primeira camada resulta em elevado crescimento de grão da ZTA-GG, o que dificulta o refino pela segunda camada, causando perdas na tenacidade (Farias e Aguiar, 2003).

Segundo Pontes (2012), ao estudar o efeito da dupla camada de amanteigamento e o TTAT, os resultados obtidos indicaram que a aplicação da dupla camada de amanteigamento é eficaz na técnica da redução de fragilidade das juntas, proporcionando redução significativa na extensão da região de grãos grosseiros e aumento da resistência ao impacto da zona termicamente afetada do aço AISI 8630. Os resultados de tenacidade ao impacto das juntas amanteigadas pela dupla camada foram similares aos valores obtidos nas juntas submetidas aos tratamentos térmicos de alívio de tensões.

Vários trabalhos (Bueno e Bernardini, 2000; Niño e Buschinelli, 1995; Teixeira e Pope, 1992) apud (Farias e Aguiar, 2003) mostram os principais parâmetros a serem controladas para se ter sucesso com a técnica da dupla camada, as quais são:

- As dimensões do cordão da primeira camada;
- A relação adequada entre as energias de soldagem das camadas;
- O controle da temperatura de preaquecimento e interpasse durante a soldagem;
- Acessibilidade para a tocha suficientemente para permitir um adequado ângulo de ataque do eletrodo.

## 2.8 Soldagem a arco gás-metal – GMAW (MIG/MAG)

Na soldagem ao arco elétrico com gás de proteção (GMAW – *Gas Metal Arc Welding*), também conhecida como soldagem MIG/MAG (MIG – *Metal Inert Gas* e MAG – *Metal Active Gas*), um arco elétrico é estabelecido entre a peça e um consumível na forma de arame. O arco funde continuamente o arame à medida que este é alimentado à peça de fusão. O metal de solda é protegido da atmosfera pelo fluxo de um gás (ou mistura de gases) inerte ou ativo. A Figura 15 mostra esquematicamente este processo e uma parte da tocha de soldagem. (Esab, 2013)

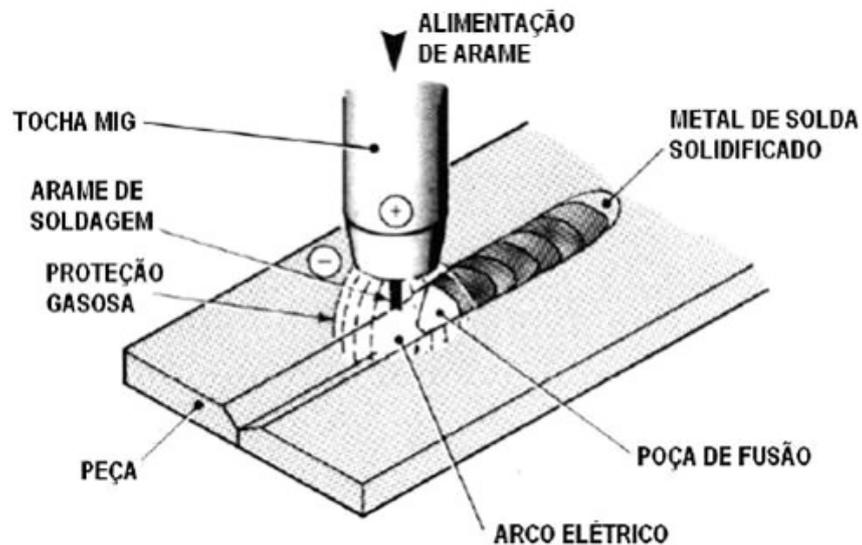


Figura 15 - Processo básico de soldagem GMAW (Esab, 2013).

Como foi dito, a proteção do arco e poça de fusão é obtida por um gás ou mistura de gases. Se este gás é inerte (Ar/He), o processo é também chamado MIG (*Metal Inert Gas*). Por outro lado, se o gás for ativo ( $\text{CO}_2$  ou misturas Ar/ $\text{O}_2$ / $\text{CO}_2$ ), o processo é chamado MAG (*Metal Active Gas*). Gases inertes puros são, em geral, usados na soldagem de metais e ligas não ferrosas, misturas de gases inertes com pequenas quantidades de gases ativos são usadas, em geral, com aços ligados, enquanto que misturas mais ricas em gases ativos ou  $\text{CO}_2$  puro são usados na soldagem de aços carbono.

O processo é normalmente operado de forma semi-automática, podendo ser, também, mecanizado ou automatizado. É o processo de soldagem a arco mais usado com robôs industriais. Como trabalha com um arame contínuo (o que permite

um alto fator de ocupação do operador) e com elevadas densidades de corrente no eletrodo (elevada taxa de deposição) apresenta uma elevada produtividade. Estes aspectos têm levado a uma utilização crescente deste processo em países desenvolvidos, onde o decréscimo do número de soldadores e a necessidade de maior produtividade provocaram a substituição da soldagem com eletrodos revestidos em várias aplicações. O Quadro 1 apresenta as principais vantagens, limitações e aplicações do processo GMAW. (Modenesi e Marques, 2006)

Quadro 1 -Vantagens, limitações e aplicações principais do processo GMAW.

Vantagens e limitações	Aplicações
<ul style="list-style-type: none"> <li>• Processo com eletrodo contínuo.</li> <li>• Permite soldagem em qualquer posição.</li> <li>• Elevada taxa de deposição de metal.</li> <li>• Elevada penetração.</li> <li>• Pode soldar diferentes ligas metálicas.</li> <li>• Exige pouca limpeza após soldagem.</li> <li>• Equipamento relativamente caro e complexo.</li> <li>• Pode apresentar dificuldade para soldar juntas de acesso restrito.</li> <li>• Proteção do arco é sensível a correntes de ar.</li> <li>• Pode gerar elevada quantidade de respingos.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>• Soldagem de ligas ferrosas e não ferrosas.</li> <li>• Soldagem de carrocerias e estruturas de veículos.</li> <li>• Soldagem de tubulações, etc.</li> </ul>

**Fonte:** Modenesi e Marques, 2006.

## 2.9 Processo de soldagem a plasma - PAW

### 2.9.1 Definição e características gerais

Segundo a AWS (1991), o processo de soldagem a plasma (PAW) pode ser considerado como uma derivação do processo TIG, pois utiliza um eletrodo não consumível de tungstênio e gás inerte ou uma mistura de gases para gerar o arco e proteger o metal fundido de contaminação. A diferença está na constrição do arco devido ao afunilamento do bocal, garantindo ao arco plasma uma forma cilíndrica. Esta forma permite uma maior estabilidade direcional e elevada densidade de

energia o que aumenta a eficiência de fusão. Devido a esta constrição, o processo de soldagem a plasma permite a utilização de maiores velocidades de soldagem, obtenção de penetração total e uniforme em um único passe, em chapas de espessuras de até 6,0 mm. Produz, ainda, uma menor zona afetada pelo calor, simplificação na preparação da junta e uma maior tolerância de variação na distância tocha - peça. Para aproveitar ao máximo estas características utiliza-se uma técnica denominada *keyhole*.

A soldagem a plasma é aplicável à maioria dos metais e a muitos materiais não metálicos. Entretanto, seu custo relativamente elevado e a maior complexidade do processo (em comparação com GTAW) limitam o seu uso principalmente para aplicações críticas em indústrias de alta tecnologia (indústria aeronáutica e aeroespacial, por exemplo) para as quais a utilização do processo é justificável. Por outro lado equipamentos de plasma desenvolvidos para o corte de materiais estão se tornando cada vez mais usados industrialmente (Modenesi e Marques, 2006).

### **2.9.2 Princípio de funcionamento do processo PAW**

A Figura 16 mostra um esquema da soldagem a plasma operando no modo *Keyhole*. O gás de plasma (geralmente argônio) é alimentado com uma pequena vazão entre o eletrodo e o bocal constritor saindo pelo orifício deste para formar a chama de plasma. A proteção do plasma e da poça de fusão é feita por um gás (normalmente argônio ou hélio) fornecido pelo orifício entre bocal constritor e o bocal de proteção. O arco de soldagem é iniciado com o auxílio de um arco piloto de baixa corrente mantido entre o eletrodo e o bocal. Quando a peça é parte do circuito elétrico de soldagem, o processo é denominado de plasma “transferido”; quando a peça não faz parte do circuito elétrico (o arco é mantido entre o eletrodo e o bocal) tem-se plasma “não transferido”. Este último permite ser aplicado em materiais não condutores de eletricidade. No processo PAW, metal de adição, quando utilizado, é fornecido de forma similar ao processo GTAW (Modenesi e Marques, 2006).

Quando o material de adição é em forma de pó, o processo é muitas vezes referido como plasma de arco transferido (PTA ou PTA-P) que será detalhado mais adiante (ASM, 1993).

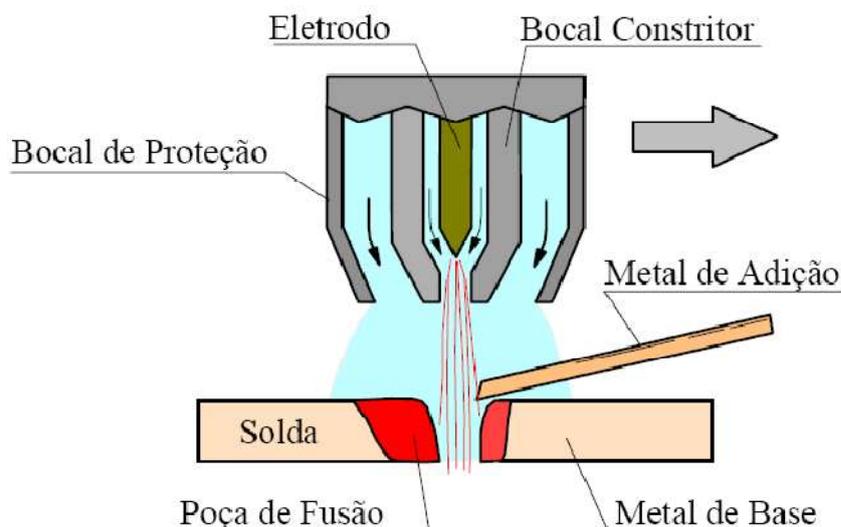


Figura 16- Processo PAW operando no modo *keyhole* (Modenesi e Marques, 2006).

O processo PAW permite operar em duas formas diferentes, a operação convencional (*melt-in*) e a operação em *keyhole*. A operação convencional é normalmente usada na soldagem de juntas de pequena espessura (0,02 a 3 mm) com correntes, em geral, inferiores a 100 A. O processo é comumente denominado de soldagem “Microplasma” quando se utilizam correntes de cerca de 1A, recomendado para a soldagem das menores espessuras.

A operação em *keyhole* é caracterizada pela formação de um furo que atravessa a poça de fusão (Figura 16). O metal líquido escoar em torno deste furo e solidifica na parte posterior da poça de fusão. Soldas obtidas com esta forma de operação têm penetração total na espessura da junta e apresentam uma elevada relação penetração/largura o que reduz problemas de distorção. Esta forma de operação permite soldar, em um único passe, juntas de até 10mm, ou mesmo mais (Modenesi e Marques, 2006).

## 2.10 Processo de soldagem / revestimento a plasma com adição de pó

Segundo os autores Reis e Scotti (2007); Marconi (2005); Füssel (2006); esse processo foi desenvolvido por volta de 1960 com o objetivo de produzir revestimentos de elevada qualidade que pudessem ser aplicados em componentes utilizados na indústria nuclear. O processo Plasma com adição de pó (PTA-P) é uma modificação do processo Plasma convencional mostrado anteriormente. A diferença principal está na forma física do material de adição (pó ao invés de arame metálico) e

como ele é adicionado no processo. A sigla PTA é uma abreviação do termo em Inglês *Plasma Transferred Arc*. Como na soldagem a plasma o metal de adição pode ser alimentado na forma de arame ou pó, adotaram-se duas nomenclaturas para diferenciar os processos, que são respectivamente PTA-A e PTA-P (Díaz et al., 2004).

O processo PTA-P é um processo de soldagem projetado especificamente para produção de revestimentos e utiliza o modo de arco transferido, portando não deve ser confundido com o processo de aspersão térmica por plasma, que utiliza um arco não transferido. Um aspecto típico de um revestimento produzido por esse processo é mostrado na Figura 17.

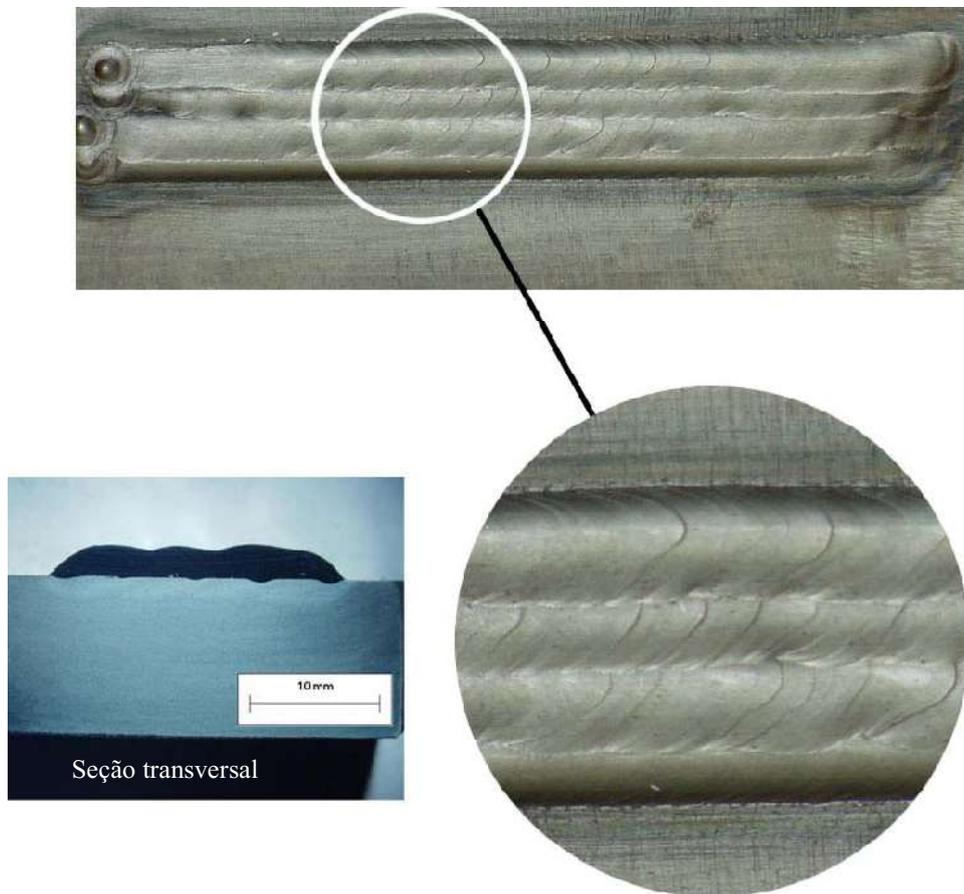


Figura 17 – Aspecto típico de revestimento feito por Plasma com adição de pó (Díaz, 2005).

### 2.10.1 Princípio de funcionamento do processo PTA-P

O processo se assemelha um pouco com o processo TIG, porém como é mostrado na Figura 18, o processo de soldagem PTA-P além de utilizar um bocal de constrição do arco, utiliza três sistemas de gás e dois arcos ajustáveis

independentemente, os quais são chamados de arco piloto e arco principal, além de o material de adição ser alimentado em forma de pó. O arco piloto é um arco não transferido, ou seja, é um arco entre o eletrodo de Tungstênio e o bico constritor e é utilizado para iniciar e estabilizar o arco principal entre o eletrodo de tungstênio e a peça. Quando o arco principal é formado, o arco-piloto é extinto e somente volta a ser estabelecido quando o arco principal é extinto.

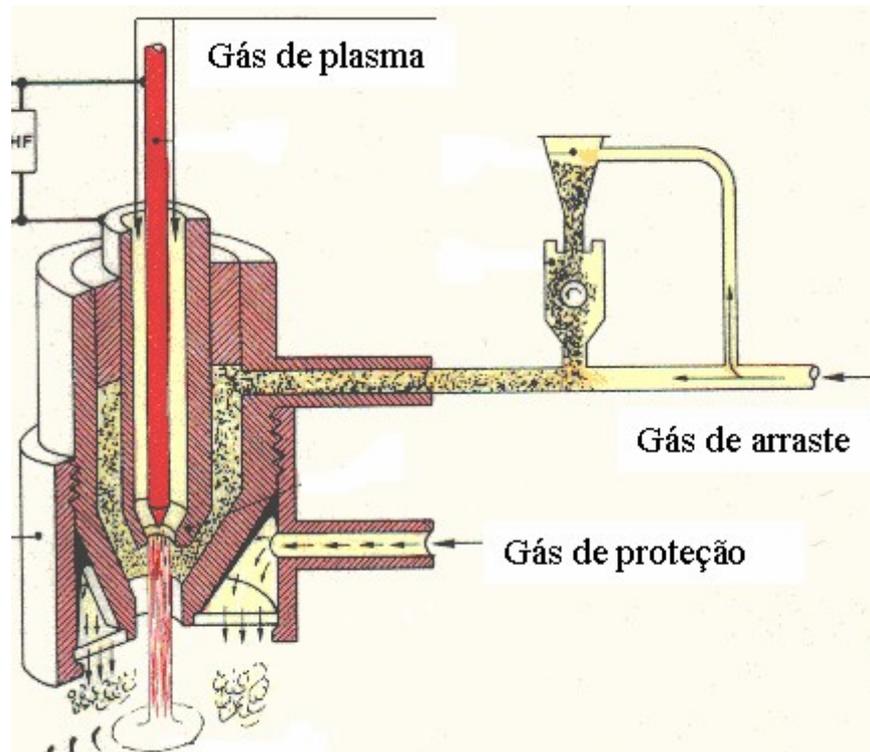


Figura 18 - Desenho esquemático de uma tocha PTA-P (Plasmateam, 2007).

O gás de plasma é um gás inerte, que é ionizado e forçado a passar através do orifício do bico constritor de cobre resfriado por água, onde o eletrodo é fixado concentricamente. Essa constrição faz aumentar a velocidade do plasma e ainda tem o efeito de colimar o arco voltaico e elevar a densidade de energia e sua direcionalidade (ASM, 1998). Sendo assim, diferente do processo TIG que tem seu arco no formato cônico, o arco do PTA-P possui um formato cilíndrico. Pequenas variações no comprimento do arco não produzem grandes variações na área projetada Xibao e Hua (1998) e Xibao e Wenyue (2001). Como o eletrodo fica no interior do bocal, é difícil a abertura do arco por contato, por isso a necessidade do arco piloto para iniciar o processo. O arco piloto forma uma espécie de condutor elétrico entre o eletrodo de tungstênio e o material a ser soldado. Sendo assim, quando a fonte de energia é acionada, já existe um caminho preferencial de gás

ionizado e condutor de eletricidade, facilitando a abertura do arco transferido entre o eletrodo e o substrato (Oliveira e Dutra, 2000). O esquema do arco piloto e arco principal são mostrados na Figura 19.

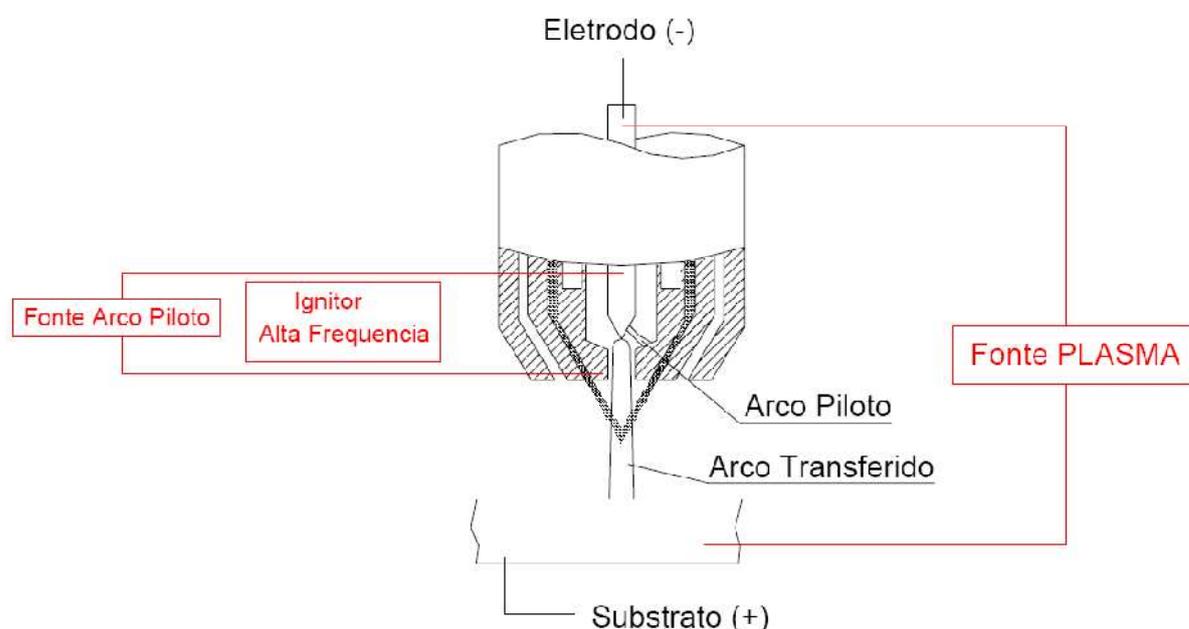


Figura 19 – Representação esquemática do arco piloto e do arco transferido (Díaz, 2005).

O gás de arraste ou de transporte, que também é inerte, geralmente Argônio, transporta o material consumível até o bico constritor que permite a entrada em forma convergente no arco plasma. Enquanto isso, um gás de proteção passa por um bocal externo, que atua, efetivamente na proteção da solda contra a contaminação pelo ar atmosférico (pode ser ativo ou inerte).

Como foi explanado genericamente sem maiores detalhes por Pekarek (2006), o processo Plasma comparado com outros processos como MIG e TIG é capaz de atingir temperaturas superiores em seu arco elétrico. Bewley (1980) e Shubert (1984) citam valores de temperatura média de aproximadamente 16700 °C. Níveis de temperatura atingíveis no arco plasma e suas regiões foram apresentados pela AWS, (AWS, 1991) e podem ser observados na Figura 20. Observando essa figura, nota-se que a temperatura aumenta à medida que se aproxima do eletrodo e do centro da coluna do arco.

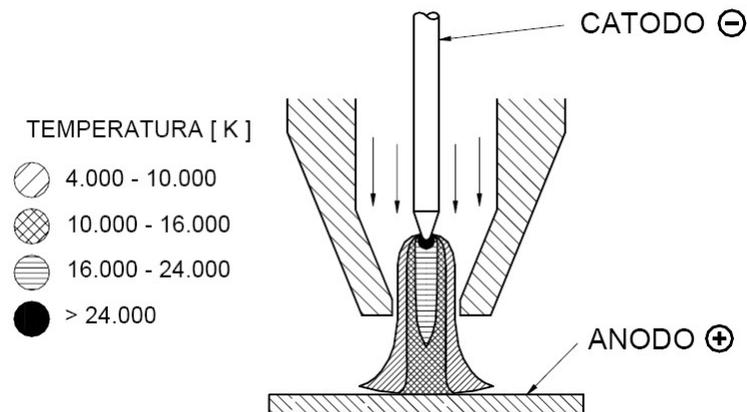


Figura 20 – Distribuição da temperatura do arco Plasma (AWS, 1991).

### 2.10.2 Equipamento e seus acessórios do processo PTA-P

Na Figura 21 são mostrados os equipamentos usados na soldagem a Plasma com adição de pó. O equipamento é similar ao equipamento usado na soldagem a Plasma com adição de arame (PTA-A), tendo sua principal diferença no sistema de alimentação do metal de adição, no caso o pó ao invés do arame. Esse fato exige além de um cilindro de gás adicional, um novo projeto da tocha, visto que o pó escoava pelo interior da tocha suspenso em um gás de arraste, tendo também um sistema de mistura do pó com o gás de arraste. (Reis e Scotti, 2007)

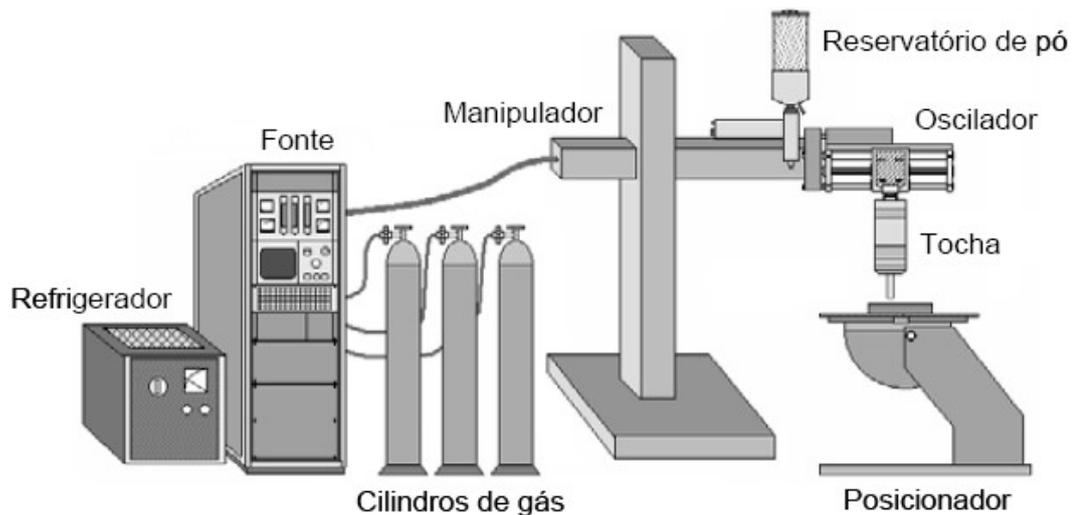


Figura 21 – Esquema de um equipamento para soldagem a plasma com adição de pó (Marconi, 2005).

Portanto existem alguns itens básicos do equipamento de soldagem a plasma com adição de pó, dentre os quais podem ser citados: fonte de energia, tocha de soldagem, sistema de suprimento de gás e sistema de alimentação de pó.

A fonte de energia além de fornecer energia para a soldagem, ela controla boa parte do processo com o ajuste de parâmetros como fluxo dos gases, a iniciação do arco, a corrente de soldagem, as rampas de subida e descida de corrente, dentre outros parâmetros.

A tocha de soldagem tem a finalidade essencial de produzir um arco estável e perfeitamente centralizado (Marconi, 2002). É composta genericamente por um conjunto de pinça para a fixação do eletrodo, canais para a passagem dos gases e da água de refrigeração. Possui ainda um bico de cobre com o orifício para a constrição do arco e um bocal de cerâmica para a isolamento e proteção do soldador.

O sistema de suprimento de gás é composto de três cilindros de gases inertes (ver Figura 21) que fornecem os gases de plasma, de arraste e de proteção simultaneamente.

O sistema de alimentação de pó é responsável pelo transporte dos pós desde o reservatório de pó até a poça de fusão. Pode-se controlar, além de taxas de alimentação de pó, a vazão do gás de arraste e do gás de pressurização.

### **2.10.3 Principais variáveis de influência no processo**

O processo de soldagem PTA-P não é um processo de fácil domínio e requer bastante estudo de suas variáveis. Aqui serão explanadas as principais variáveis do processo PTA-P, as quais são: corrente de soldagem, orifício constritor (diâmetro, comprimento e ângulo de convergência), recuo do eletrodo, ângulo da ponta do eletrodo, velocidade de soldagem, distância bico de contato peça, características e taxa de alimentação da mistura, vazão e gases utilizados. Essas variáveis ao contrário de outros processos podem ser ajustadas de forma independente, sendo esta uma vantagem que pode ser aproveitada caso se tenha um conhecimento aprofundado dos efeitos de cada variável, assim como as combinações entre elas.

### **2.10.3.1 Corrente de soldagem**

A corrente de soldagem, assim como em outros processos de soldagem tem forte influência no aporte térmico imposto ao substrato (Wainer et al., 1992; Modenesi e Marques, 2006), sendo assim é esperado que tenha influências nas propriedades geométricas e metalúrgicas das soldas, como por exemplo, diluição e extensão da ZTA. Ribeiro (2007) comenta que o excesso de corrente pode vir a cortar o material, gerar elevada ZTA e diluição excessiva, além de causar o desgaste prematuro do eletrodo, pois como explicado por (Martikainen e Moisis, 1993) com o uso de corrente excessiva há a formação do arco duplo, que é a formação de dois arcos, um entre o eletrodo e o bocal constritor e outro entre o bocal constritor e a peça. Em contrapartida, com baixas correntes o principal problema é a falta de fusão do metal de aporte e substrato.

Além da corrente constante, pode ser usada também corrente contínua pulsada, visando estabilidade do processo, e melhoras nas propriedades metalúrgicas, como o refino do grão e menor diluição (D'oliveira et al., 2006).

### **2.10.3.2 Orifício constritor (bocal): diâmetro, comprimento e ângulo de convergência dos canais condutores dos pós.**

Reis e Scotti (2007) explicam que uma maior constrição é alcançada com diâmetros menores e comprimentos maiores do orifício. Isso proporciona uma maior liberdade na variação da distância tocha-peça. Porém como explicam Díaz et al. (1999) e Díaz et al. (2004), baixas diluições e cordões mais largos podem ser obtidos com diâmetro de orifício maior, com conseqüente menor constrição do arco e densidade de energia, transmitindo uma menor quantidade de calor ao substrato. Esse mesmo autor, em sua pesquisa, constatou que ao se utilizar canais com angulação de 60° deu origem a melhores resultados em relação ao ângulo de 30°.

Segundo Takano et al. (2010), o efeito da constrição do bocal é função da intensidade de corrente utilizada, sendo mais expressivo para as maiores intensidades de corrente, afetando a penetração e o aspecto superficial dos revestimentos.

### **2.10.3.3 Recuo do eletrodo**

O recuo do eletrodo é a distância entre a ponta do eletrodo e a superfície inferior do bocal. Como pode ser visto em Ribeiro (2007), um recuo pequeno aliado a um diâmetro maior do orifício constritor diminui o grau de constrição do arco e com isso obtêm-se menores diluições e uma maior relação largura / altura do cordão, sendo essas características desejadas em revestimentos.

### **2.10.3.4 Ângulo da ponta do eletrodo**

Esse ângulo influencia diretamente na abertura e estabilidade do arco principal, não tendo influencia significativa na dureza nem na penetração dos cordões de solda. Recomenda-se afiar a ponta do eletrodo quando for notada mudança no comportamento do arco (Ribeiro, 2007; Takano et al., 2010).

### **2.10.3.5 Velocidade de soldagem**

A velocidade de soldagem vai influenciar diretamente no aporte térmico aplicado a peça, ou seja, quantidade de calor transferido à peça por unidade de comprimento. Santos (2003) afirma que se forem mantidos os outros parâmetros, a variação da velocidade de soldagem influi diretamente no formato da poça de fusão, microestrutura, tamanho da ZTA e oxidação superficial do cordão. Essa afirmação é reforçada se for analisada a Equação 14 deste trabalho, que mostra a influência da velocidade de soldagem no aporte térmico.

### **2.10.3.6 Distância bico peça**

A distância bico-peça – DBP é a distância entre a superfície inferior do bocal até a peça a ser soldada. De acordo com a AWS (1991) o formato do arco é cilíndrico, ao invés de cônico, como no processo TIG. Essa característica faz o processo ser menos sensível às mudanças de DBP, permitindo a utilização de comprimentos de arco de até 15 mm, além de produzir depósitos homogêneos mesmo com mudanças no comprimento do arco, segundo Ribeiro (2007).

Silva (2010a), estudando os efeitos da DBP, mostra resultados que indicam a possibilidade de que o aumento da taxa de deposição via aumento da DBP é dependente da corrente de soldagem.

Foi analisada também por Silva (2010a) a influência dessa variável na geometria do cordão e diluição, onde do ponto de vista de aplicações de revestimento, seriam mais recomendáveis DBPs mais próximas da distância focal dos jatos de pó. Outro autor havia anteriormente recomendado que o ponto focal seja posicionado acima da poça, a meia distância do bico constritor (Faroldi, 1996).

#### **2.10.3.7 Características e taxa de alimentação do pó**

Segundo a Plasmateam (2007) são preferidas partículas esféricas ao invés de partículas de forma irregular, uma vez que estas resultam numa alimentação deficiente. Ribeiro (2007) comenta a importância do tamanho das partículas sobre o escoamento das mesmas, sendo o limite inferior em torno de 35 a 40  $\mu\text{m}$ .

Santos (2003) verificou que a taxa de alimentação do pó influencia de forma significativa na qualidade superficial, na ocorrência de defeitos no depósito, tais como porosidade e falta de fusão e na geometria do cordão. Uma característica fundamental de um bom revestimento é baixa diluição e esta diminui para maiores taxas de alimentação de pó, enquanto que o reforço do cordão aumenta.

#### **2.10.3.8 Vazão e gases utilizados.**

Segundo Bracarense et al. (2005) maiores vazões de gás de plasma não é interessante no caso de revestimentos, pois ter-se-á maior penetração e maior quantidade de partículas expulsas. À medida que a vazão é elevada, há um aumento na relação penetração/largura do cordão devido principalmente à maior penetração.

Segundo Ribeiro (2007) existe uma faixa de vazão adequada para cada faixa de corrente e velocidade de soldagem utilizada e dentro desta faixa, uma vazão menor de gás de proteção tenderá a proporcionar uma maior diluição, maior largura e menor altura do cordão, devido à menor taxa de resfriamento, o contrário ocorrendo para vazões maiores.

Em relação ao gás de arraste Huang (1998), uma vazão em excesso causa turbulência do arco permitindo a entrada do ar atmosférico, e aparecimento de porosidade. Segundo Deuis et al. (1998) um valor acima do limite resulta no carregamento do pó além da coluna de plasma, causando desperdício.

### 3. MATERIAIS E MÉTODOS

#### 3.1 Materiais

Nesse capítulo serão apresentados os materiais utilizados no estudo, assim como a descrição da metodologia utilizada para a obtenção dos resultados.

Foi utilizado como material de adição o arame eletrodo de liga de níquel, Inconel-625 (ER NiCrMo-3) de 1,2 mm de diâmetro para o preenchimento da junta e para amanteigamento dos aços com o processo MIG. A mesma liga, em forma de pó, foi utilizada para a realização dos amanteigamentos pelo processo PTA-P. Na Tabela 5 está ilustrada a composição química da liga Inconel - 625.

Tabela 5 – Composição química nominal da liga Inconel-625.

Composição química (%)													
Elemento químico %	Cr	Fe	Mo	Nb+Ta	C	Mn	Si	P	S	Al	Ti	Co	Ni
	20,6	0,22	8,14	3,49	0,024	0,06	0,06	0,005	0,001	0,32	0,34	0,02	66,66

**Fonte:** Certificado de qualidade do fabricante

Como substratos (metal de base) foram utilizados dois tipos de aço em forma de chapa com dimensões 250 x 87 x 32 mm. O aço AISI 8630M e o aço AISI 4130, ambos temperados e revenidos, utilizados em válvulas submarinas e um aço ASTM A36 de baixo carbono, simulando um aço C-Mn utilizado em tubulações. As composições químicas desses aços podem ser vistas na Tabela 6.

Tabela 6 - Composição química (% em peso) dos metais de base.

Aço	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu
AISI 8630M	0,32	0,30	0,86	0,006	0,011	0,93	0,38	0,81	0,02	0,06
AISI 4130	0,29	0,27	0,58	0,007	0,005	0,91	0,18	0,05	0,000	0,10
ASTM A36	0,14	0,256	0,94	0,021	0,018	0,06	0,000	0,018	0,009	0,035

**Fonte:** Certificado de qualidade do fabricante

O gás de proteção utilizado na etapa de amanteigamento com o processo MIG, assim como os gases de plasma, de arraste e de proteção no processo PTA-P foram todos Argônio puro. Já na etapa de união das chapas o gás de proteção foi a mistura de Argônio + 25% de Hélio, conforme recomenda o Cenpes / Petrobras.

### 3.2 Equipamentos de soldagem

Os processos de soldagem utilizados para a realização dos amanteigamentos foram o Plasma –Pó (PTA-P) e o MIG, ambos mecanizados.

Na etapa de união das chapas foi utilizado o processo MIG manual para o preenchimento de todas as juntas, tanto as que tiveram os biseis amanteigados por PTA-P, quanto as que os biseis foram amanteigados com MIG.

O equipamento de soldagem utilizado para todos os amanteigamentos, em ambos os processos, foi a fonte do modelo multiprocesso DIGI Plus A7 800 fabricado pela IMC Soldagem, do tipo corrente contínua e tensão constante com capacidade de corrente máxima de 800 A. Nesse equipamento foi realizado um *upgrade* para que assim pudesse ser operado também no modo Plasma – Pó. Para isto foram acrescentados á este equipamento os seguintes ítems:

- Módulo para operação com plasma (produção do arco piloto);
- Duas válvulas de controle mássico (uma para o gás de araste do pó e outra para o gás de plasma);
- *Driver* para comando do pó;
- Tocha plasma pó;
- Alimentador de pó.

O equipamento principal (fonte de energia) e os acessórios descritos estão apresentados na Figura 22.



Figura 22 – Equipamento de soldagem multiprocesso da IMC e os acessórios utilizados para a execução do processo PTA-P

### 3.3 Metodologia

A metodologia desse trabalho foi dividida em diversas etapas como pode ser observado no fluxograma da Figura 23. Cada uma dessas etapas são descritas nos próximos tópicos.

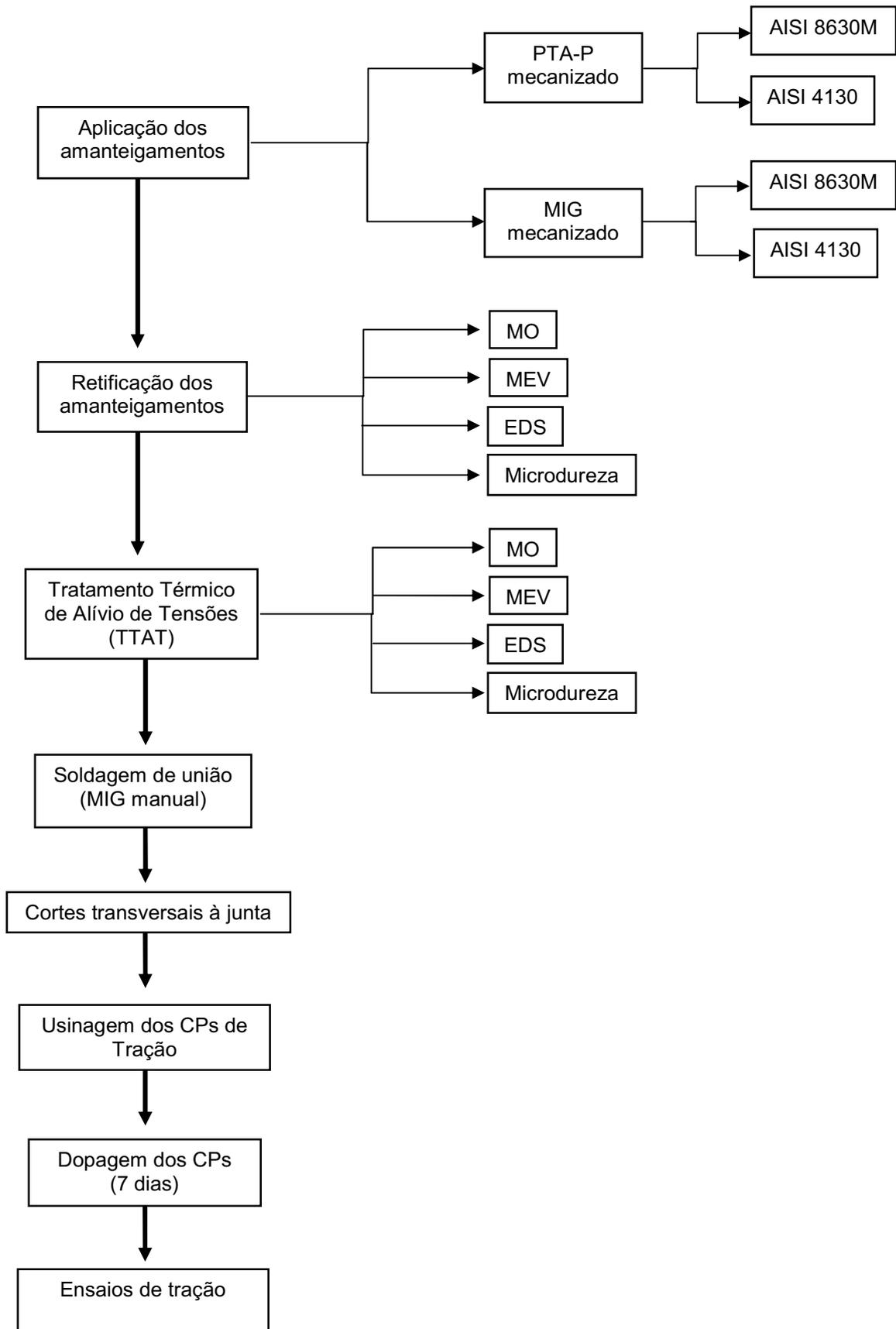


Figura 23 – Fluxograma das atividades realizadas na pesquisa.

### 3.3.1 Soldas de amanteigamento

Nessa etapa chapas dos aços AISI 8630M e AISI 4130 com dimensões aproximadas de 250 x 87 x 32 mm foram submetidos a um processo de deposição de metal de liga de níquel (ERNiCrMo-3) ao longo de sua espessura (amanteigamento).

Os amanteigamentos foram realizados, pelo processo de soldagem PTA-P e pelo processo MIG. A Figura 24 apresenta uma ilustração do amanteigamento executado nos aços AISI 8630M e AISI 4130 e o chanfro utilizado no aço ASTM A36.



Figura 24 – Esquema do amanteigamento dos aços de elevada resistência.

Antes da aplicação do amanteigamento as peças foram preaquecidas nas temperaturas indicadas na Tabela 7, que mostra também as temperaturas de interpasse. O preaquecimento e a manutenção da temperatura de interpasse foram realizados com um maçarico através do processo Oxigás, com chama neutra e com controle de temperatura realizado com um termômetro digital infravermelho com mira *laser*. O seguinte sistema de nomenclatura foi criado para facilitar a identificação das amostras durante a leitura. O primeiro dígito (A, B, C ou D) acompanhado de um número (1, 2 ou 3) identifica a amostra, onde 1, 2 e 3 correspondem aos três níveis de temperaturas de preaquecimento ( $T_0$ ) e interpasse ( $T_i$ ), respectivamente da menor temperatura (1:  $T_0 = 200^\circ\text{C}$  e  $T_i = 240^\circ\text{C}$ ) para a maior temperatura (3:  $T_0 = 280^\circ\text{C}$  e  $T_i = 370^\circ\text{C}$ ) de preaquecimento. Essas temperaturas são recomendações

da Petrobras. O número de dois dígitos que segue após o hífen identifica o metal de base (86 para o aço AISI 8630M e 41 para o aço AISI 4130. A letra que vem após esse número identifica o processo de soldagem no amanteigamento (P para PTA-P e M para MIG). Por exemplo, A1-86P corresponde à amostra preaquecida a 200°C do aço AISI 8630M e amanteigada pelo processo PTA-P. Após as amostras serem submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), foi acrescentada a letra “T” no final da nomenclatura. Por exemplo, C3-41M-T corresponde à amostra preaquecida a 280°C do aço AISI 4130 e amanteigada pelo processo MIG, e submetida ao TTAT. Na Tabela 7 são identificadas todas as amostras para melhor entendimento.

Tabela 7 – Temperaturas de preaquecimento e interpasse

Corpo de prova	Metal de base	Processo	T.	T. Interpasse
			Preaquecimento (°C)	(°C)
A1-86P	AISI 8630M	PTA-P	200	240
A2-86P	AISI 8630M	PTA-P	240	280
B1-41P	AISI 4130	PTA-P	200	240
B2-41P	AISI 4130	PTA-P	240	280
B3-41P	AISI 4130	PTA-P	280	370
C1-86M	AISI 8630M	MIG	200	240
C2-86M	AISI 8630M	MIG	240	280
C3-86M	AISI 8630M	MIG	280	370
D1-41M	AISI 4130	MIG	200	240

### 3.3.1.1 Amanteigamento com o processo PTA-P

Para respeitar uma recomendação da Petrobras que determina uma altura mínima do amanteigamento de 9 mm depois de retificado, foi preciso aplicar 2 camadas de amanteigamento na peça, pelo processo PTA-P, o que resultou em amanteigamentos com alturas variando de 10 a 12 mm. Esses amanteigamentos posteriormente foram retificados para planificar a superfície para subsequente união da junta. Acredita-se que esse valor mínimo de 9 mm proporcione uma barreira eficiente no isolamento do metal de base durante o processo de enchimento da

junta, quando se utiliza energias mais elevadas. Visto que em pesquisas anteriores espessuras menores foram testadas sem sucesso (Faraco, 2009).

Para a obtenção dos melhores parâmetros de soldagem para a deposição dos cordões de solda para amanteigamento pelo processo PTA-P tomou-se como referência os parâmetros de soldagem utilizados em bibliografia específica (Luz et al., 2013; Takano et al., 2010) para a mesma aplicação, principalmente dos resultados obtidos por Santos (2014). Foram realizados vários depósitos preliminares e chegou-se aos parâmetros ideais para a obtenção de cordões de solda isolados com um bom perfil geométrico conforme pode ser visto na Figura 25, onde  $L$  é a largura do cordão,  $R$  é o reforço do cordão,  $A1$  é a área de penetração do amanteigamento e  $A2$  é a área de reforço do amanteigamento. Através das medidas dessas áreas serão calculados os valores de diluição global ( $D$ ) para os amanteigamentos, de acordo com a Equação 10.

Outro tipo de diluição foi calculada nesse trabalho como parâmetro auxiliar no estudo das zonas parcialmente diluídas. Essa foi chamada de diluição local,  $D_L$  e pode ser calculada através da Equação 11, que também foi utilizada por outros autores (Kejelin et al., 2006; Silva et al., 2012) onde “ $\%X_{MS}$ ” é a porcentagem de um determinado elemento no metal de solda, “ $X_{MB}$ ” é a porcentagem desse elemento no metal de base e “ $X_{MA}$ ” é a porcentagem desse elemento no metal de adição. Para os cálculos realizados nesse trabalho utilizou-se sempre o elemento Ni. Como o elemento carbono tem baixa massa atômica, o mesmo não pode ser identificado pelo EDS, logo a Equação 11 é útil para estimar teor de carbono.

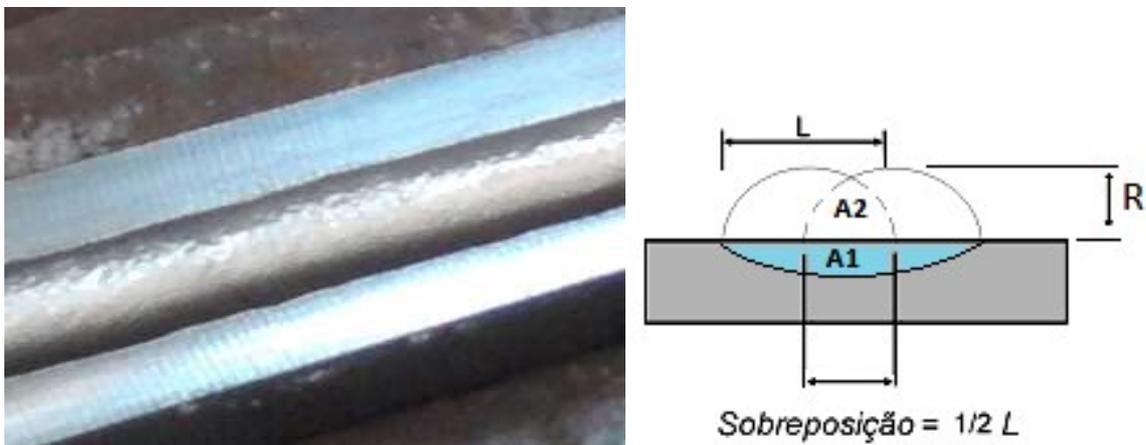


Figura 25– Cordão isolado realizado com os parâmetros do amanteigamento com PTA-P.

$$D(\%) = \frac{A1}{A1 + A2} (100) \quad (10)$$

$$\%X_{MS} = X_{MB}D_L + X_{MA}(1 - D_L) \quad (11)$$

Os parâmetros de soldagem utilizados na primeira camada do amanteigamento, pelo processo PTA-P, correspondem aos valores encontrados na Tabela 8. Na segunda camada foi modificado apenas o valor da corrente para 200 A, na tentativa de aumentar o aporte térmico, intensificando o refino da região de grão grosseiros da ZTA da primeira camada. O Aumento da energia de soldagem na segunda camada foi adotado, tomando como base, melhores resultados com essa técnica em trabalhos de outros autores, onde utilizam valores de energia para a segunda camada de uma a duas vezes o valor da energia da primeira camada (Farias e Aguiar, 2003).

Tabela 8– Parâmetros de soldagem dos amanteigamentos feitos pelo processo PTA-P

Corrente (A)	195
Velocidade de soldagem (cm/min)	14
Taxa de alimentação do pó (g/min)	34
Vazão do Gás de Arraste (l/min)	3
Vazão do Gás de Plasma (l/min)	2,2
Vazão do Gás de Proteção (l/min)	10
Distância bico – peça, DBP (mm)	20
Recuo de eletrodo (mm)	1,5
Diâmetro do Bico (mm)	3,2
Ângulo da Tocha com a vertical (°)	0

### 3.3.1.2 Amanteigamentos com o processo MIG

Para os amanteigamentos das chapas com o processo MIG foram também feitos exaustivos testes para encontrar parâmetros adequados para essa finalidade. Além de se obter parâmetros de soldagem adequados para amanteigamento, também houve o desafio de que esses parâmetros teriam que culminar em uma

energia de soldagem a mais próxima possível da energia de soldagem dos amanteigamentos realizados pelo processo PTA-P, pois assim seria possível comparar os dois processos. Como ponto de partida para os testes foram usados tanto a experiência em soldagem quanto informações da literatura sobre soldagem pelo processo MIG. Portanto, os parâmetros de soldagem da primeira camada do amanteigamento, pelo processo MIG, correspondem aos valores encontrados na Tabela 9.

Tabela 9– Parâmetros de soldagem dos amanteigamentos feitos pelo processo MIG

Voltagem (V)	30
Velocidade de alimentação do arame (m/min)	8,4
Velocidade de soldagem (cm/min)	30
Vazão do Gás de Proteção (l/min)	17
Distância bico – peça, DBP (mm)	18
Ângulo da Tocha com a vertical (°)	0

Para atingir uma altura de amanteigamento de aproximadamente 10mm foram necessárias o depósito de 3 camadas, (Figura 26). Nas duas ultimas camadas a energia de soldagem foi um pouco maior, pois foi utilizado um valor de 8,7 m/min na velocidade de alimentação do arame, o que resultou numa corrente mais elevada. Como foi visto no Capítulo 2, alguns autores recomendam energias iguais ou mais elevadas a partir da segunda camada, otimizando assim o refino na ZTA da primeira camada.



Figura 26 – Sequência de deposição das três camadas de amanteigamento pelo processo MIG.

### 3.3.2 Análise metalográfica e de microdureza dos amanteigamentos

O início e fim dos amanteigamentos foram descartados e amostras transversais a direção de soldagem foram retiradas para análise de sua microestrutura, através de microscopia ótica, e microdureza, conforme apresentado na Figura 27.



Figura 27 – Corte transversal das amostras amanteigadas.

Para a análise da microestrutura foi utilizado um microscópio ótico da Olympus, modelo BX51, acoplado a um computador e um *software* analisador de imagens (Figura 28). As amostras cortadas foram embutidas em resina polimérica, lixadas com lixas de granulação 100 até 1200 e depois polidas com alumina com granulometrias de  $1\mu\text{m}$ ,  $0,3\mu\text{m}$  e  $0,05\mu\text{m}$  em uma politriz metalográfica. O ataque metalográfico foi realizado por esfregação, onde um chumaço de algodão foi embebido como reagente químico Nital, ou seja, ácido nítrico a 1% diluído em álcool etílico e esfregado na amostra. As análises microestruturais qualitativas foram realizadas na região próxima da interface do amanteigamento com o metal de base, verificando fatores como extensões de ZTA e região de grãos grosseiros, além da presença de microestruturas indesejáveis, como as zonas parcialmente diluídas, ZPD's.



Figura 28 – Microscópio ótico Olympus BX51.

Em conjunto com os resultados de microscopia ótica, foram analisados os resultados de microdureza na região de maior interesse, como citado anteriormente. Para o ensaio de microdureza foi utilizado um Microdurômetro digital FM-700 da Future Tech (Figura 29). Como é mostrado na Figura 30, foram traçados perfis de microdureza perpendiculares à linha de interface do amanteigamento, em pontos do amanteigamento ou metal de solda (MS), zona termicamente afetada (ZTA) e metal de base (MB), a fim de verificar o perfil de dureza ao longo dessa região. A microdureza foi realizada também rente à linha de fusão, com a finalidade de identificar possíveis zonas de elevada dureza na interface MS/MB.

A carga aplicada para realização do ensaio de microdureza ao longo dos perfis verticais foi de 100 gramas força (gf) durante 15 segundos, com indentações separadas por 500  $\mu\text{m}$  de distância. Para a região ao longo da linha de fusão (LF), que se tornou objeto de estudo da pesquisa a carga foi de 25 gramas forças (gf) durante 15 segundos sem distanciamento padronizado e apenas em regiões específicas com presença de ZPD.

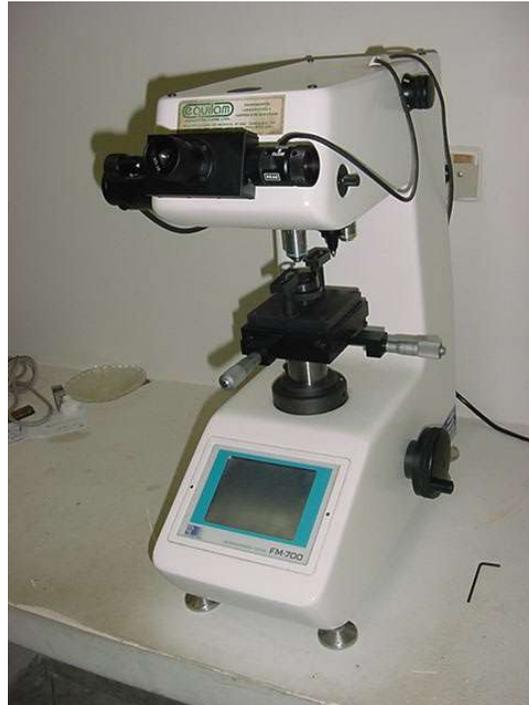


Figura 29 – Microdurômetro digital Future Tech FM-700.

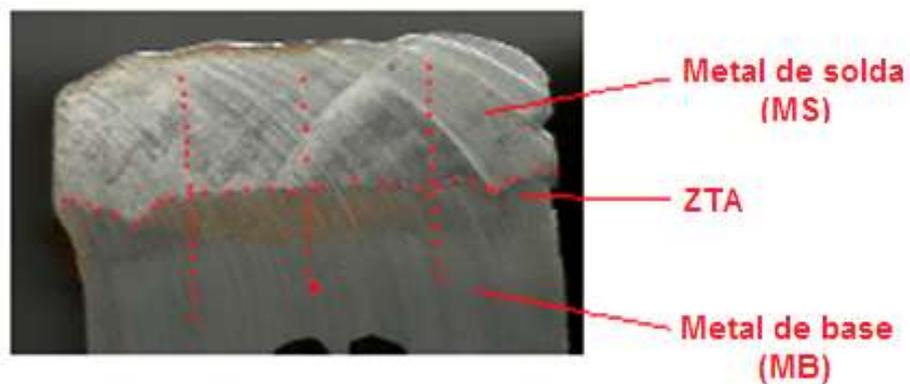


Figura 30 – Disposição dos pontos de microdureza.

Além da Microscopia Ótica, as amostras foram analisadas por Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e EDS, (Figura 31). O MEV é do modelo VEGAS 3 da Tescan, acoplado ao EDS modelo X-act da Oxford Instruments. Nessa etapa foi verificada a presença de precipitados ou fases prejudiciais a tenacidade além de análise de composição química nas diferentes fases formadas a partir da soldagem de aços dissimilares.

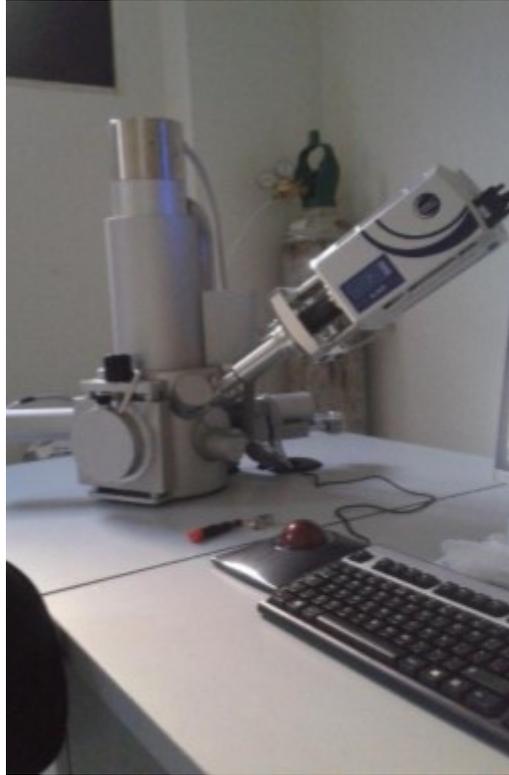


Figura 31 – Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) e EDS.

Todas essas análises de microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), EDS e microdureza foram também realizadas para as amostras retiradas da chapa, após a sua planificação do amanteigamento e subsequente tratamento térmico para alívio de tensões, TTAT. Com isso verificou-se a influência do TTAT na microestrutura e microdureza na interface desses amanteigamentos.

### **3.3.3 Soldagem de união das chapas**

Os corpos de prova amanteigados passaram por uma etapa de usinagem com o auxílio de uma fresa para que os corpos de prova ficassem com a camada de amanteigamento de 9 mm de espessura, como é ilustrado na Figura 32.

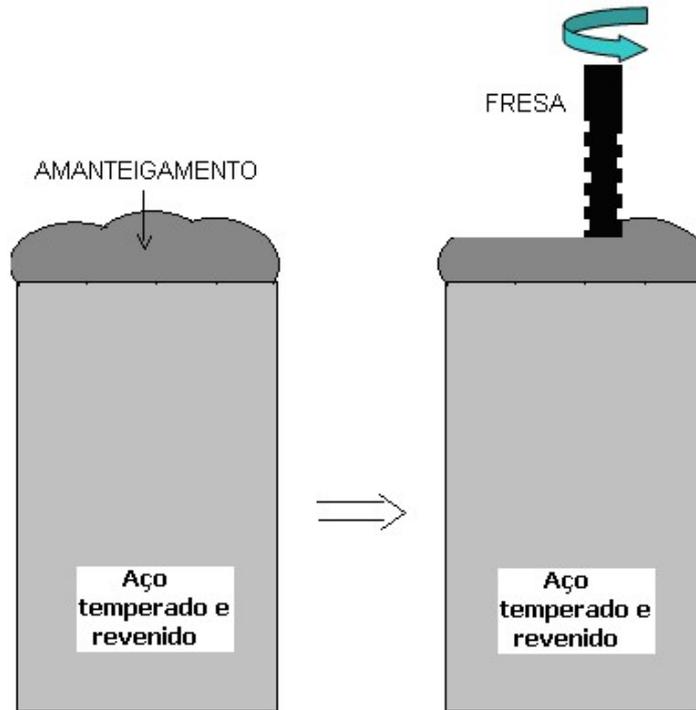


Figura 32 – Etapa de usinagem dos amanteigamentos.

Tratamentos térmicos para alívio de tensão, TTAT's, foram realizados em todas as chapas com os respectivos amanteigamentos já retificados pela fresa. A norma NACE MR0175 / ISO 15156 recomenda que a temperatura mínima de alívio de tensões deva ser de 620 °C (NACE, 2015). Neste estudo o alívio de tensão foi realizado com aquecimento até 676 °C, mantendo essa temperatura por um período de 2 horas, conforme recomendação do Cenpes / Petrobras. A taxa de aquecimento foi de 12°C/min. O resfriamento ocorreu dentro do próprio forno, resultando em uma taxa de resfriamento de aproximadamente 6,4°C/min, conforme ilustrado no ciclo térmico da Figura 33.

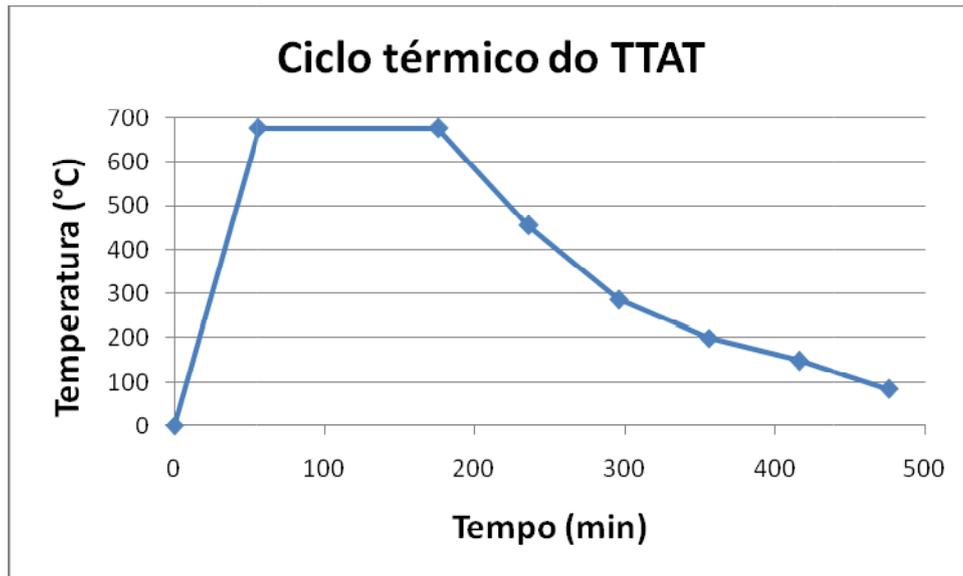


Figura 33 – Ciclo térmico do tratamento térmico para alívio de tensões internas, TTAT.

Após a usinagem dos amanteigamentos e os respectivos TTAT's, as chapas de aço AISI 8630M e AISI 4130 foram unidas com chapas de aço ASTM A36, com as dimensões de chanfro de acordo com a Figura 34. As soldagens de união foram realizadas pelo processo MIG manual, utilizando arame eletrodo de liga de níquel, Inconel 625, mesma liga do amanteigamento, entretanto, ao invés de Argônio puro como gás de proteção utilizou-se mistura de Ar+25 % He como gás de proteção. Um esquema da constituição da junta soldada pode ser vista na Figura 35. Para as soldas de união foram adotados os parâmetros da Tabela 10, onde a velocidade de soldagem foi estimada através do tempo aproximado para o soldador aplicar um cordão de um lado ao outro da chapa. Durante as soldas de união foi utilizado um sistema de fixação das chapas para simular uma restrição na junta, assim como acontece em casos reais de uniões soldadas entre tubos e válvulas.

Tabela 10 – Parâmetros das soldas de união.

Voltagem	26 V
Corrente	200 A
Velocidade de alimentação do arame	15 m/min
Velocidade de soldagem	0,24 m/min

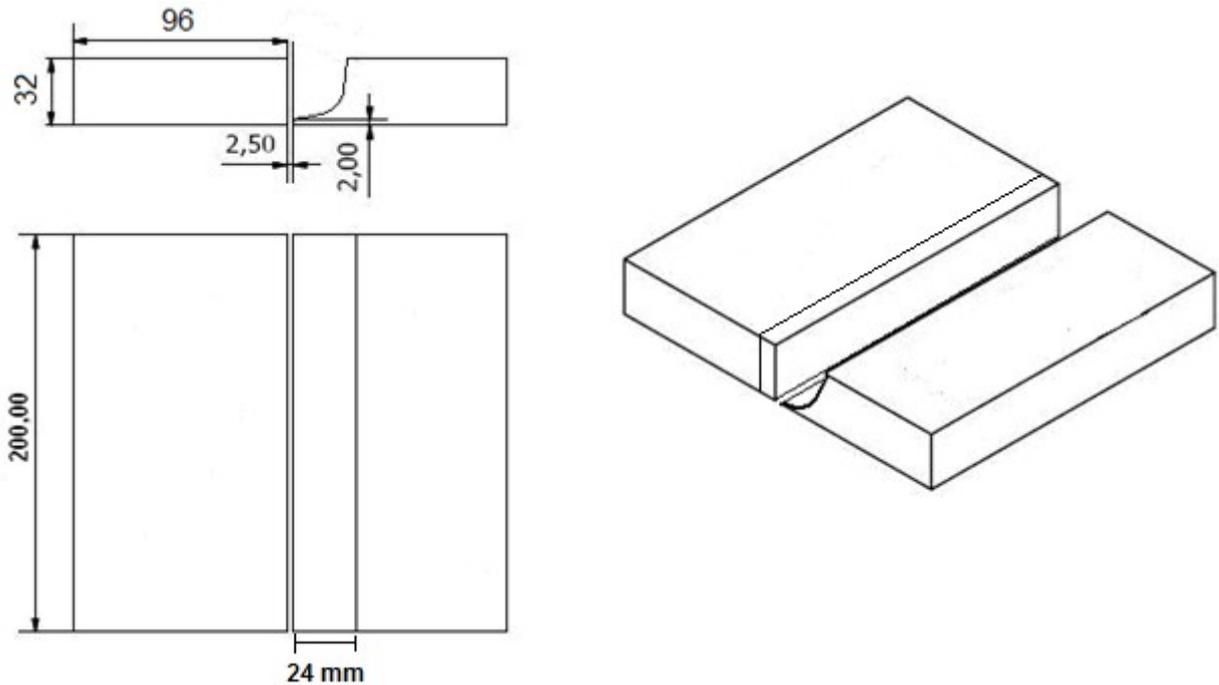


Figura 34 - Dimensões dos chanfros da soldagem dissimilar.

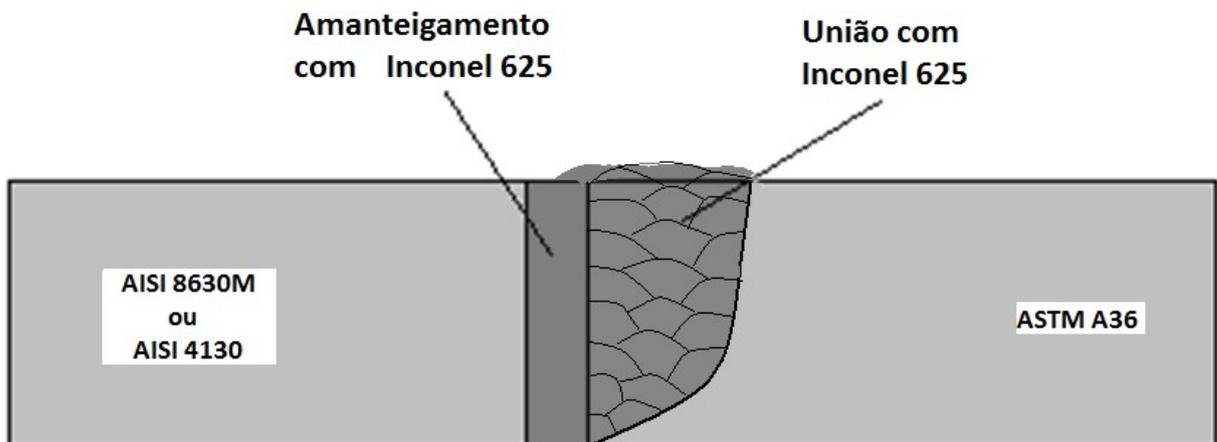


Figura 35 – Esquema da junta soldada entre os metais dissimilares.

Após esta etapa de união foram realizados os ensaios de tração nos corpos de prova hidrogenados sob proteção catódica e a correlação dos resultados obtidos com a microestrutura e dureza resultante na interface do amanteigamento.

### 3.3.4 Avaliação da fragilização por hidrogênio

A resistência à fragilização por hidrogênio foi avaliada através de ensaios de tração de corpos de prova hidrogenados. Como está descrito nos próximos tópicos, os corpos de provas, foram submetidos a um processo de dopagem com hidrogênio e posteriormente submetidos à tração.

### 3.3.4.1 Corpos de prova

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados segundo a norma ASTM E8/E8M-09 (2009), as suas dimensões podem ser observadas na Figura 36. Os corpos de prova foram retirados da junta soldada de acordo com a Figura 37, de modo que a interface entre o metal de base (aço temperado e revenido) e o amanteigamento (Inconel 625) se localize no centro do corpo de prova.

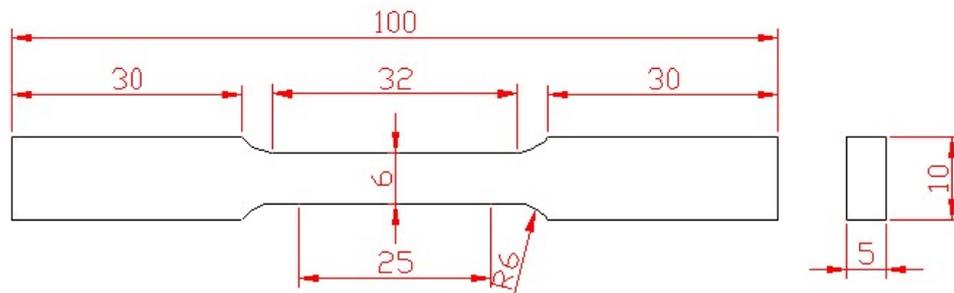


Figura 36 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.

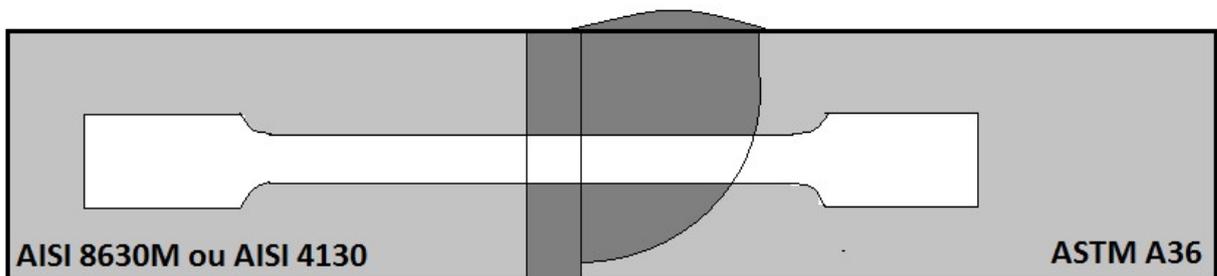


Figura 37 – Retirada do corpo de prova da junta soldada.

Para a retirada dos corpos de prova de tração, primeiramente utilizou-se um equipamento de serra de fita para a retirada de fatias de aproximadamente 7 mm de espessura das juntas soldadas, com cortes transversais a junta como mostra a Figura 38(a). Depois essas fatias foram usinadas por uma fresa para ficarem com espessura de 5,5 mm e então cortadas mais uma vez pela mesma serra, obtendo-se as tiras de 140 mm de comprimento, 10 mm de largura e 5,5 mm de espessura, como mostra a Figura 38 (b). Essas tiras foram retiradas da mesma região, perto da região central, para todas as fatias.

Antes dos cortes das tiras mostradas na Figura 38 (b), as fatias mostradas na Figura 38 (a) foram inspecionadas por líquido penetrante para evitar regiões que contenham defeitos.

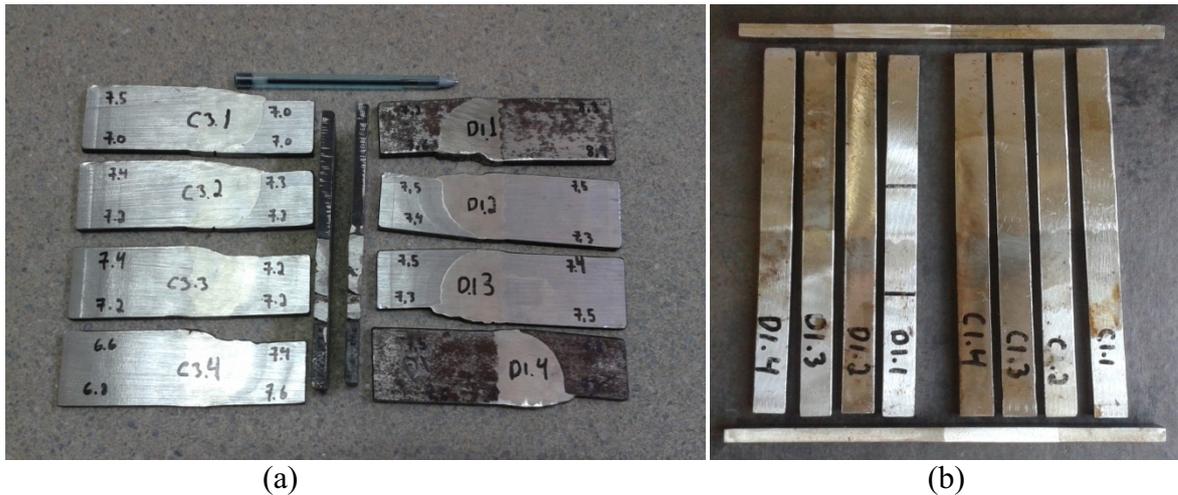


Figura 38 – Etapas de corte das amostras para tração. a) Corte transversal a junta de união. b) Redução da amostra para 10mm de largura.

Posteriormente essas tiras foram usinadas, em sua parte central, para produzir a parte útil do corpo de prova, através do processo de corte por eletroerosão a fio. Esses corpos de prova foram lixados com lixas metalográficas de granulometria 150 até 220.



Figura 39 – Corpo de prova de tração com parte útil usinada por eletroerosão a fio.

### 3.3.4.2 Hidrogenação dos corpos de prova

Para simular as condições de uso sob proteção catódica desses metais em ambientes agressivos, as amostras passaram por um processo de hidrogenação que realizado em uma solução de água do mar sintética, preparada conforme recomendações da norma ASTM D 1141 (ASTM, 2013). Para a geração do hidrogênio, foi utilizada uma fonte de tensão constante (potenciostato), uma grade de titânio como contra eletrodo e um eletrodo de prata-cloreto de prata como eletrodo de referência. A tensão aplicada nas amostras em relação ao eletrodo de

referência foi de  $-1055\text{mV}$  e o tempo de encharque foi de e 7 dias, conforme pré-definidos pelo CENPES e de acordo com valores recomendados pelas normas do setor, como a norma DNV RP F103 (2010) e ISO 15589-2 (2004).

A solução sintética de água do mar teve sua temperatura e pH controlados durante os 7 dias de encharque. A água deve ser sempre trocada toda vez que o pH cair abaixo de 7,0. Os corpos de prova foram gradativamente inseridos na célula de dopagem e hidrogenados ao mesmo tempo e apenas no momento do ensaio foram retirados da célula, gradativamente, a medida que cada um foi completando o tempo de encharque, quando foram, imediatamente, montados na máquina de ensaio de tração, como será descrito a diante. A Figura 40 mostra a montagem do sistema de dopagem, simulando uma proteção catódica utilizado para dopar os corpos de prova com geração de hidrogênio.

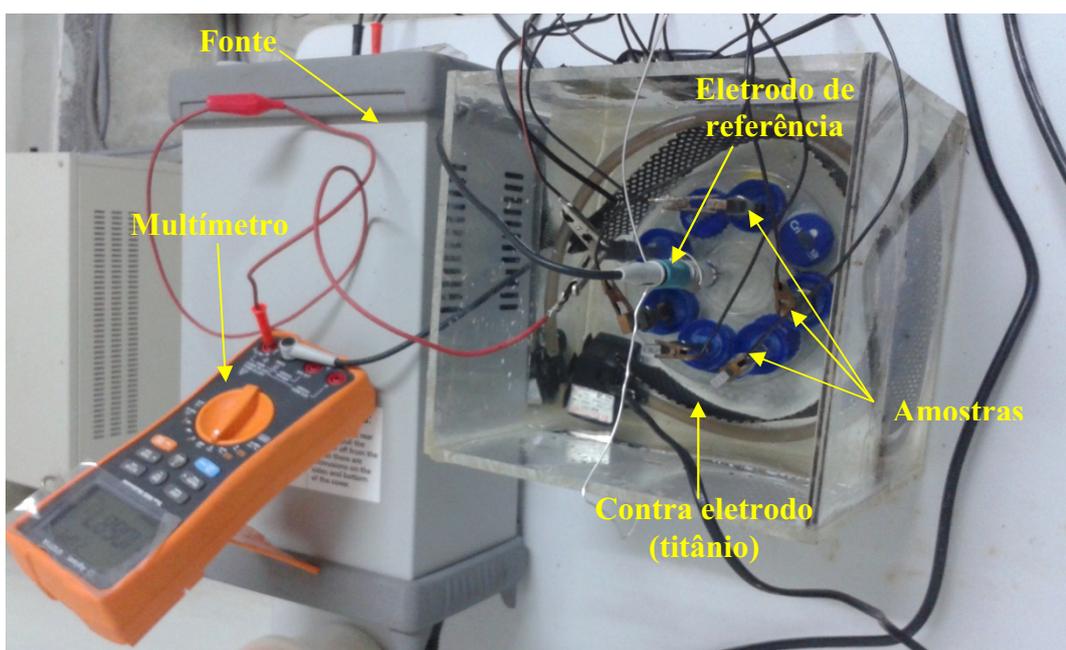


Figura 40 - Esquema da célula de dopagem utilizada no ensaio de tração.

### 3.3.4.3 Ensaios de tração

Os ensaios de tração uniaxial foram realizados em uma máquina de ensaio universal marca Shimadzu e modelo Autograph AG-IS, com capacidade de carga de 100KN (Figura 41), seguindo as diretrizes da norma ASTM G 129-00 (2006). A máquina encontra-se instalada no Laboratório de Reciclagem da Unidade Acadêmica de Engenharia de Materiais da UFCG.

Para avaliar a influência do hidrogênio no comportamento da junta sob tração, alguns corpos de prova foram ensaiados após passarem por 7 dias de dopagem (em meio hidrogenado) e outros sem dopagem, ou seja, sem geração de hidrogênio.



Figura 41–Máquina de ensaio de tração da Shimadizu.

Todos os ensaios de tração foram realizados com uma taxa de deslocamento do travessão de  $9 \times 10^{-4}$  mm/s, cujo valor fica dentro de uma faixa estipulada pela norma ASTM G129-00 (2006), para testes de fragilização por hidrogênio e à temperatura ambiente (25°C). O limite de escoamento foi determinado pela tensão correspondente a uma deformação permanente de 0,2% e o limite de resistência a tração, pela tensão correspondente a tensão máxima suportada pelo corpo de prova. Nos ensaios de tração com corpos de prova hidrogenados foram utilizados três corpos de prova de tração para cada condição e as propriedades mecânicas dadas pela média dos três ensaios em cada condição.

Foram plotados gráficos convencionais de tensão versus deformação. De acordo com a Equação 12 a análise das deformações permite obter o índice de

fragilização (IF), que mede a perda de ductilidade das amostras hidrogenadas em relação às amostras não-hidrogenadas (Miranda, 1987):

$$IF(\%) = \frac{\varepsilon^{NH} - \varepsilon^H}{\varepsilon^{NH}} \times 100 \quad (12)$$

onde  $\varepsilon^{NH}$  e  $\varepsilon^H$  são, respectivamente, a deformação máxima para o material não hidrogenado (para o qual  $IF = 0$ ) e a deformação máxima para o material hidrogenado.

Outro parâmetro também é comumente utilizado por outros autores para medida do grau de fragilização por hidrogênio (Ballesteros et al., 2010; ASTM-G 129-00, 2006). Este é a razão de redução de área (RRA), que é a razão entre a redução de área do corpo de prova hidrogenado ( $RA_1$ ) e a redução de área do corpo de prova não hidrogenado ( $RA_2$ ), como mostra a Equação 13.

$$RRA = \frac{RA_1}{RA_2} \quad (13)$$

Quando RRA é igual ou maior que 1,0 indica que não há susceptibilidade à fragilização por hidrogênio, e razões menores que 1,0 indicam susceptibilidade.

## 4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

### 4.1 Aspectos gerais dos amanteigamentos

Com os parâmetros de soldagem utilizados no processo PTA-P o cordão isolado ficou em média com 12,3 mm de largura (L) e 3,9 mm de altura (R). Porém com a sobreposição de 1/2 entre os cordões, a primeira camada fica com média de 5,4 mm de altura. Isso garantiu que, com duas camadas, o amanteigamento atingisse no mínimo 10mm de altura. Para o processo MIG o cordão isolado ficou em média com 11,5 mm de largura (L) e 3,4 mm de altura (R). Porém com a sobreposição de 1/2 entre os cordões, a primeira camada fica com média de 4 mm de altura, necessitando de 3 camadas para atingir valores mínimos de 10mm.

A Tabela 11 mostra os resultados das geometrias das chapas amanteigadas, tanto pelo processo PTA-P, quanto MIG, onde  $L_0$  é a largura da chapa sem amanteigamento,  $L_{\min}$  é a largura mínima da chapa com amanteigamento,  $L_{\max}$  é a largura máxima da chapa amanteigada, R é a altura da camada de amanteigamento sem retificação, como mostra a ilustração da Figura 42, e D é o valor da diluição global dos amanteigamentos, calculada através da relação de áreas mostrada na Equação 10.

Tabela 11 – Dimensões dos amanteigamentos e chapas amanteigadas.

Corpo de prova	$L_0$ (mm)	$L_{\min}$ (mm)	$L_{\max}$ (mm)	R (mm)	D (%)
A1-86P	87,0	98,5	101,7	11,5 – 14,7	14,3
A2-86P	89,0	99,0	101,0	10,0– 12,0	16,3
B1-41P	87,5	97,5	99,4	10,0 – 11,9	9,9
B2-41P	87,3	97,7	100,0	10,4 – 12,7	10,2
B3-41P	87,5	97,5	100,2	10,0 -12,7	10,3
C1-86M	87,1	97,3	101,0	10,2 – 13,9	18,4
C2-86M	87,2	97,2	101,0	10,0 – 13,8	24,3
C3-86M	87,3	97,5	99,2	10,2 – 11,9	29,6
D1-41M	87,5	98,0	102,0	10,5 – 14,5	22,8

Nota-se que todos os amanteigamentos ficaram com no mínimo 10 mm de altura. Os valores mínimos correspondem às bordas das chapas, visto que nas bordas o metal tende a escorrer por causa do formato angular do cordão. E os valores máximos correspondem às regiões mais próximas do centro. Ao utilizar esse conjunto de parâmetros no PTA-P, a voltagem resultou em 29 V. Ao contrário do PTA-P, no MIG é ajustada a voltagem, logo a corrente é resultante dos outros

fatores, que neste caso resultou num valor de 260A para a primeira camada e 265 A para as camadas subsequentes.



Figura 42 – Dimensões da chapa amanteigada.

Considerando as eficiências térmicas dos processos Plasma pó e MIG respectivamente de 55% e 75% (Infosolda, 2014) e tendo em vista que a energia de soldagem é dada pela Equação 14 (ASM, 1993):

$$E = \eta \frac{U \cdot I}{v} [J / mm] \quad (14)$$

Onde:  $\eta$  - eficiência térmica (função do processo selecionado)

U – tensão [V]

I - corrente [A]

v – velocidade de soldagem [mm/s]

a energia de soldagem utilizada no processo plasma pó foi de (1,33 kJ/mm) para a primeira camada e (1,37 kJ/mm) para a segunda camada. Logo, para fins de comparação, para o processo MIG procurou-se obter valores de energia de soldagem o mais próximo possível desses valores. Neste caso foi de (1,17 kJ/mm) para a primeira camada e (1,19 kJ/mm) para as camadas subsequentes.

As temperaturas de preaquecimento e interpasse, e principalmente o processo de soldagem utilizado nos amanteigamentos, influenciaram de forma significativa nos valores de diluição global dos amanteigamentos, como pode ser visto na Tabela 11. Para maiores temperaturas de preaquecimento e interpasse nota-se uma tendência de aumento dos valores de diluição, porém em alguns casos a diferença é bem sutil, o que já era esperado, pois o aumento da diluição está mais

fortemente atrelado a energia de soldagem. Porém esse comportamento de aumento de diluição com o aumento da temperatura de preaquecimento e interpasse pode ser explicado, visto que, para maiores temperaturas iniciais da chapa, a interface MB/MS pode alcançar temperaturas finais ligeiramente superiores, de forma que o MS consiga atingir maiores distâncias dentro do MB, favorecendo o aumento da diluição.

Da Figura 43 a Figura 46 podem ser observadas as seções transversais dos amanteigamentos das chapas pelos processos PTA-P e MIG para os aços AISI 8630M e AISI 4130. Os valores evidenciados correspondem à penetração em “mm” do metal de solda (MS) no metal de base (MB). Tendo em vista que essa superfície da chapa foi amanteigada de um extremo ao outro, não tendo material remanescente ao lado para traçar a linha de base, foi necessário a medição da chapa antes do amanteigamento. Logo, a linha horizontal preta corresponde ao limite da chapa antes do amanteigamento.

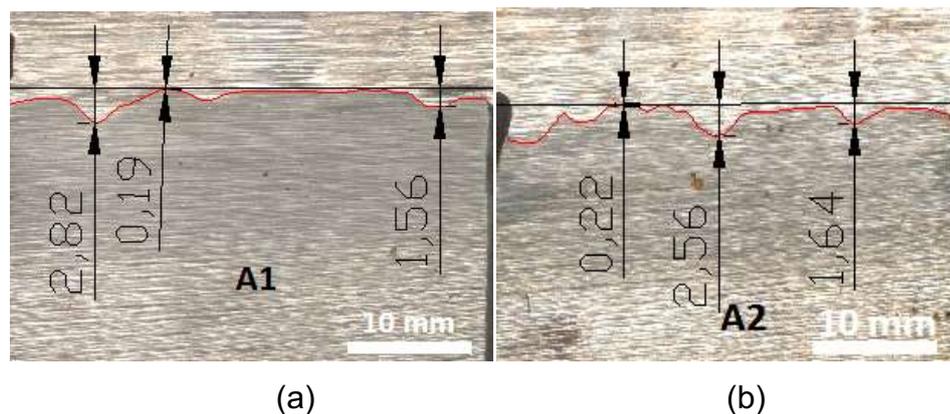


Figura 43 - Seção transversal dos amanteigamentos das chapas AISI 8630M com PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P.

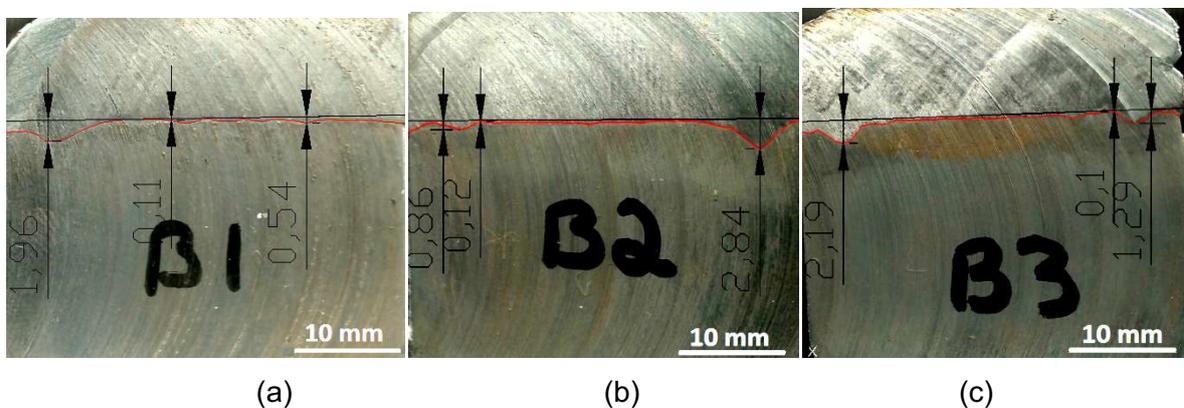


Figura 44 – Seção transversal dos amanteigamentos das chapas de AISI 4130 com PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P.

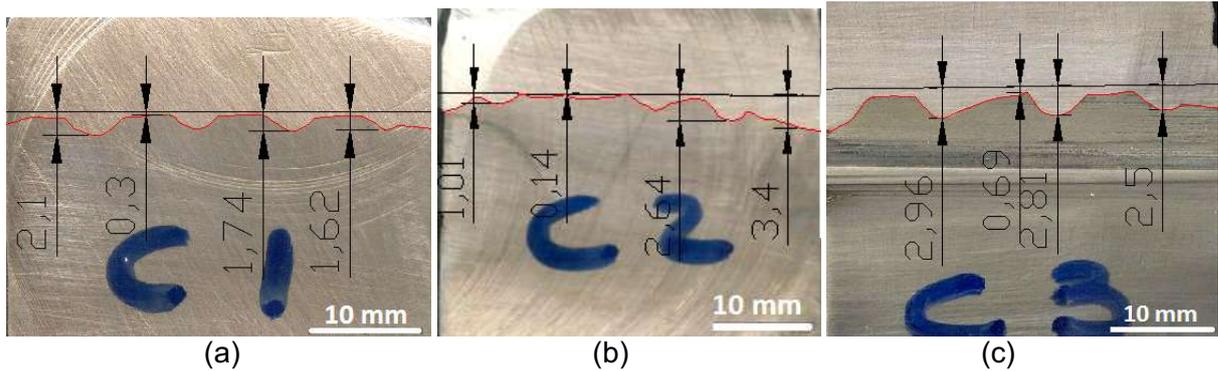


Figura 45 – Seção transversal dos amateigamentos das chapas AISI 8630M com MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M.

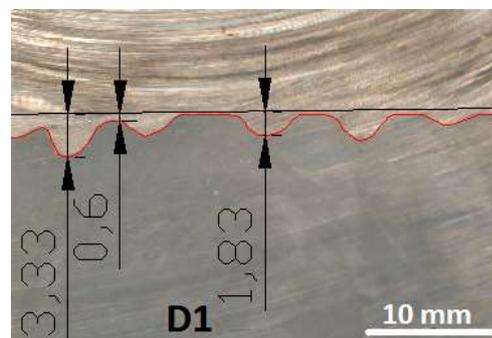


Figura 46 - Seção transversal do amateigamento da chapa de AISI 4130 com MIG, Amostra D1-41M.

Foi observado que, nas amostras B1-86P, B2-86P e B3-86P, a linha de fusão se apresentou com poucas irregularidades, constatando-se apenas alguns picos de penetração perto da borda da chapa, já que nessa região o calor tem mais dificuldade para se dissipar. E por ser a região de aplicação do primeiro cordão, a penetração tende a ser mais pronunciada que no restante dos cordões que são sobrepostos.

Comparando as seções transversais dos amateigamentos feitos com PTA-P e os feitos com MIG, percebe-se que, de forma geral o processo PTA-P fornece um aspecto mais uniforme, com menores quantidades de picos de penetração do MS no MB. Além disso, o processo MIG, mesmo com menores valores de energia de soldagem, resultou em valores de diluição significativamente superiores aos valores alcançados através do processo PTA-P, como pode ser observado na Tabela 11. Isso se caracteriza como uma vantagem do processo PTA-P na aplicação de revestimentos de superfícies e amateigamentos devido a características intrínsecas desse processo, no qual a constrição do arco pode ser controlada através das variáveis “Recuo de eletrodo” e “Diâmetro do bico constritor”. Como foi explicado na Revisão Bibliográfica, esses parâmetros têm influência na largura / altura do cordão

e distribuição de calor. Ou seja, como explica Ribeiro (2007), um recuo pequeno aliado a um diâmetro maior do orifício constritor diminui o grau de constrição do arco. O processo MIG, por sua vez, pode ter resultado em uma maior agitação da poça de fusão, originando depósitos com maiores diluições. Esse resultado está de acordo com os resultados de composição química discutidos mais a frente.

## **4.2 Caracterização microestrutural por microscopia ótica sem TTAT**

As amostras amanteigadas foram cortadas e preparadas por técnicas metalográficas adequadas para análise das suas microestruturas. Ou seja lixamento e polimento, utilizando uma sequência de lixas de granulometria gradualmente inferiores e posteriormente aluminas com granulometria gradualmente inferiores.

A Figura 47 (a) e (b) apresenta a interface da Liga de Ni com o aço AISI 8630M utilizando o processo PTA-P e MIG respectivamente e a Figura 47 (c) a microestrutura martensítica do metal de base. A mesma sequência é apresentada pela Figura 48 (a), (b) e (c) considerando o aço AISI 4130. Percebe-se na região vizinha à interface a estrutura martensítica modificada com a presença de ferrita devido ao calor do ciclo térmico de soldagem. Nota-se também na região da ZTA, mais próxima da interface entre o MB e MS (metal de solda), uma zona delimitada pela linha azul e a linha de fusão, LF Figura 47 (a) e (b). Essa zona é caracterizada por uma deficiência de carbono, se comparada com o restante do MB e por possuir microestrutura ferrítica (Beaugrand et al., 2009a). Essa descarbonetação ou empobrecimento de carbono implica em redução nos valores de dureza da região, conforme pode ser confirmado através dos resultados dos ensaios de microdureza nesta região apresentados na Tabela 18, que será discutida posteriormente na seção 4.5.

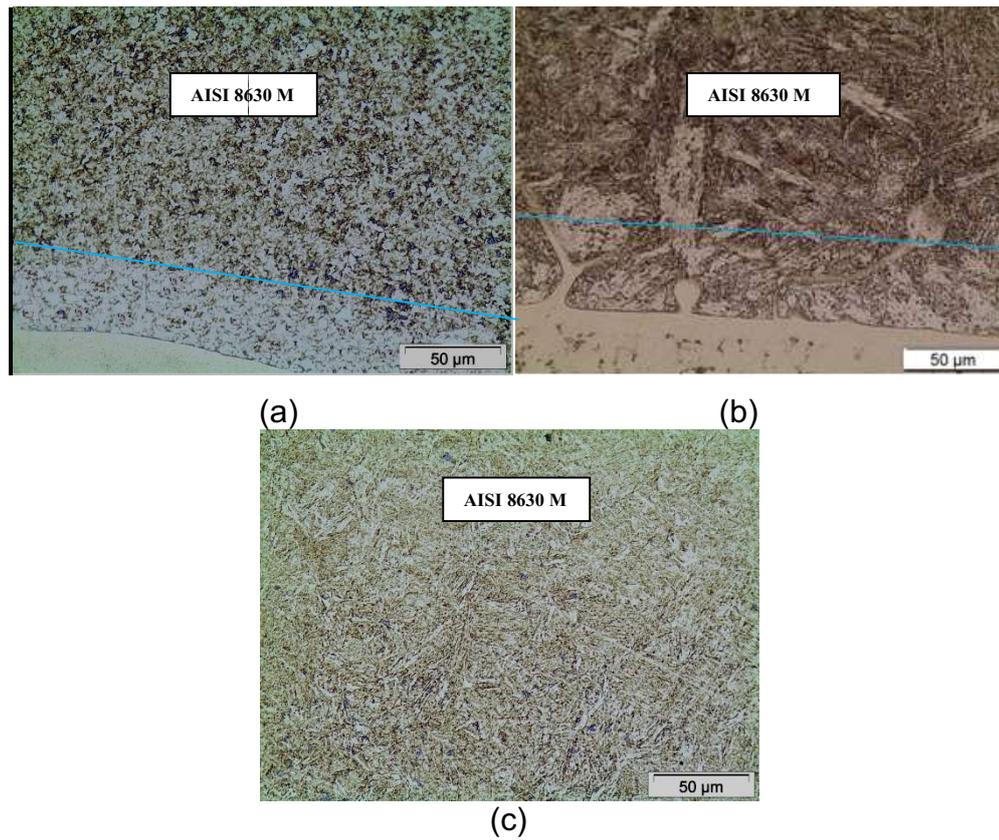


Figura 47- Interfaces dos amanteigamentos de AISI 8630M sem TTAT. a) PTA-P. b) MIG. c) MB (8630M)

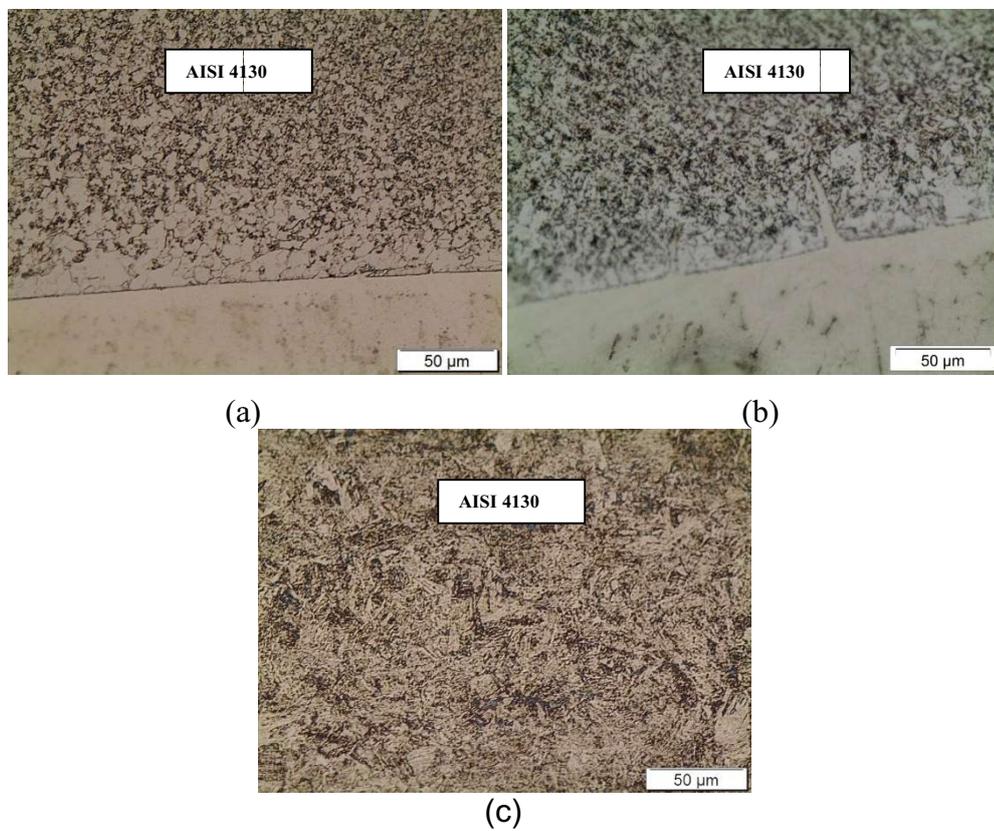


Figura 48 - Interfaces dos amanteigamentos de AISI 4130 sem TTAT. a) PTA-P. b) MIG. c) MB (4130)

Os átomos de carbono, provavelmente sofrem migração na direção da zona  $\pi$ , devido ao gradiente de composição química, já que a concentração de carbono no metal de solda é bem menor. Chegando na zona  $\pi$  é possível que esses átomos de carbono possam se associar a elementos de liga como Nb e Mo, favorecendo a formação carbonetos. A Figura 47 (a) mostra essa região para a amostra AISI 8630M amanteigada com PTA-P. E a Figura 47 (b) mostra essa região para a amostra AISI 8630M amanteigada com MIG. Nesse último caso a ZTA se apresentou com uma morfologia diferente daquela obtida utilizando-se o processo PTA-P, ficando mais grosseira e com aparência de martensita virgem, não refinada em vários pontos ao longo da interface MB/MS. Nesse aspecto o processo PTA-P se destaca, pois uma das suas vantagens é comumente originar depósitos com menores distorções, diluições e estrutura homogênea e refinada (Oliveira, 2000 e Takano et al., 2010). Essa martensita virgem, ou seja, não revenida, pode se formar, porque em elevadas temperaturas, a região do MB, próxima a LF pode se austenitizar e com o subsequente resfriamento, dar origem a martensita não revenida, como explica Kvaale (2003). Além disso, a migração de Ni do MS para o MB contribui para a redução da temperatura de austenitização do MB próximo a LF, como mostra Kejelin, et al. (2005).

A aplicação da terceira camada no processo MIG certamente não prejudicou a comparação da ZTA entre os dois processos, visto que as duas primeiras camadas de amanteigamento no MIG já forma uma camada ( $\approx 9$  mm) espessa o suficiente para que o calor da terceira camada não resulte em modificações microestruturais na ZTA da primeira camada. Essas zonas descarbonetadas, além de se caracterizarem por uma microestrutura ferrítica, possuem um maior tamanho de grão, possivelmente devido à falta de carbonetos nos contornos de grão que impeçam que os mesmos cresçam.

Com relação à extensão das zonas descarbonetadas, a temperatura de preaquecimento não teve muita influência. Porém, posteriormente será discutida a significativa influência que o TTAT teve nesse aspecto.

Ainda com relação à Figura 47 e Figura 48, observa-se a diferença da microestrutura na ZTA, próxima a LF e a região do MB afastada da ZTA. É notável que a ZTA, próxima da LF, possui morfologia diferente da que é vista no MB. Ao depositar o amanteigamento, o calor aplicado tende a provocar o crescimento dos

grãos e migração de elementos de liga do MS para o MB e migração de Fe e C do MB para o MS, descaracterizando um pouco a martensita revenida. Mesmo assim nota-se ainda a presença predominante da martensita revenida na ZTA, assim como foi observado também por Oliveira (2013), sendo possível no caso do aço AISI 8630M amantegado com MIG, observar algumas regiões da ZTA contendo martensita não revenida (Figura 47 b), como explicado anteriormente.

Como os amantegamentos foram realizados com mais de uma camada, a ZTA da segunda camada pode proporcionar o refino do grão da ZTA da primeira camada, conforme observado por outros autores (Silva et al., 2008; Azevedo et al., 2004). Essas características se reproduzem em todas as amostras, independente do metal de base ou processo de soldagem utilizado nesse trabalho. Este efeito de sobreposição dos ciclos de amantegamento no tamanho de grão da ZTA pode ser identificado através da Figura 49, onde nota-se a transição da região de grão fino, mais próxima da LF, para a região de grãos grosseiros. Ou seja, a técnica de múltiplos passes possibilitou o aparecimento de uma martensita revenida mais refinada, na ZTA do primeiro passe, para os amantegamentos executados pelos dois processos. Entretanto, não se identifica martensita refinada uniformemente distribuída ao longo da ZTA de nenhuma das amostras. Oliveira (2013) observou efeito similar – de ZTA parcialmente refinada – em sua análise, a qual se apresentou como uma faixa mais escura, com grãos mais refinados e com uma provável maior concentração de carbono para essa região, na amostra com maior temperatura de preaquecimento, tornando essa região mais dura.

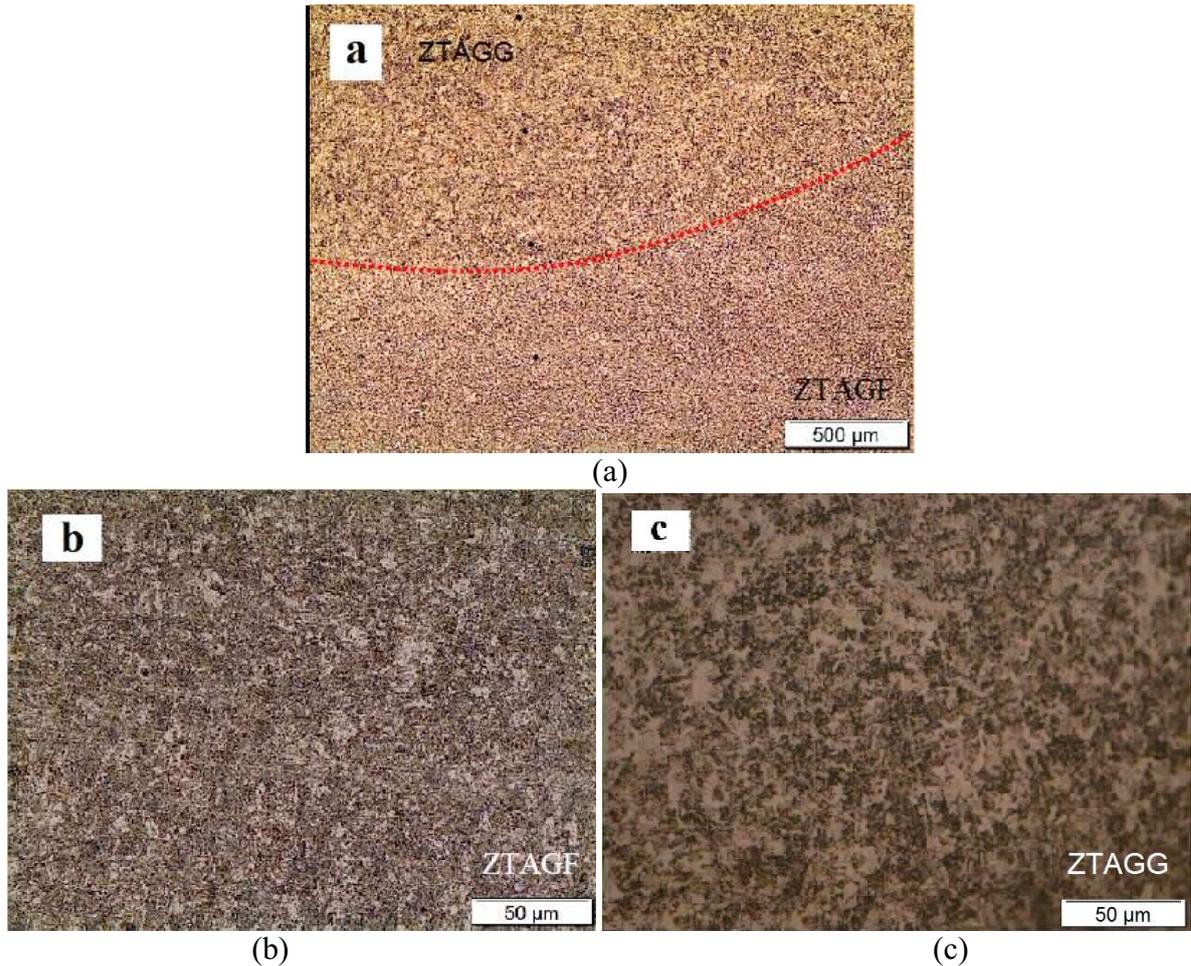


Figura 49 – Efeitos dos múltiplos passes no refino da ZTA do amanteigamento. a) Amostra C3-86M, transição GF-GG 50x b) Amostra C3-86M, ZTAGF 500x, c) Amostra C3-86M, ZTAGG 500x.

Aparentemente houve uma pequena influência da temperatura de preaquecimento no tamanho dos grãos da ZTA, como pode ser visto mais a frente da Figura 50 até a Figura 52, onde as amostras com maior temperatura de preaquecimento, como, A2-86P, B3-41P e C3-86M apresentaram uma ZTA mais refinada em comparação com as outras amostras com temperatura de preaquecimento inferior (A1-86P, B1-41P e C1-86M). Teoricamente maiores temperaturas de preaquecimento resultam em menores taxas de resfriamento o que pode ter favorecido a precipitação de carbonetos nos contornos de grão, que segundo Diniz (2005) pode impedir o crescimento dos grãos, resultando em ZTA mais refinada e com maior resistência mecânica.

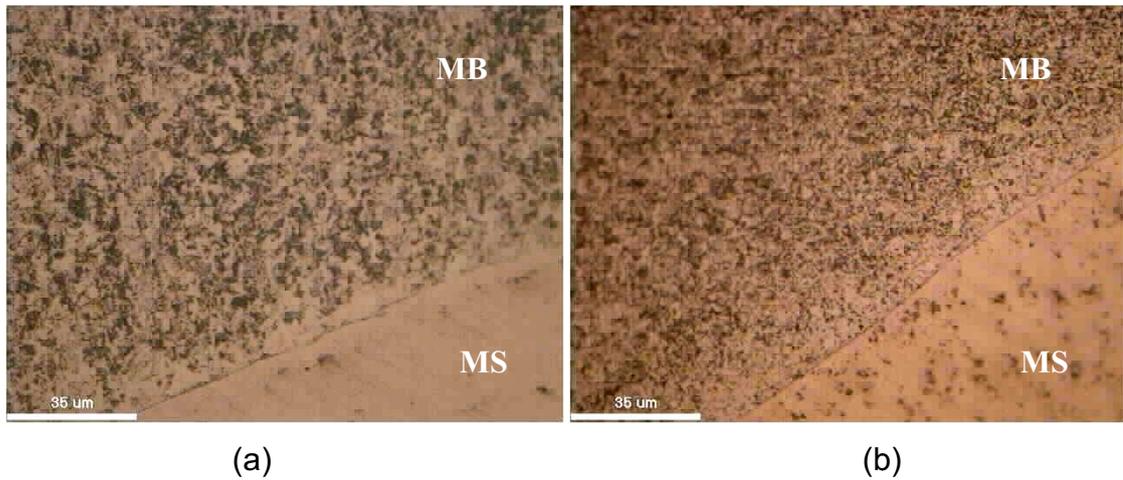


Figura 50 - Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 8630M com PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P.

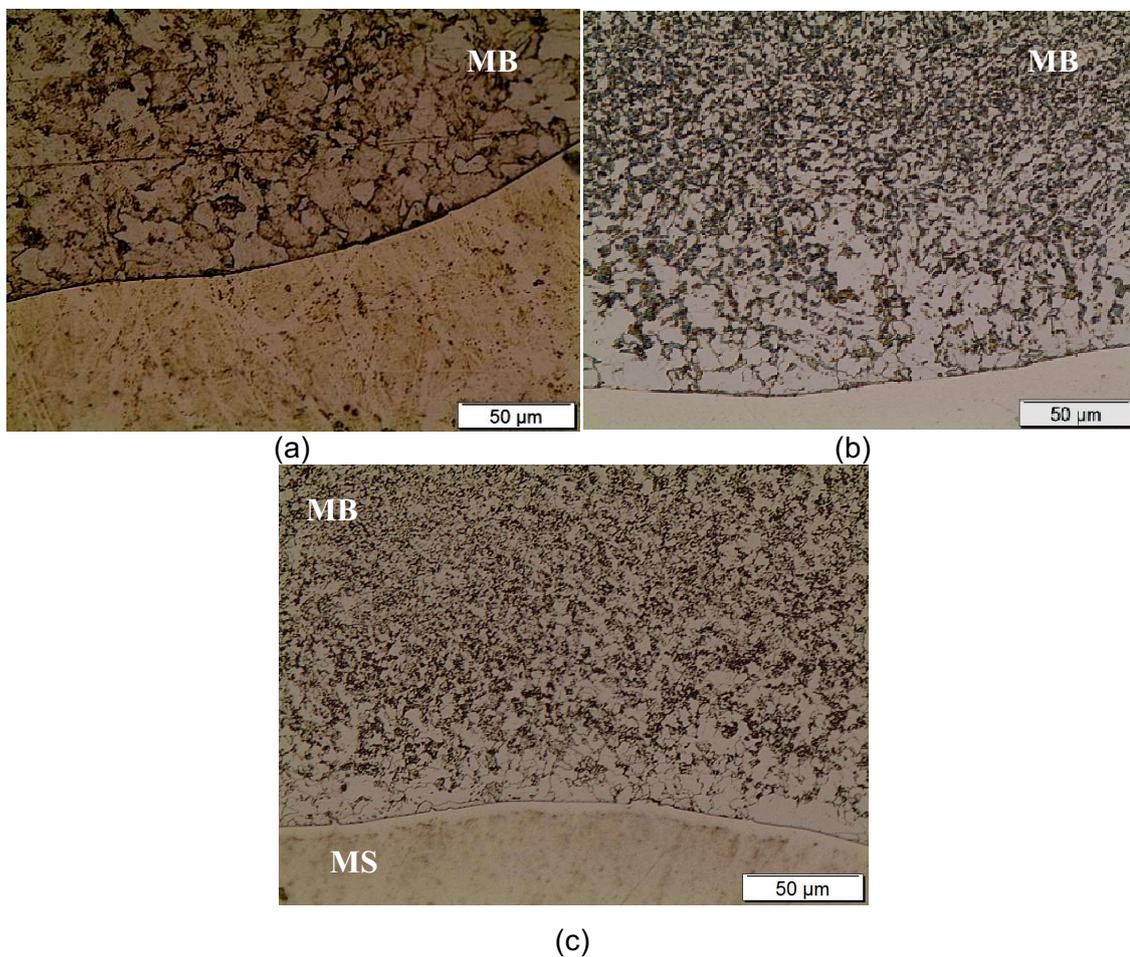


Figura 51 - Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 4130 com PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P

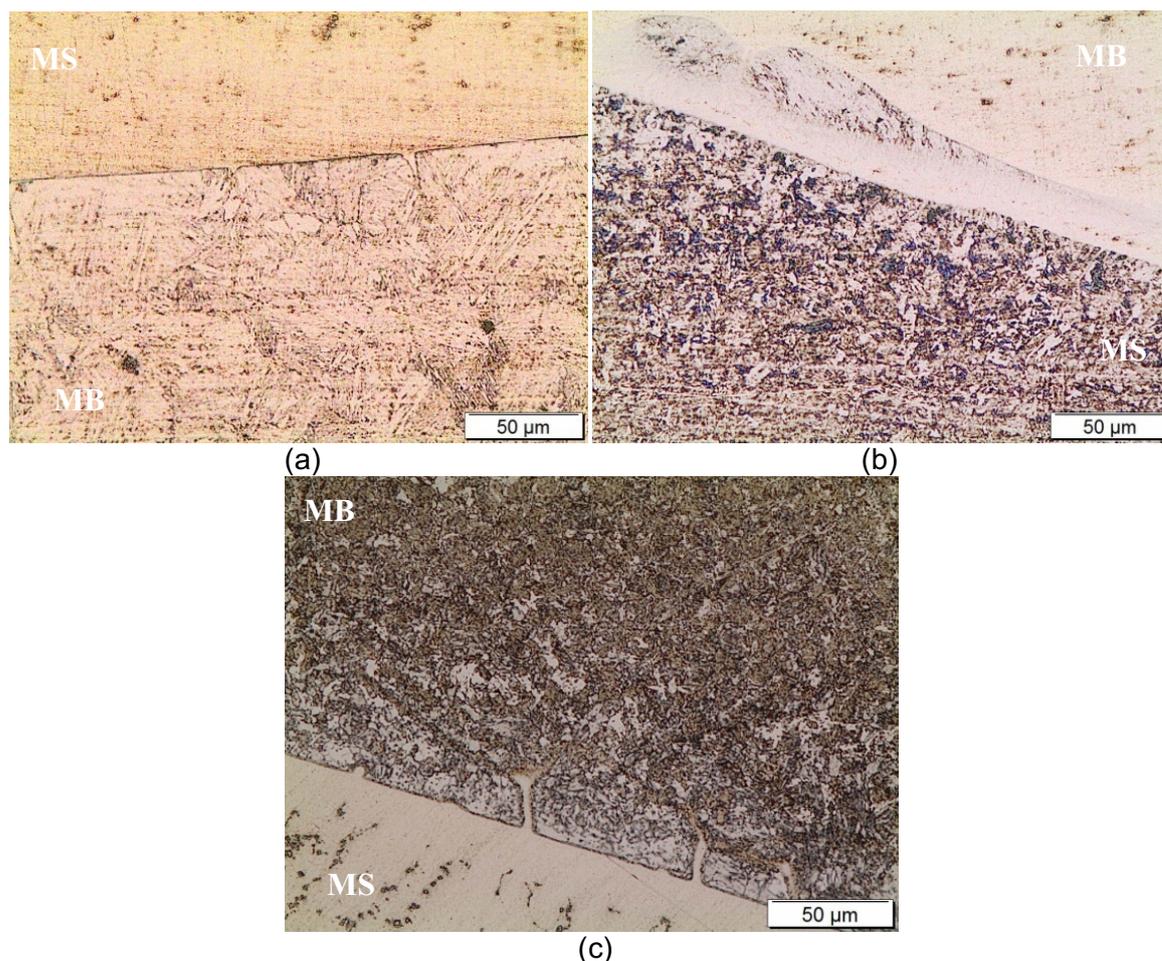


Figura 52 – Influência do preaquecimento no refino de grão da ZTA do amanteigamento do aço AISI 8630M com MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M

A Figura 53 mostra a interface de um amanteigamento realizado no aço AISI 8630M com Inconel-625 e pelo processo PTA-P. Em geral, para os amanteigamentos feitos pelo processo PTA-P, a interface teve pouquíssima incidência de ZPD's dos tipos praia e ilha e alguns casos isolados de falta de fusão e pouca penetração do MS no MB. Nessa figura nota-se, no MS, adjacente a LF, uma zona mais clara denominada zona  $\Phi$ . Essa zona, segundo Cantarin (2011) que estudou revestimentos de AISI 8630 com liga de níquel é caracterizada por ter teores mais elevados de elementos químicos de maior peso atômico, como Mo e Nb. Outros autores classificam essa região como uma zona constituída de microestrutura austenítica (CFC) rica em Fe, que teve sua estrutura austenítica estabilizada a temperatura ambiente pela incorporação parcial de Ni oriundo do metal de adição (Silva et al., 2012). De fato a zona  $\Phi$  estudada nesse presente trabalho se apresentou com essas mesmas características.

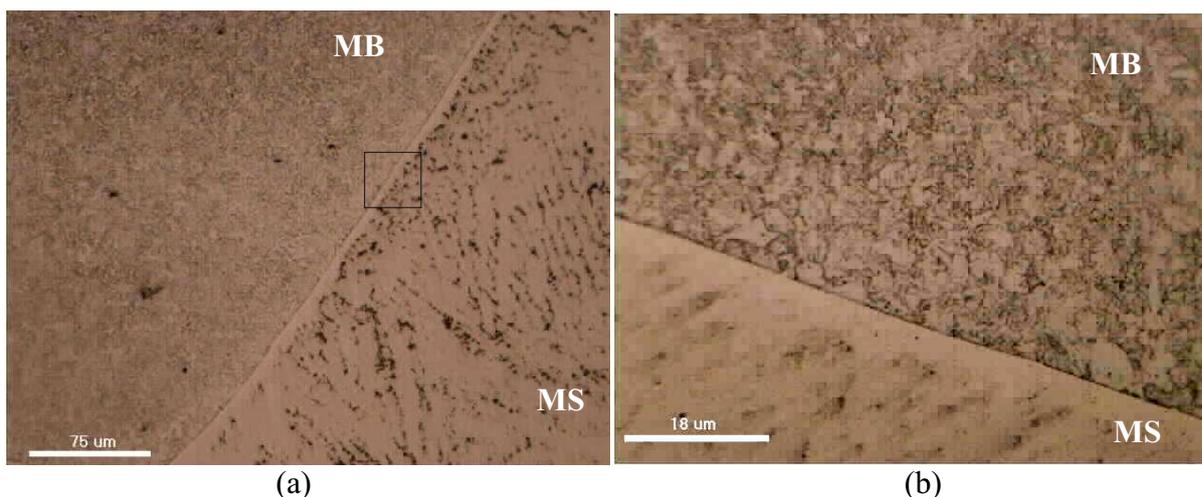


Figura 53 – Interface AISI 8630M e Inconel 625. a) 200x. b) 1000x

Na Figura 54 fica evidenciado na interface entre o metal de base (MB) e o metal de solda (MS) a dupla presença de uma estrutura denominada “dedos” de acordo com Beaugrand et al. (2009a) e Oliveira (2013). Essas são penetrações de metal de solda altamente diluído, através dos contornos de grão da austenita prévia, e que contém elevado teor de ferro. Essas estruturas foram encontradas em alguns dos amanteigamentos de AISI 8630M e em menor frequência nos amanteigamentos AISI 4130 com Inconel-625, mas somente quando realizados pelo processo MIG.

Segundo Oliveira (2013) essas estruturas são provavelmente formadas através da liquação dos contornos de grão do metal de base mais próximo à linha de fusão. As forças convectivas na poça de fusão ajudam o metal de solda a penetrar entre esses contornos fundidos do aço. Oliveira (2013) ainda acrescenta que a composição química desses dedos é bem semelhante à composição da região do metal de solda mais próximo. Resultado esse que foi confirmado através de um mapeamento químico de um desses dedos na amostra C2-86M. Como pode ser observado na Tabela 12, a composição química dos três pontos analisados por EDS em um “dedo” na amostra C2-86M é muito parecida com a composição química do ponto ZPD1, que foi o ponto do MS mais próximo da LF analisado por EDS, na análise de composição química pontual, que será discutida mais a frente.

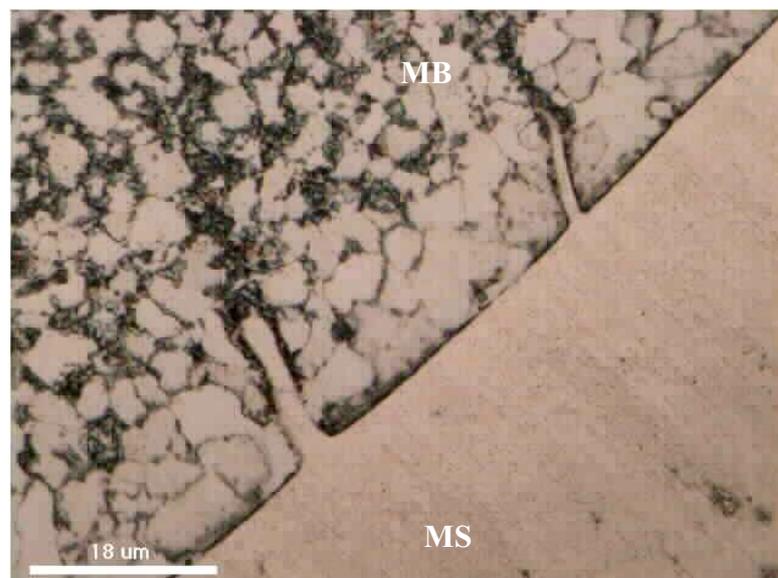


Figura 54 – Interface AISI 8630M/ Inconel -625, evidenciando estruturas conhecidas como “dedos”.

Tabela 12 – Mapeamento químico por EDS de um “dedo” na amostra C2-86M.

Elementos	Pontos			
	ZPD1	Dedo-1	Dedo-2	Dedo-3
Cr	5,51	6,75	5,58	5,54
Mn	0,77	0,75	0,86	0,90
Fe	76,72	71,57	75,55	71,43
Ni	15,07	18,35	15,64	14,97
Nb	-	0,20	0,13	4,08
Mo	1,93	2,38	2,24	3,08

Comparando as chapas amanteigadas pelo processo PTA-P com as amanteigadas pelo processo MIG, não houve diferenças significativas na extensão da ZTA, porém para o processo MIG foi notável a maior quantidade de zonas parcialmente diluídas, como praias, ilhas e penínsulas e também as estruturas denominadas “dedos” (Figura 54). A Tabela 13 mostra de forma quantitativa a diferença na quantidade e diversidade de ZPDs entre os dois processos. Ou seja, praticamente não se encontra ZPD do tipo descontínua nos amanteigamentos realizados pelo processo PTA-P, apenas as zonas  $\Phi$  e zonas  $\Delta$ , que se estendem por grande parte da interface MB/MS em todos os amanteigamentos. A Figura 55 ilustra alguns tipos de ZPD encontradas nos amanteigamentos realizados pelo processo MIG. A baixa frequência com que se apresentam essas ZPDs descontínuas nos amanteigamentos feitos pelo processo PTA-P implica em menores riscos de trincamento pelo hidrogênio, já que essas ZPDs contêm zonas

martensíticas de elevada dureza e baixa tenacidade, tornando o processo PTA-P mais vantajoso que o processo MIG nesse aspecto.

Tabela 13 – Quantidade e diversidade de ZPD nos processos PTA-P e MIG.

Amostra	Estrutura			
	Dedo	Ilha	Praia	Península
A1-86P	0	0	0	0
A2-86P	0	0	0	0
B1-41P	0	0	0	0
B2-41P	0	0	0	1
B3-41P	0	1	0	0
C1-86M	18	3	2	0
C2-86M	53	13	6	3
C3-86M	34	4	4	3
D1-41M	18	2	5	1

Vale salientar o cuidado que se teve na seleção dos parâmetros de soldagem, de forma que as energias de soldagem fossem bastante parecidas em ambos os processos. O processo PTA-P é conhecido por resultar em ZTA's mais estreitas e pequenas diluições entre MS e MB, quando se tem o controle do processo. Porém é importante ressaltar que com o processo PTA-P também é possível obter elevadas penetrações devido a sua capacidade de alta intensidade e concentração do calor, assim como foi frisado na introdução desse trabalho.

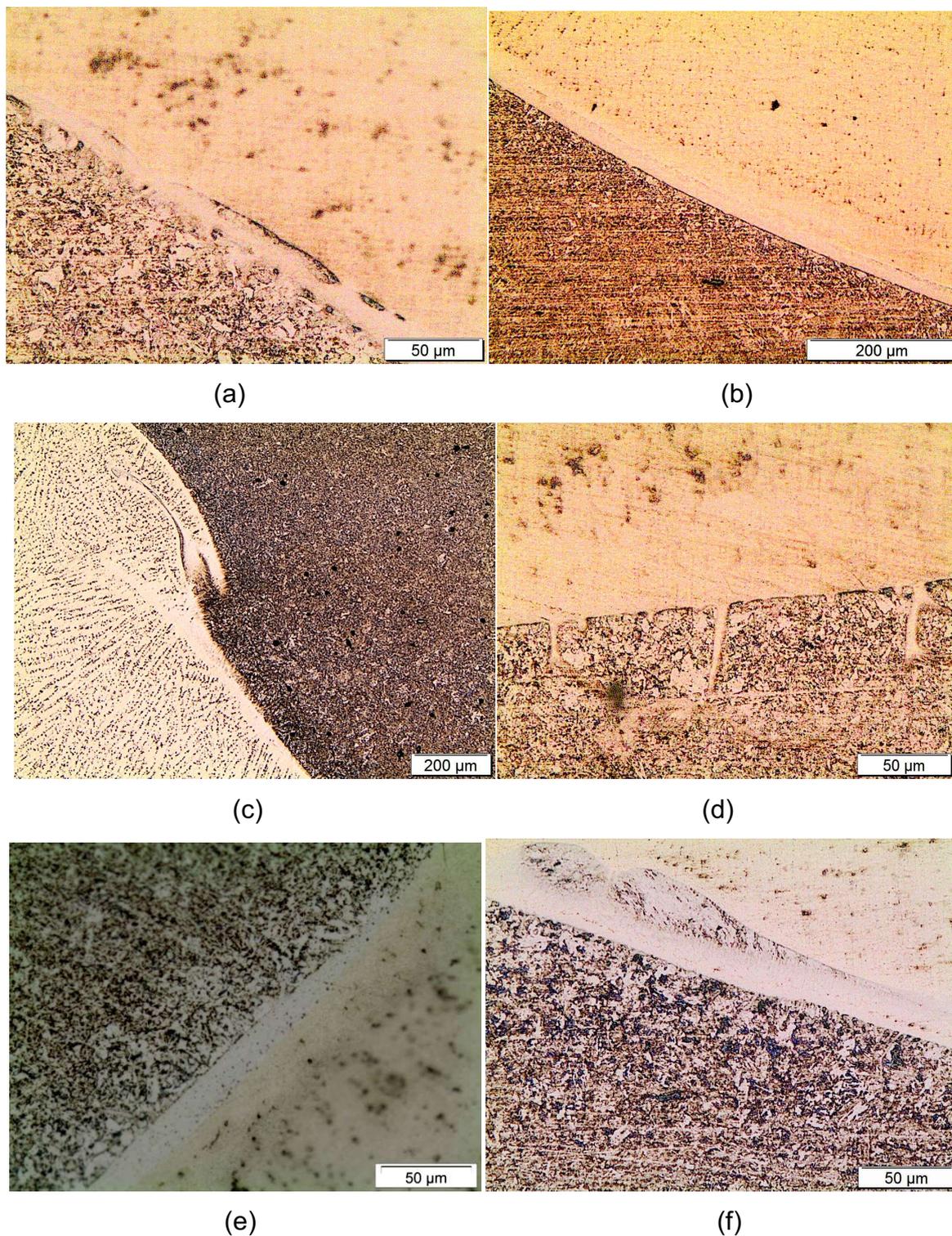


Figura 55 – Presença de zonas parcialmente diluídas nas interfaces para o processo MIG. A) Amostra C1-86M: ZPD tipo ilha. B) Amostra C1-86M: ZPD tipo praia. C) Amostra C3-86M: ZPD tipo península. D) Amostra C3-86M: dedos. E) Amostra D1-41M: ZPD tipo praia. F) Amostra C2-86M: ZPD tipo ilha.

Foi observado durante a análise da presença de ZPD nas amostras que há uma predominância na formação de ZPD's do tipo dedo e zona  $\Phi$ , que são ZPD's

contínuas, ao longo da linha de fusão, com menor incidência dos outros tipos de ZPD's em todas as amostras. Apesar das diferentes temperaturas de preaquecimento as ZPD's se mostram de forma equivalente em todos os tipos de amostras com o mesmo processo de soldagem, diferenciando-se entre si pelos valores de microdureza. Sendo assim, as temperaturas de preaquecimento não tiveram influência na frequência com que aparecem as ZPD's, apenas influência na extensão da zona  $\Phi$  como mostra a Figura 56.

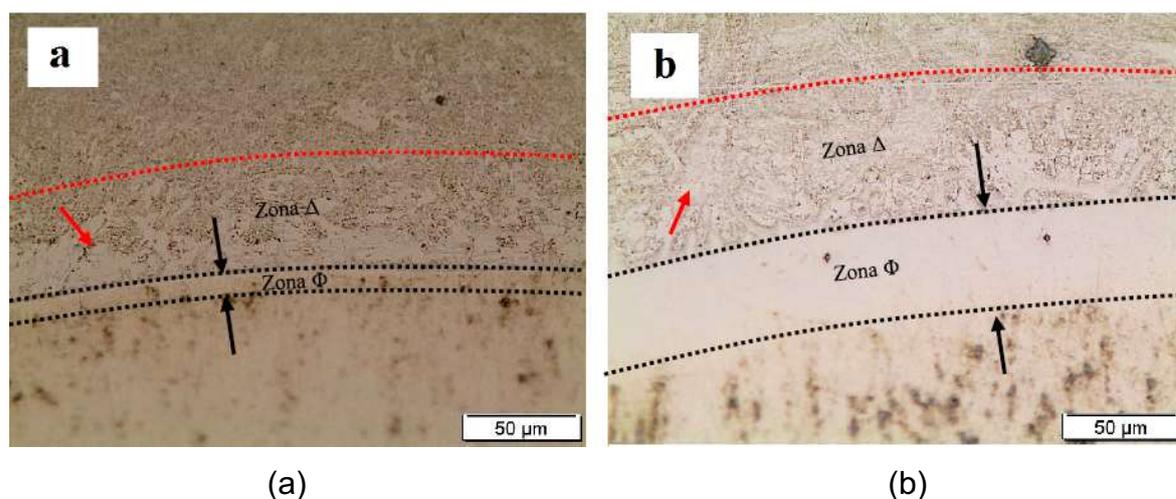


Figura 56 – Influência do preaquecimento na extensão da zona  $\Phi$ . a) Amostra C1-86M, com preaquecimento de 200°C e interpasse de 240°C, 500x. b) Amostra C3-86M, com preaquecimento de 280°C e interpasse de 370°C, 500x.

Ficou evidente que com o aumento da temperatura de preaquecimento, esta extensão, indicada pelas setas pretas, se tornou maior do que nas amostras com menor temperatura de preaquecimento. Segundo Kejelin (2006), altas temperaturas de preaquecimento, bem como menores velocidades de soldagem resultam na formação de uma faixa mais espessa da zona  $\Phi$  na interface devido ao decréscimo na taxa de solidificação. Como a poça de fusão demorará mais para solidificar, ficando o metal fundido por mais tempo, as forças convectivas conseguem atuar por mais tempo, provocando supostamente uma maior mistura na interface do amanteigamento, assim como maiores níveis de migração de elementos químicos. A fim de se comparar o crescimento dessa zona  $\Phi$  em relação às temperaturas de preaquecimento foram feitas medidas da zona  $\Phi$ , conforme podem ser observadas na Tabela 14, as quais mostram o seu aumento gradual com as temperaturas de preaquecimento e interpasse.

Tabela 14 – Valores médios da Extensão da zona  $\Phi$ .

Extensão da zona $\Phi$ ( $\mu\text{m}$ )		
Amostra	Media	Desvio padrão ( $\pm$ )
A1-86P	4,78	0,79
A2-86P	6,30	1,30
B1-41P	11,50	1,20
B2-41P	20,50	0,90
B3-41P	22,80	1,70
C1-86M	29,60	1,90
C2-86M	33,20	1,60
C3-86M	58,70	2,20
D1-41M	35,60	4,25

Segundo Doody (1992), a largura da ZPD poderá ter influência significativa sobre o início de defeitos na interface, pois a ZPD pode tornar a solda dissimilar susceptível ao ataque localizado de corrosão por *pitting*, fragilização por hidrogênio, trincas de corrosão sobre tensão em meios ácidos e ruptura por fadiga.

As amostras dos grupos A e B, amanteigadas pelo processo PTA-P, apresentaram casos de falta de fusão na interface entre o metal de solda e o metal de base. Uma hipótese que pode ter culminado nesse defeito pode ter sido a escolha do valor do DBP (distância bico-peça). Como o objetivo era obter baixa diluição, foi escolhido um valor de DBP que resultou num ponto focal dos jatos de pó pouco acima da poça de fusão, o que é recomendado pela literatura quando se deseja baixa diluição (Silva, 2010a; Faroldi, 1996). Porém, isso pode ter resultado em calor insuficiente para fundir os dois metais. A segunda hipótese é que o cordão isolado se apresentou com largura uniforme, mas a medida que se foi depositando cordões adjacentes, houve alguns casos de variação na largura, pois o metal escorreu mais em alguns pontos. Portanto, as vezes o arco elétrico se posicionava em cima do metal de base e as vezes se posicionava em cima do cordão anterior. E nesse ultimo caso o metal de solda tende a escorrer para superfície do metal de base e se depositar sem que haja penetração. As amostras dos grupos C e D, amanteigadas pelo processo MIG, não apresentaram esses defeitos. Alguns desses defeitos foram atribuídos ao processo de soldagem, como falta de fusão formando descontinuidades ao longo da linha de fusão.

A Figura 57 mostra regiões com defeitos na amostra A1-86P. Para a amostra A2-86P ocorreu o surgimento de trincas na interface, que pode ser observada na Figura 58. Segundo Cieslak (1987) e Dupont (1996) citados na

pesquisa de Nunes (2006) a presença de trincas em Inconel 625 está associada à contaminação com enxofre e fósforo de segundas fases, como eutético tipo Laves e carboneto de Nb. Sireesha et al. (2002) justifica que as falhas presentes na interface de materiais podem ser provocadas pela diferença de expansão térmica de soldas dissimilares. Em adição, Pérez (2005) relata que defeitos como trincas ficam em uma região de alta concentração de segundas fases identificadas como fases Laves.

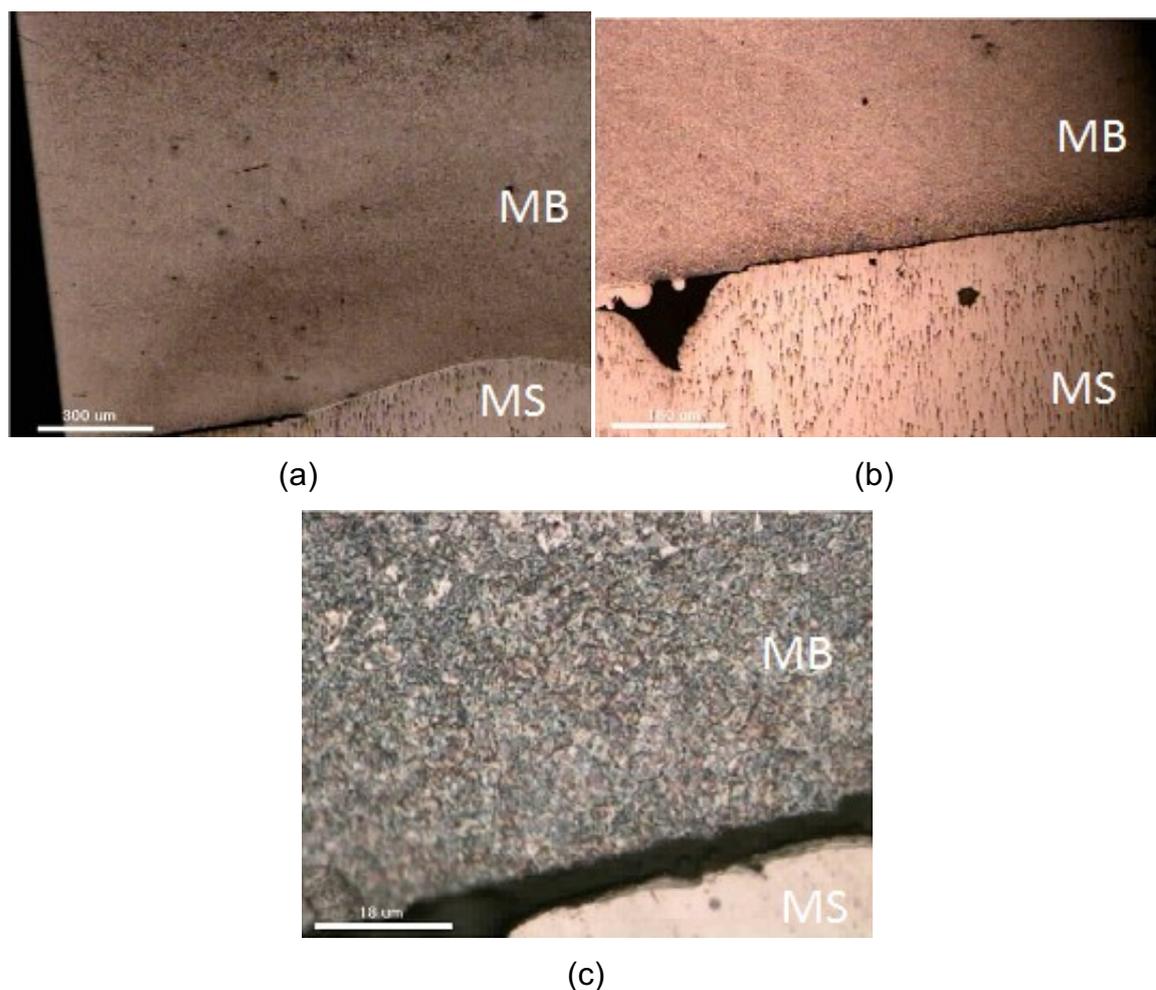


Figura 57 -Defeitos ao longo da linha de fusão da amostra A1-86P: a) Falta de penetração- 50x, b) Falta de penetração - 100x, c) Ampliação de (b) - 1000x.

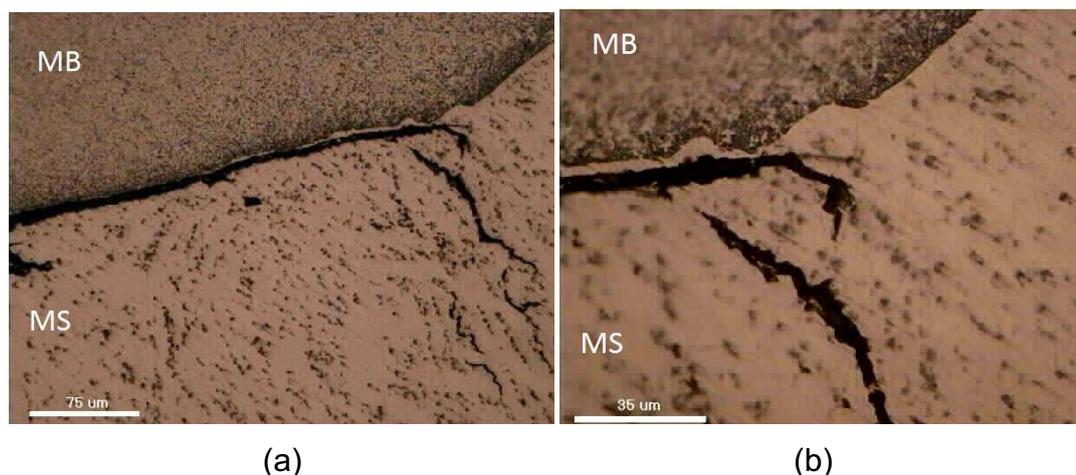


Figura 58 - Defeitos encontrados na interface da amostra A2-86P. Trincas na interface dissimilar e propagação no Inconel 625. a) 200x, b) 500x

Nota-se na Figura 58 a presença de trincas paralela e também perpendiculares a LF. No caso da trinca paralela a LF pode está associado à formação dessas fases secundárias nos chamados contornos de grão tipo II, que são continuação dos contornos de grão da ZTA dentro do MS, com direção paralela a LF (Kejelin, 2006). Na Figura 59 observa-se o esquema de formação desses contornos de grão tipo II, onde durante o resfriamento da região soldada, a partir do metal fundido, a interface de transformação de fases  $\delta - \gamma$  (região B) se aproxima da LF. Em uma soldagem dissimilar a ferrita  $\delta$  da ZTA não consegue avançar através da linha de fusão, pois o MS é composto de austenita estável. Quando a interface  $\delta - \gamma$  atinge a linha de fusão, observa-se a presença de uma austenita metaestável. Acima da LF, no MS uma austenita rica em Ni, resultando em elevada taxa de nucleação heterogênea, originando grão austeníticos menores. Já do lado do MB, abaixo da LF, a austenita é rica em Fe, que dará origem a transformações alotrópicas subsequentes, podendo se transformar em ferrita ou martensita, por exemplo, dependendo da composição química e taxa de resfriamento. Segundo Kejelin (2006) a ocorrência dessa transformação alotrópica em elevada temperatura no metal de base e sua ausência no metal de solda é essencial para a formação dos contornos tipo II. (Easterling (1992) destaca a possibilidade de formação de trincas exatamente ao longo desses contornos de grão tipo II, que se formam durante a solidificação do metal, durante a soldagem, mas também em elevadas temperaturas em tratamentos térmicos pós-soldagem. E no caso das trincas perpendiculares a LF, nota-se que as mesmas, aparentemente são formadas nos contornos de grão da

região dendrítica, onde pode ter havido precipitação de segundas fases ricas em Nb e Mo.

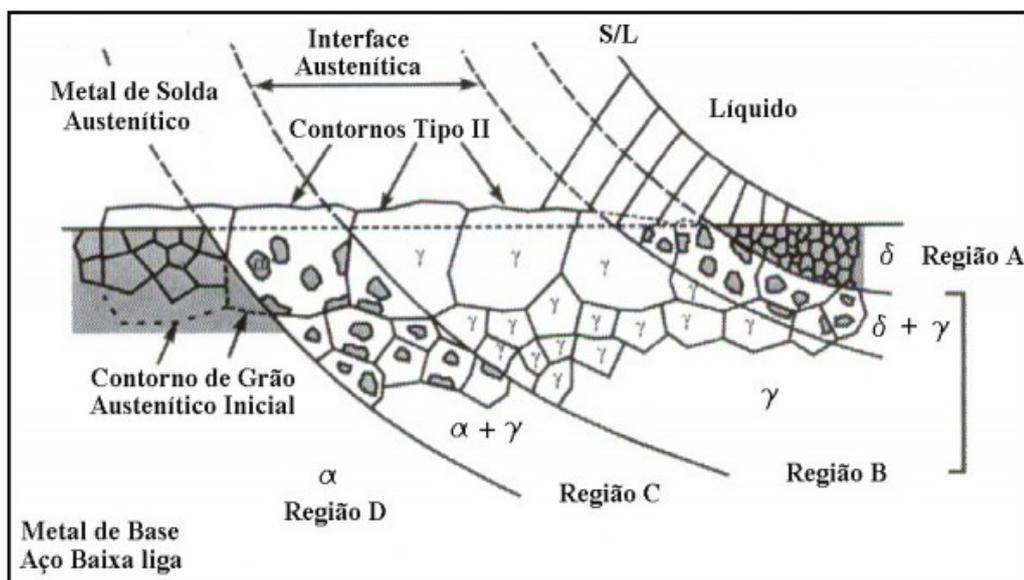


Figura 59 – Esquema da formação do contorno de grão tipo II. Nelson e Lippold (2000).

### 4.3 Caracterização microestrutural por microscopia ótica com TTAT

Da Figura 60 a Figura 63 podem ser observadas micrografias das interfaces de todos os amanteigamentos depois de serem submetidas ao tratamento térmico de alívio de tensão, TTAT. As amostras submetidas ao TTAT foram identificadas com o acréscimo da letra “T” na sua nomenclatura, por exemplo, A1-86P-T. Como foi dito anteriormente, não foi possível tirar conclusões a respeito da influência da temperatura de preaquecimento na extensão das zonas descarbonetadas. Porém, comparando essas zonas descarbonetadas antes e depois do TTAT, confirmou-se a suspeita de que essas zonas pudessem se estender após o TTAT, visto que a manutenção da peça a 676°C por 2 horas dá condições para que o carbono sofra uma maior migração, empobrecendo ainda mais essa região de carbono e favorecendo a formação da ferrita na zona descarbonetada (zona  $\Delta$ ) e formação de carbonetos da região interdendrítica da zona  $\pi$ . Logo, foi constatado que o tratamento térmico para alívio de tensões influenciou significativamente no aumento da extensão dessas zonas descarbonetadas. Isso pode ser observado comparando algumas micrografias antes do TTAT com outras micrografias depois do TTAT observadas na Figura 64, que mostra o aumento da extensão da zona descarbonetada, zona  $\Delta$ . Antes do TTAT as extensões dessas zonas eram em torno

de no máximo 50  $\mu\text{m}$  nos locais onde foram detectadas. E depois do TTAT essas extensões passaram a ser de 50  $\mu\text{m}$  a 250  $\mu\text{m}$ , com um crescimento muito evidente para as amostras do grupo C, AISI 8630M amanteigadas pelo processo MIG.

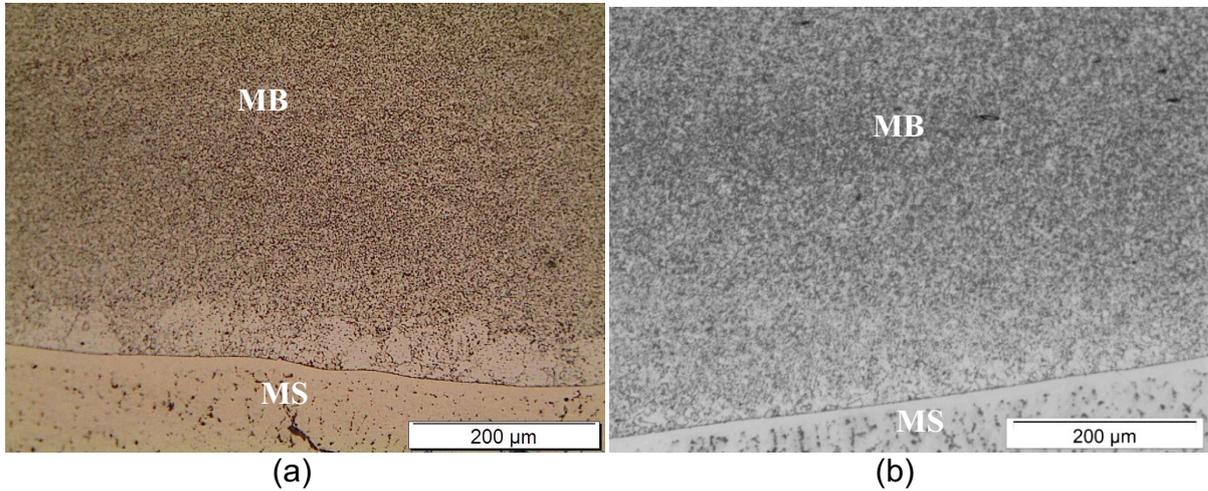


Figura 60 - Interface MS/MB para os amanteigamentos de AISI 8630M feitos com PTA-P, após o TTAT. a) Amostra A1-86P-T. b) Amostra A2-86P-T.

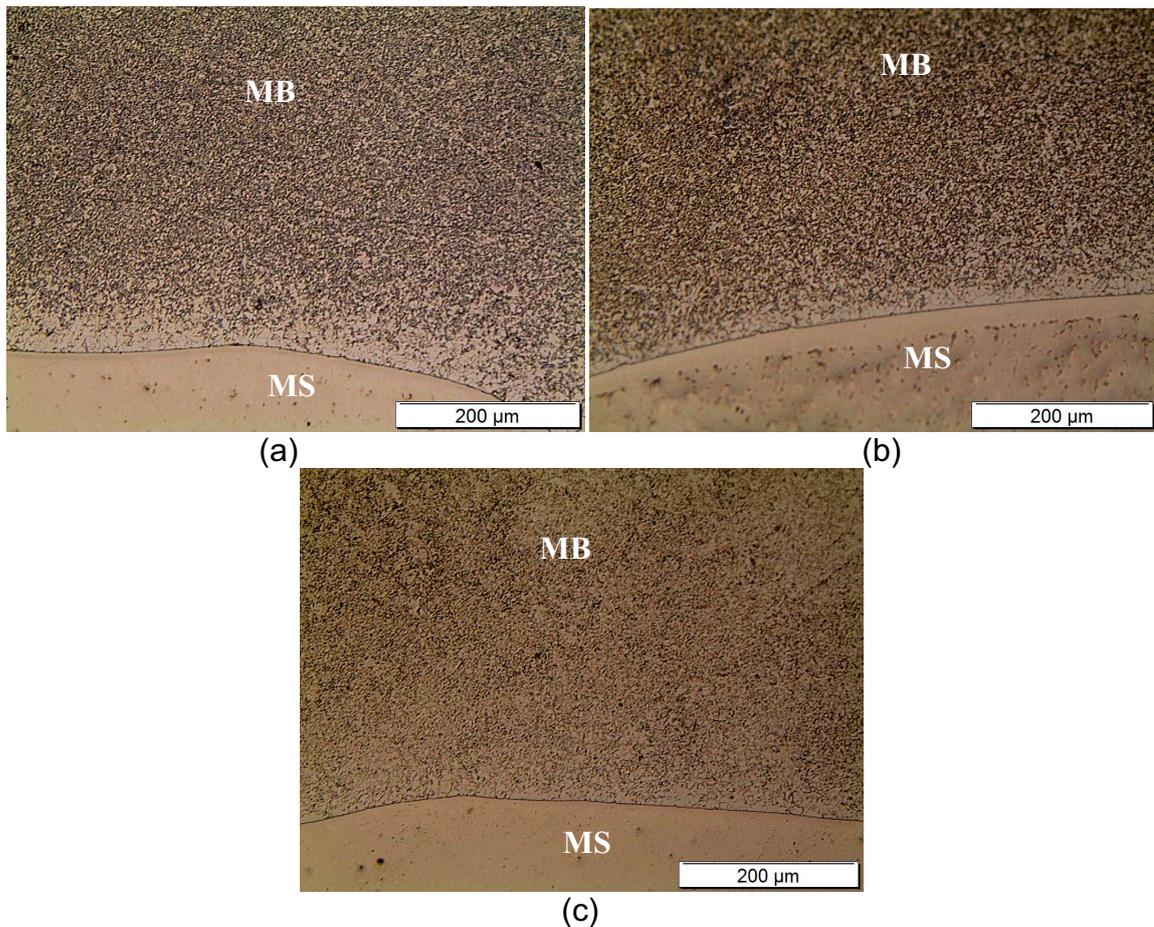


Figura 61 – Interface MS/MB para os amanteigamentos de AISI 4130 feitos com PTA-P, após o TTAT. a) Amostra B1-41P-T. b) Amostra B2-41P-T. c) Amostra B3-41P-T.

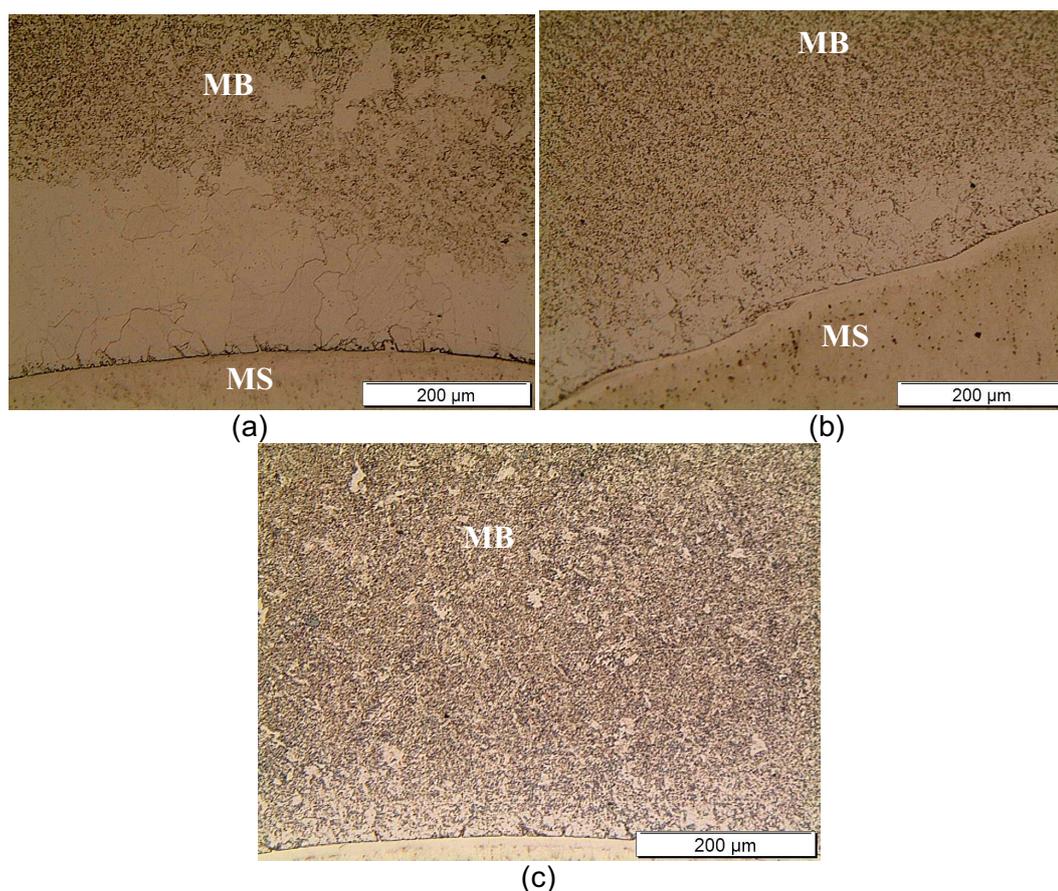


Figura 62 – Interface MS/MB para os amateigamentos de AISI 8630M feitos com MIG, após o TTAT. a) Amostra C1-86M-T. b) Amostra C2-86M-T. c) Amostra C3-86M-T.

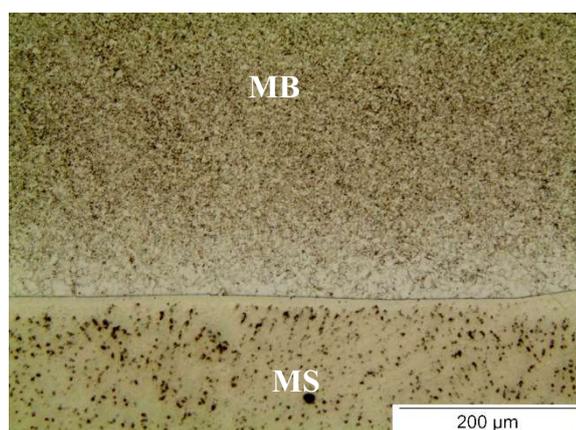


Figura 63 – Interface MS/MB para o amateigamento de AISI 4130 feito com MIG, após o TTAT. Amostra D1-41M-T.

A Figura 64 mostra o efeito do crescimento da zona descarbonetada para as amostras do grupo B. Nos grupos A e C, assim como na amostra D1-41M, o mesmo comportamento foi observado. Com a zona descarbonetada mais evidente após o TTAT, fica mais fácil de perceber a influência dessa deficiência de carbono no aumento do tamanho dos grãos ferríticos dessa região. Basta comparar os grãos da

zona  $\Delta$  com os grãos do restante da ZTA (parte superior das micrografias da Figura 64). O tempo de 2h na temperatura de 676°C favoreceu o crescimento de grão, mais especificamente nessa região próxima da linha de fusão (zona  $\Delta$ ), já que o empobrecimento de carbono configura uma condição com menos barreiras ao crescimento dos grãos, como já foi discutido anteriormente.

A ocorrência da descarbonetação e do crescimento de grãos ferríticos nessa região, com aplicação de TTAT a temperaturas próximas de 676°C, também foram notados por outros autores como Kejelin et al. (2005), Kvaale (2003) e Pope (2004).

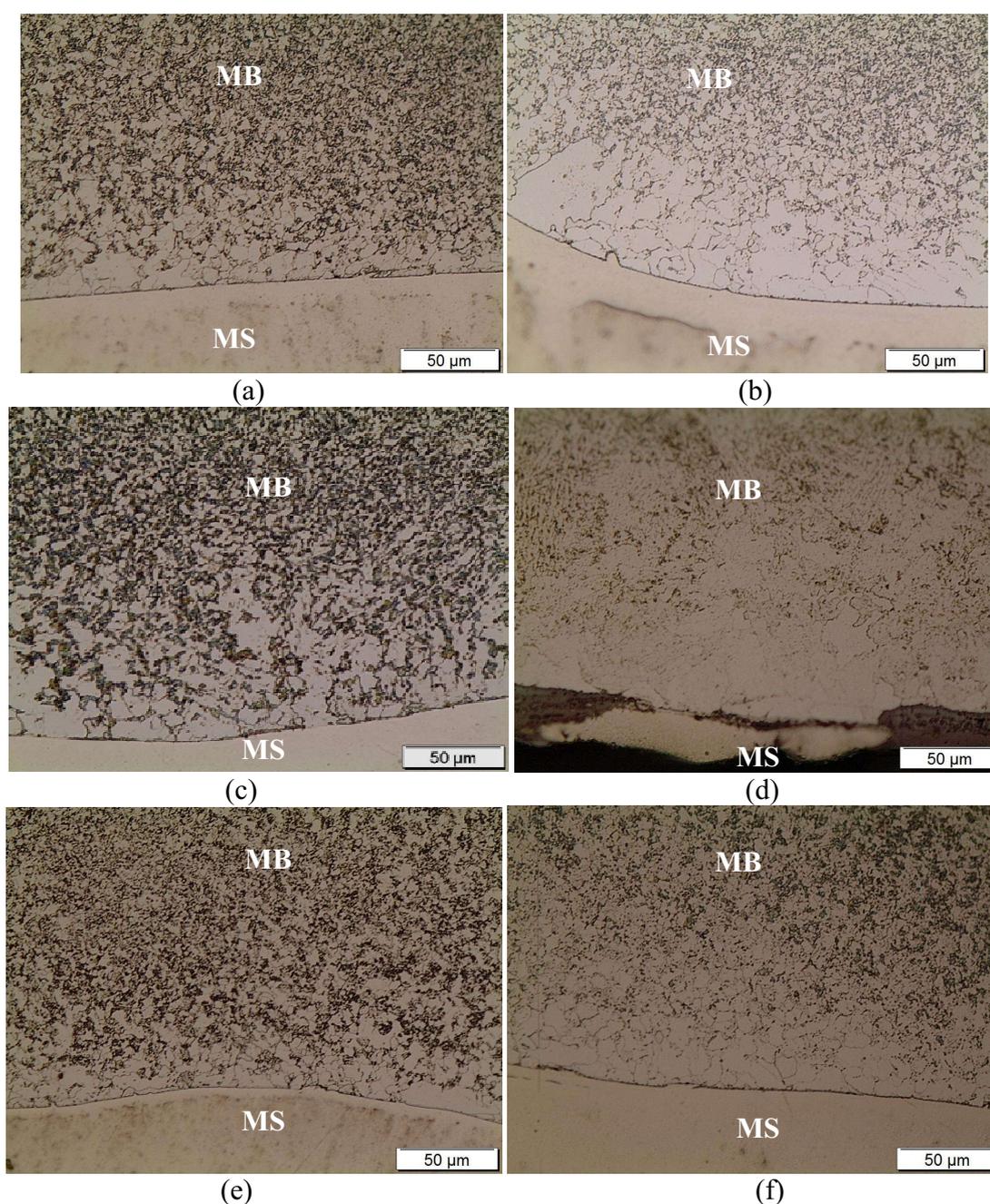


Figura 64 - Crescimento da zona  $\Delta$  após o TTAT. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B1-41P-T. c) Amostra B2-41P. d) Amostra B2-41P-T. e) Amostra B3-41P. f) Amostra B3-41P-T.

#### 4.4 Caracterização microestrutural por MEV.

A análise por MEV foi sugerida com intuito de estudar com maior precisão a formação das diferentes zonas que se formam ao longo da interface da solda de materiais dissimilares e como o efeito do preaquecimento, da composição química e do processo de soldagem pode influenciar neste sentido.

As interfaces das soldas dissimilares entre aços e ligas de Níquel são conhecidas por apresentarem regiões que apresentam diversas nomenclaturas como, por exemplo, Zona Misturada (ZM), Zona Altamente Diluída (ZAD), Zona Parcialmente Misturada (ZPM) ou Zona Parcialmente Diluída (ZPD), como é mais conhecida. (Cantarini, 2011; Kou e Yang, 2007).

Kou e Yang (2007) elucidaram o surgimento das zonas parcialmente diluídas, ZPD, pela formação de uma zona estagnada ou de escoamento laminar próxima a linha de fusão que, mesmo com diversas forças convectivas encontradas na poça de fusão (Kou, 2003), dificulta ou até mesmo impede a mistura. A formação dessa zona estagnada é justificada através dos princípios da mecânica dos fluidos, onde um líquido escoando em uma superfície sólida apresenta uma faixa onde a velocidade varia desde a velocidade de escoamento até zero, próximo ao sólido, na camada limite (Fox et al., 2004). Esta zona de estagnação, juntamente com a diferença nas temperaturas *liquidus* entre os metais de deposição e de base são apontadas como fatores responsáveis pela geração dessas macrosegregações em interfaces dissimilares. Fenske (2010) utilizou os termos zona parcialmente misturada contínua para classificar a zona  $\Phi$  e zona parcialmente misturada descontínua para classificar a zona M. A zona M por sua vez, possui particularidades associadas a diferentes morfologias e Doody (1992) já havia proposto que a mesma fosse classificada em praias, ilhas, baías e penínsulas. Essas zonas  $\pi$ ,  $\Phi$ , M e  $\Delta$  podem ser observadas na Figura 65.

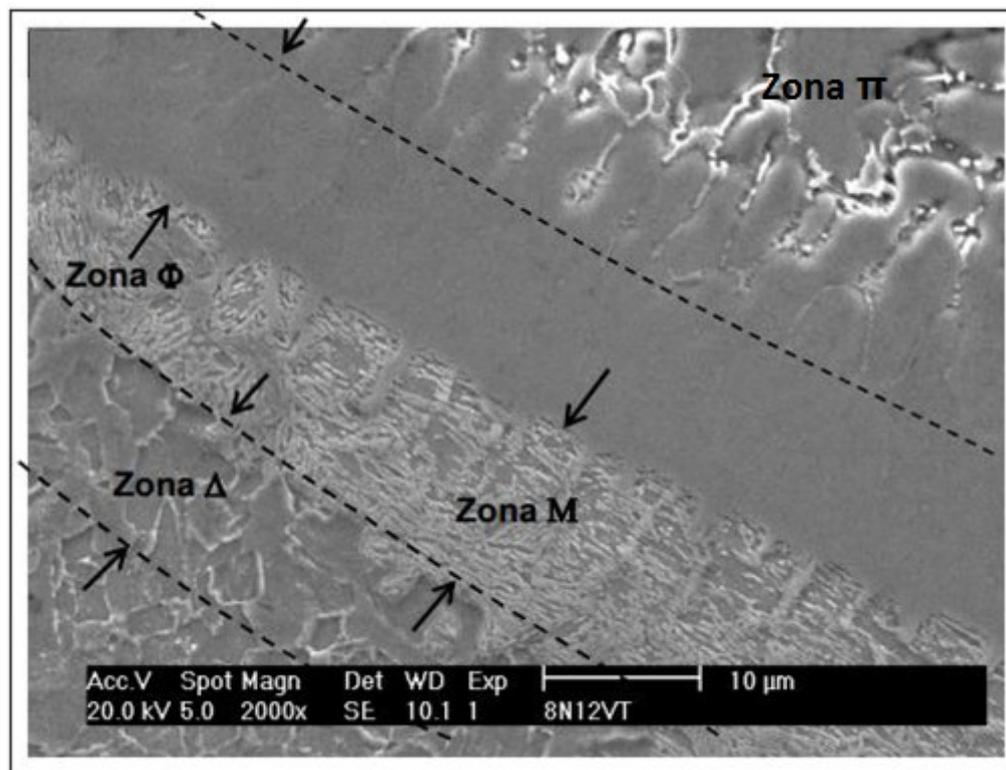


Figura 65 - Interface aço AISI 8630M/ Inconel 625 (Oliveira, 2013).

Da Figura 66, até a Figura 68, podem ser observadas as interfaces dissimilares para vários grupos de amostras. Essas imagens mostram como se apresentam as interfaces na maior parte de sua extensão. As setas vermelhas indicam a faixa de composição intermediária entre a composição do metal de deposição e do metal de base (Zona  $\Phi$ ). As elipses vermelhas indicam fases secundárias, que podem ser fase Laves ou carbonetos, precipitados nas regiões interdendríticas, na zona  $\pi$ . O fato de nas micrografias da amostra A2-86P (Figura 67) não aparecerem essas fases, não significa que essa amostra não as contenha, mas apenas que nessa região não foram observadas. Nessas amostras de amantegamentos obtidos pelo processo PTA-P não foi constatada presença de zona M, nomenclatura proposta por Doody (1992), indicando regiões parcialmente diluídas (ou misturadas) descontínuas com microestrutura martensítica.

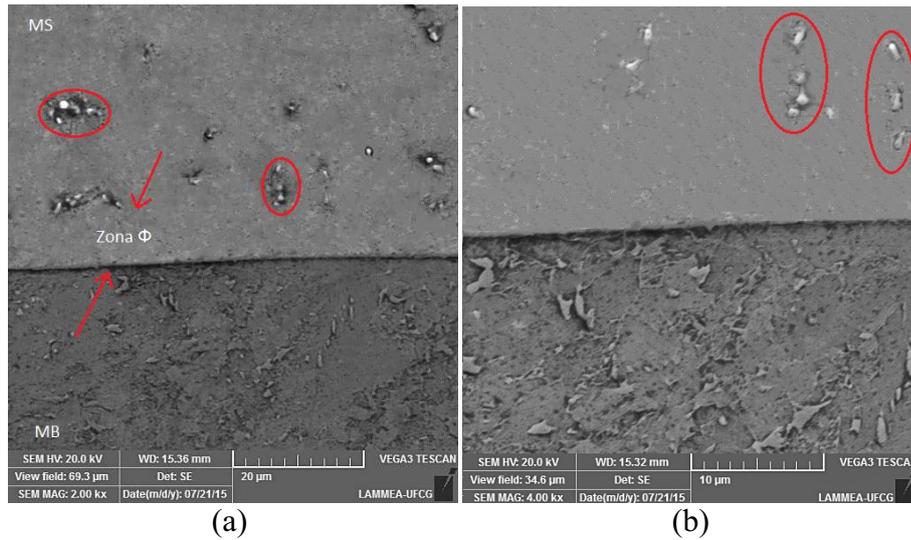


Figura 66 - Interface dissimilar da amostra A1-86P. a) 2000x. b) 4000x

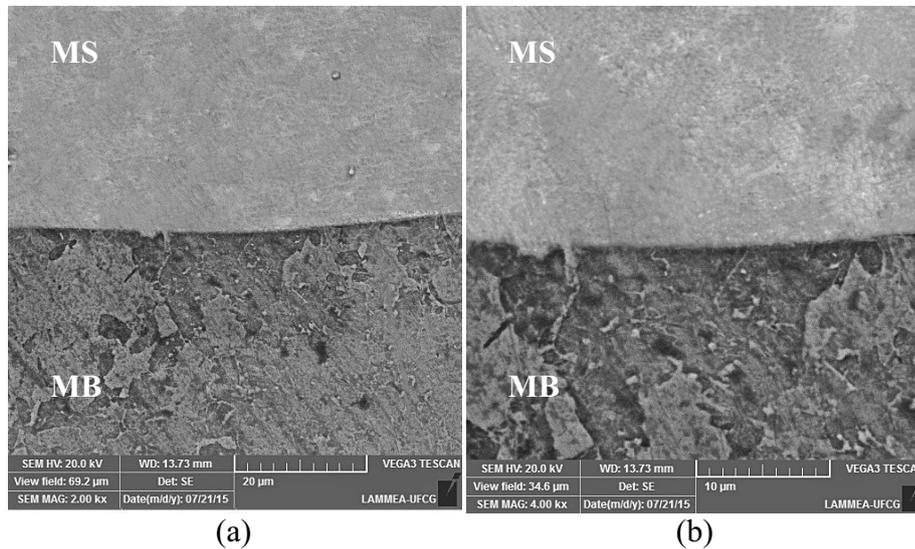


Figura 67 - Interface dissimilar da amostra A2-86P. a) 2000x. b) 4000x.

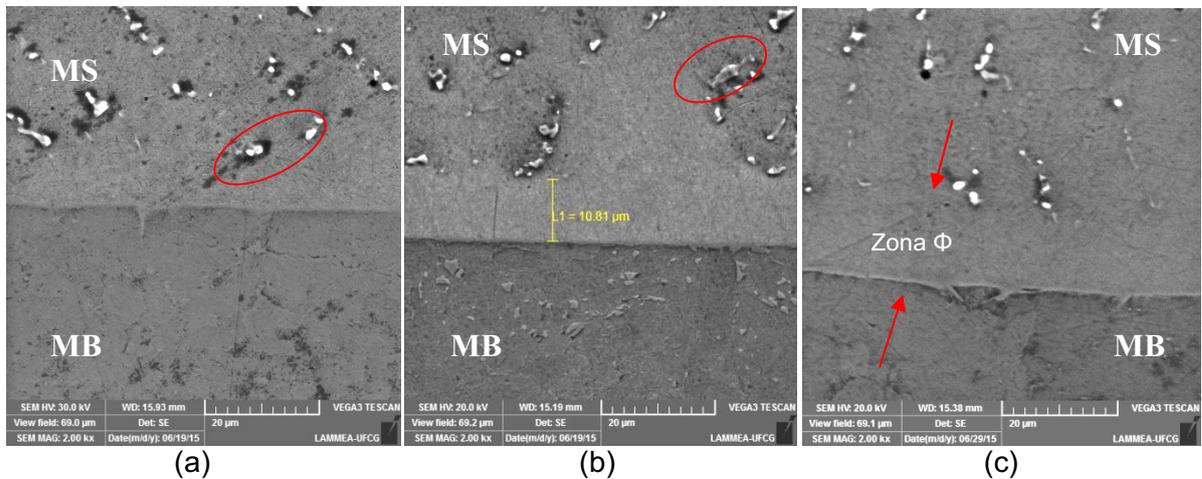


Figura 68- Interface dissimilar das amostras do grupo B. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P. 2000x

A caracterização da liga de níquel não foi objetivo de estudo da pesquisa, todavia em estudos realizados por Silva (2010b), Dupont et al. (2003) e Cieslak et al. (1988) através de técnicas de caracterização, foi possível a identificação de fases precipitadas nas regiões interdendríticas da liga Inconel 625 como fases Laves e carbonetos do tipo MC (rico em Nb e Ti). Uma análise química pontual por EDS em algumas dessas fases secundárias (Figura 69) revelou, nos casos dos pontos 3, 4, e 5, a possível presença de fases ricas em Nb, uma vez que a superliga de níquel, Inconel 625 possui menos de 3,5% de Nb em sua composição, porém como podem ser vistos na Tabela 15, os teores de Nb nesses pontos são bem maiores, variando de 7 a 10 vezes mais Nb que o Inconel 625. O ponto 5 apresentou uma composição química de 13,70% de Cr, 11,24% de Fe, 30,79% de Ni, 34,60% de Nb, 10,02% de Mo e 1,1% de Si, similar a que foi encontrada para fase Laves por outros autores (Dupont, 1996 e Silva et al., 2012).

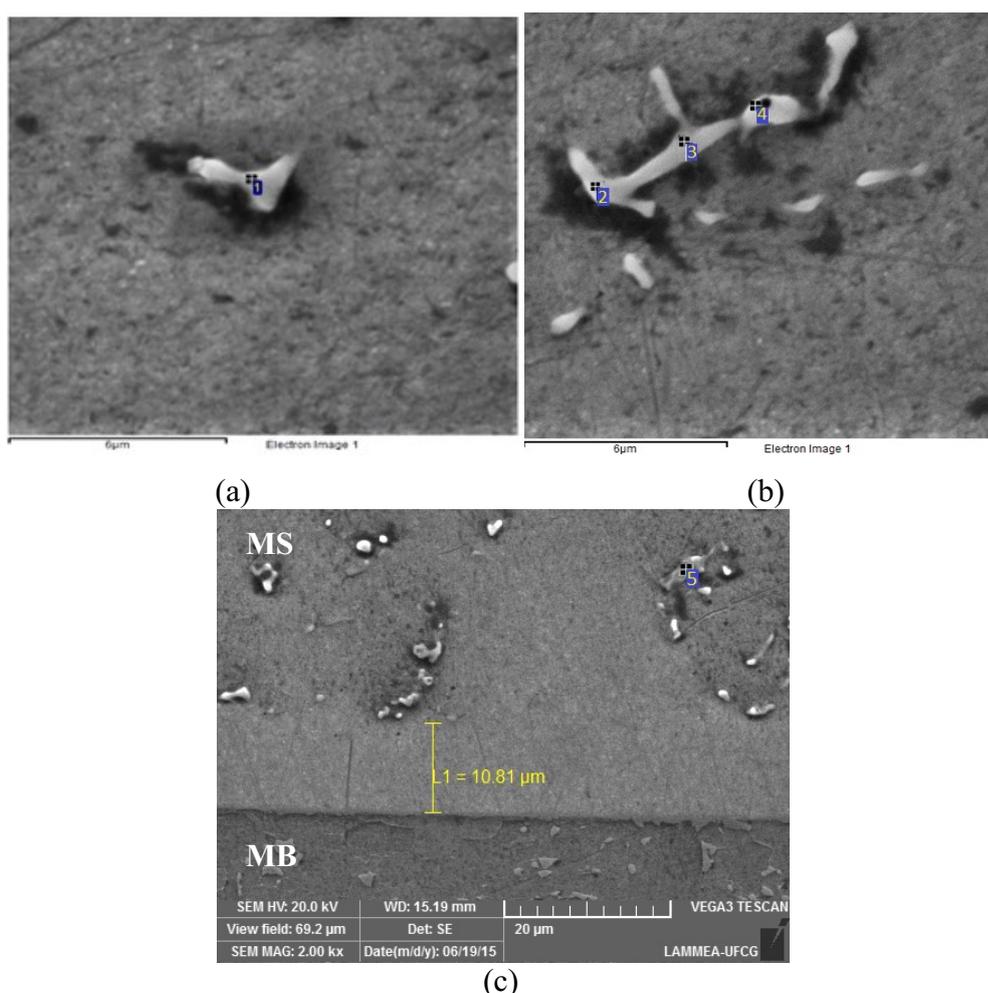


Figura 69 – Imagens de MEV de alguns precipitados. a) Precipitado cuboidal na amostra C1-86M. b) Precipitado alongado na amostra C1-86M. c) Precipitado alongado na amostra B2-41P.

Nota-se na Tabela 15 que os elementos principais da liga de níquel, Ni, Cr e Mo, aparecem em quantidades relativamente elevadas nas análises dos precipitados. Silva et al. (2012) observaram o mesmo resultado em seu trabalho, onde o fato foi justificado devido a interação que ocorre entre o feixe de elétrons com a matriz, mesmo com os pontos da análise localizados sobre os precipitados.

Tabela 15 - Composição química por EDS em precipitados

	1 (C1-86M)	2 (C1-86M)	3 (C1-86M)	4 (C1-86M)	5 (B2-41P)
Ti	0,11	0,95	0,40	0,35	0,20
Cr	17,87	16,71	12,89	14,95	13,70
Fe	22,27	28,05	21,34	25,27	11,24
Ni	46,54	43,57	31,38	37,98	30,79
Nb	3,82	2,39	24,65	12,78	34,06
Mo	9,39	8,33	9,35	8,67	10,02

Da Figura 70 a Figura 72 são observadas zonas parcialmente diluídas do tipo descontínuas, classificadas como zona M. Esta ZPD, quando está presente, geralmente fica localizadas entre as zona  $\Delta$  e zona  $\Phi$ , como foi destacado também por Beaugrand et al. (2009a) e confirmado por Oliveira (2013), Figura 65. Foram constatadas poucas evidências desse tipo de ZPD, sendo encontradas apenas em algumas amostras amateigadas pelo processo MIG.

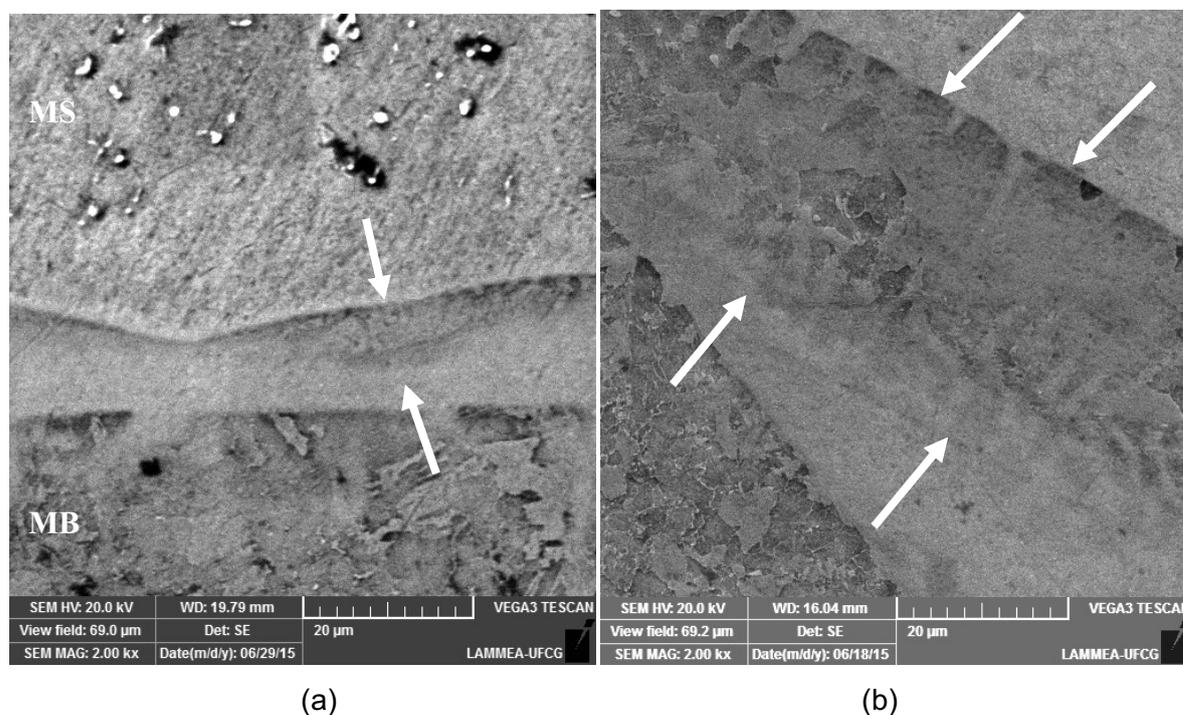


Figura 70 – Interface dissimilar de amateigamentos realizados pelo processo MIG, evidenciando ZPDs descontínuas. a) Amostra C1-86M. b) Amostra D1-41M. 2000X

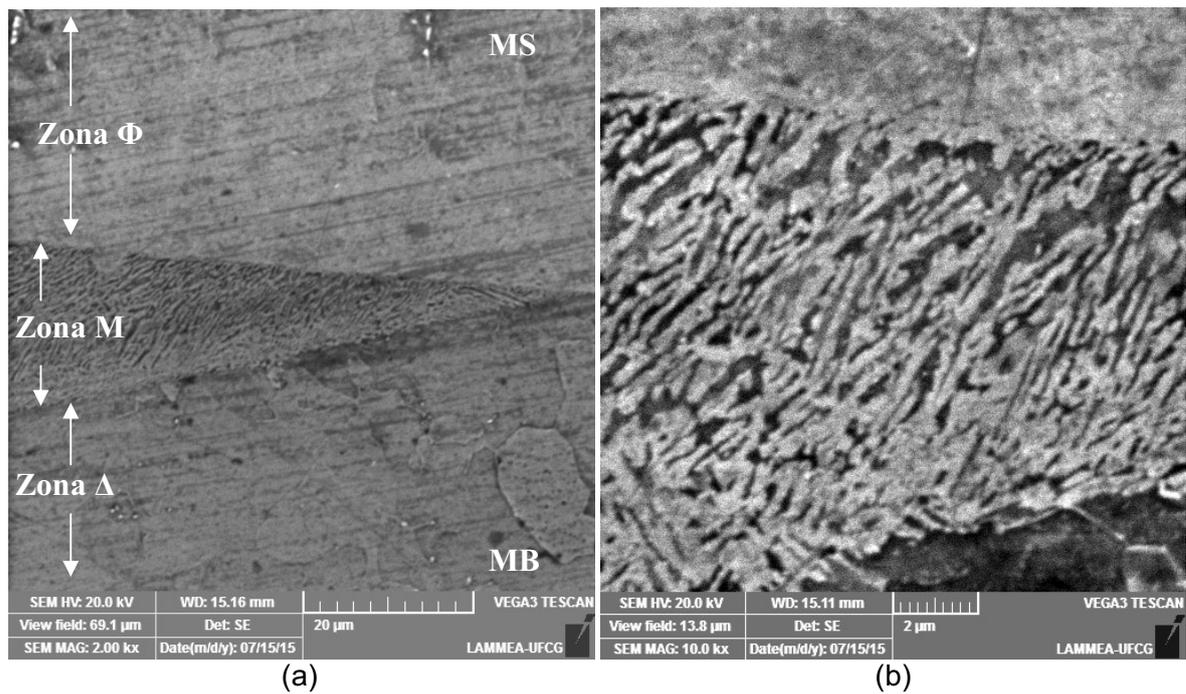


Figura 71– Interface dissimilar do amanteigamento do aço AISI 8630M realizados pelo processo MIG, evidenciando zona  $\Delta$ , zona M e zona  $\Phi$ . a) Amostra C2-86M-T – 2000x. b) Zona M da Amostra C2-86M-T – 10000x.

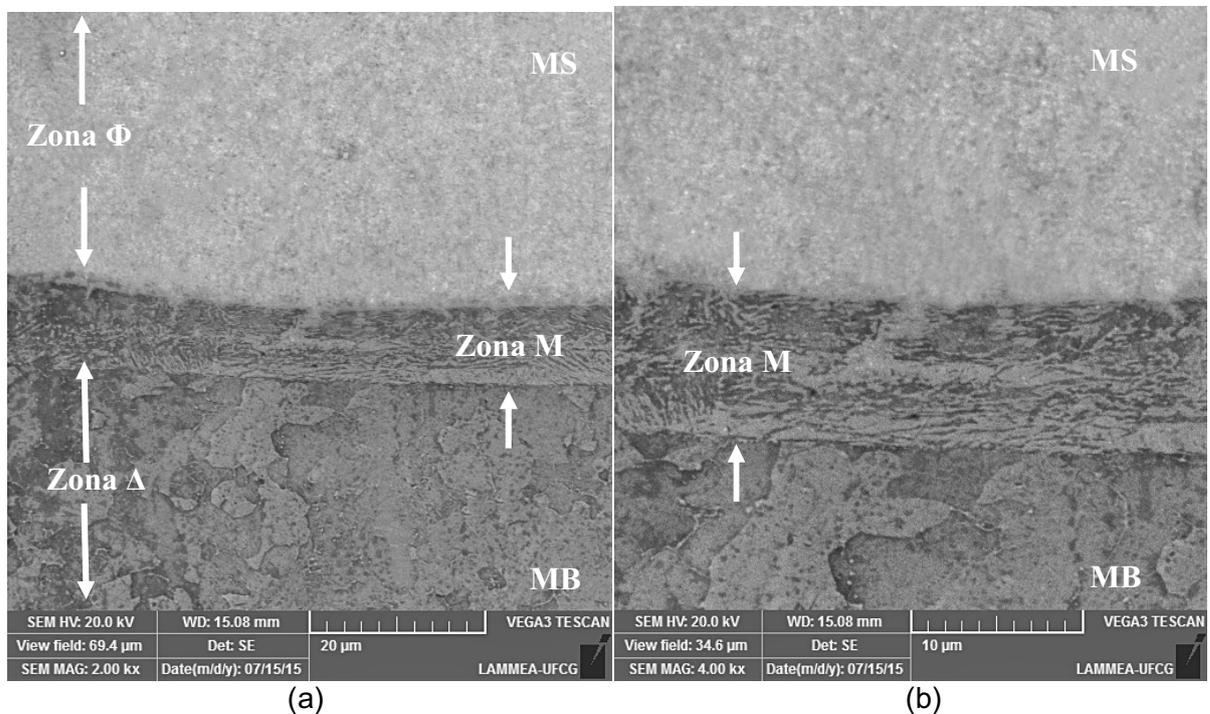


Figura 72 – Interface dissimilar do amanteigamento do aço AISI 4130 realizado pelo processo MIG, evidenciando zona  $\Delta$ , zona M e zona  $\Phi$ . a) Amostra D1-41M-T – 2000x. b) Amostra D1-41M-T – 4000x.

A formação destas diversas zonas na interface associa-se a uma grande problemática, pois as mesmas apresentam uma composição química intermediária entre a liga de níquel e o aço de baixa liga, e são fortemente susceptíveis a formação de zonas frágeis. De acordo com Beaugrand et al. (2009a), essa região tem microestrutura martensítica, estrutura tetragonal de corpo centrado (TCC). Rica em tensões residuais e com elevada dureza e resistência mecânica, essas zonas martensíticas podem funcionar como nucleadoras de trincas, contribuindo para o fenômeno da fragilização por hidrogênio.

Para comprovar a microestrutura da região que foi identificada como uma zona M na Figura 71, foi feito um mapeamento químico nessa região com 6 pontos através de EDS, como é ilustrado na Figura 73.

A Tabela 16 mostra os resultados obtidos de composição química pontual, assim como os valores de diluição local ( $D_L$ ) nesses pontos, teor de carbono estimado (C), níquel equivalente ( $Ni_{eq}$ ) e cromo equivalente ( $Cr_{eq}$ ). Os valores de  $D_L$  e C foram calculados a partir da Equação 11. Com esses valores é possível, através do diagrama de Schaeffler, mostrado na Figura 74, identificar qual a microestrutura correspondente a essa região. Os valores de  $Ni_{eq}$  e  $Cr_{eq}$  do Inconel 625 e MS ficam em uma região do diagrama que indica uma microestrutura austenítica. E conclui-se, portanto que a zona M é constituída de microestrutura martensítica. Como foi enfatizado por Silva et al. (2012), diferentemente da zona  $\Phi$ , que tem sua estrutura austenítica estabilizada pela forte presença de elementos de liga como o Ni, Cr e Mo, a zona M resulta em uma composição rica em Fe e com pequenas percentagens de elementos de liga como Cr, Mo e especialmente o Ni que não são suficientes para estabilizar a austenita, mas estão presentes em quantidades suficientes para elevar a temperabilidade, favorecendo a formação da martensita.

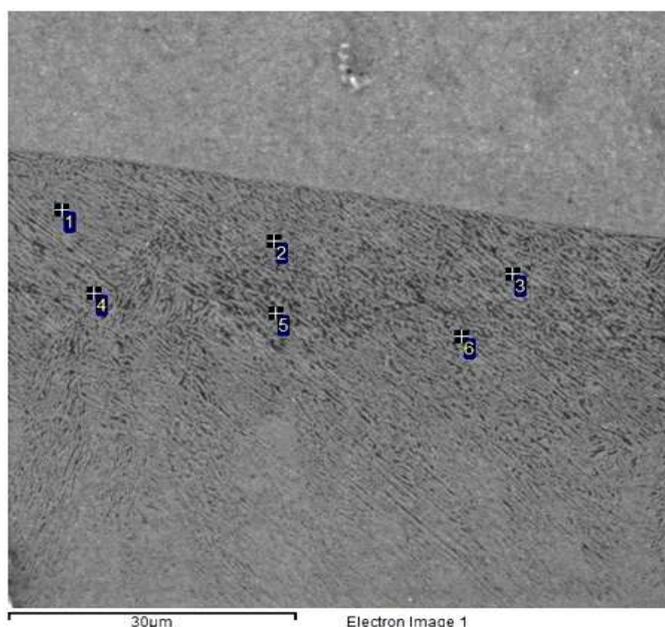


Figura 73 – Disposição dos pontos para medida de composição química por EDS na zona M (4000x).

Tabela 16 – Resultados de EDS para a Zona M.

Zona M – C2-86M-T							
Ponto	1	2	3	4	5	6	Média
Cr(%)	2,78	2,41	2,35	2,31	2,25	2,58	2,45
Mn(%)	0,93	0,74	0,85	0,87	0,86	0,94	0,87
Fe(%)	89,35	91,31	91,54	91,51	91,67	90,03	90,90
Ni(%)	5,39	4,13	4,18	4,09	4,15	5,03	4,50
Nb(%)	0,06	0,2	0,04	0,02	0,06	0,02	0,07
Mo(%)	1,15	0,92	0,74	0,87	0,71	1,08	0,91
Si(%)	0,35	0,3	0,29	0,34	0,3	0,33	0,32
D <sub>L</sub> (%)	93,04	94,96	94,88	95,02	94,93	93,59	94,40
C (%)	0,30	0,31	0,30	0,31	0,30	0,30	0,30
Ni eq (%)	14,84	13,65	13,75	13,68	13,73	14,53	14,03
Cr eq (%)	4,49	3,88	3,55	3,70	3,44	4,17	3,87

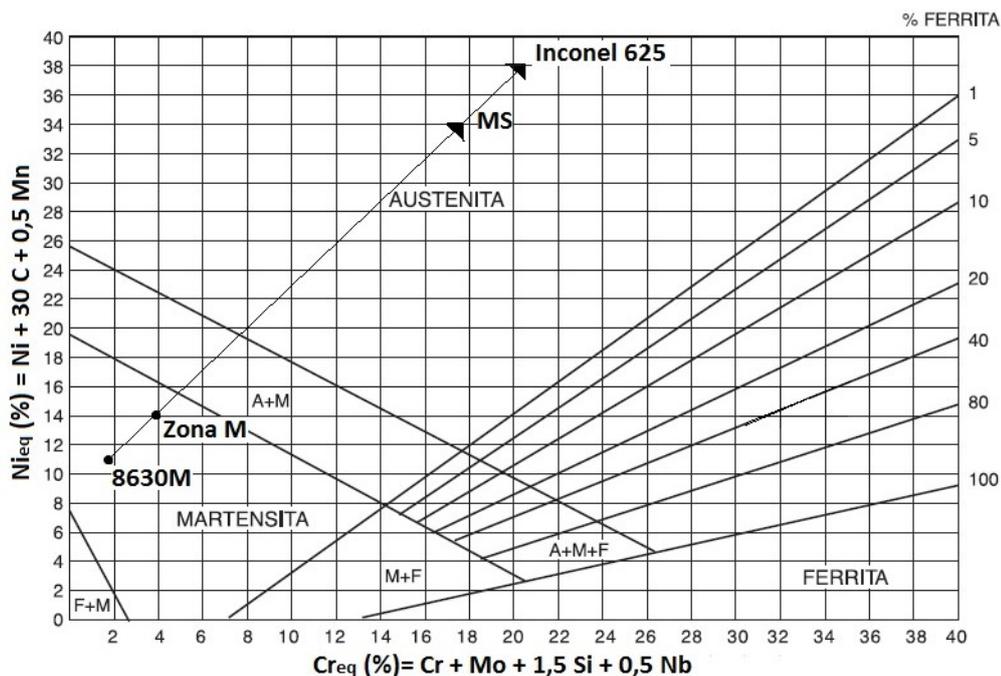


Figura 74 – Diagrama de Schaeffler evidenciando a microestrutura de algumas regiões da amostra C2-866M-T amantegada com Inconel 625.

A seguir, serão apresentadas as análises de composição química e medição estimada para a extensão da ZPD.

Da Figura 75 até a Figura 87, tomando como referência as inclinações das curvas do elemento Fe, a variação da composição ao longo da ZPD foi dividida em pelo menos quatro regiões. Essas delimitações estão representadas pelas linhas tracejadas em alguns perfis de composição química obtidos pelo EDS, para melhor compreensão. Em alguns gráficos serão apresentados essas linhas apenas de início e fim da ZPD. Para descrição da análise partiu-se do ponto mais alto do percentual de Fe na Figura 75 e Figura 76. Entre a primeira linha e a segunda linha é observada uma pequena variação no teor de Fe, com pouca variação de Ni e Cr, elementos predominantes no Inconel 625. Entre a segunda linha e a terceira há um espaço onde o teor de Fe continua caindo e agora acompanhado do aumento do Ni. No espaço compreendido entre a terceira e a quarta linha tem-se uma queda acentuada no teor de ferro, em contrapartida os teores de Ni e Cr se elevam consideravelmente. No espaço seguinte, compreendido entre a quarta e quinta linha, o teor do Fe continua decrescendo enquanto os teores de Ni e Cr se elevam caracterizando o fim da ZPD.

De uma forma geral os átomos de Fe do MB, migram para o MS devido à diferença de concentração entre essas duas regiões, e dentro do MS quanto mais

próximo da LF, maior o teor de Fe. Ao aumentar essa distância, cada vez menos Fe será encontrado devido a rápida solidificação da poça de fusão e resfriamento da região, dificultando a migração. Até o ponto em que o teor de Fe será o correspondente ao teor de Fe da liga de Níquel. Em contrapartida os elementos da liga de níquel, principalmente Cr e Ni, sofrem migração em sentido contrário, na direção dessa zona de composição química intermediária entre o aço e a liga de níquel. Analisando esses perfis de composição química, nota-se que em poucos casos o Cr e o Ni migram para além da LF, adentrando no MB poucos micrometros, de  $1\mu\text{m}$  a  $3\mu\text{m}$ , como foi o caso dos perfis para as amostras B2-41P e B3-41P.

Vale ressaltar que essa faixa de composição química intermediária - a qual é classificada como uma ZPD contínua - foi aqui delimitada e teve sua extensão estimada considerando-a como uma faixa onde se teve variações bruscas de composição química, principalmente os teores de Fe, Cr e Ni. Sendo o primeiro o elemento predominante no aço e os outros dois elementos predominantes na liga de níquel.

A distância entre os patamares superior e inferior para cada elemento químico denuncia o quão brusco é a mudança de composição química na direção transversal a interface. Nesse contexto se forem comparadas as amostras do grupo A (A1-86P e A2-86P) que se diferenciam pelas temperaturas de preaquecimento e interpasse, e também as do grupo B (B1-41P, B2-41P e B3-41P), nota-se que nas amostras com maiores temperaturas de preaquecimento e interpasse esses patamares estão mais distantes. Portanto, para maiores temperaturas, essa faixa de composição química intermediária se torna mais heterogênea. Essa heterogeneidade pode ter influenciado de forma significativa nas propriedades mecânicas dessas soldas dissimilares. Logo, vale a pena considerar uma hipótese de que mudanças bruscas na composição química poderia resultar em tensões residuais, diminuindo a resistência do material na presença de hidrogênio.

Em algumas amostras foram encontrados pequenos percentuais de elementos Nb e Mo na região da ZPD, tanto através dos perfis de composição química perpendicular a LF, quanto através das análises químicas pontuais realizadas por EDS. A presença desses dois elementos pode levar a formação de precipitados de carbonetos de elevada dureza. Segundo ASM (1992) esses carbonetos relacionados ao Mo podem ser dos tipos  $\text{Mo}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_3\text{Mo}_3\text{C}$  e do  $\text{Mo}_{23}\text{C}_6$ . Em relação ao Nb esses precipitados podem ser dos tipos  $\text{Fe}_3\text{Nb}_3\text{C}$  e do  $\text{NbC}$ . Estas

combinações são decorrentes da presença do Fe e do carbono do MB difundidos na região da ZPD, como explica Costa (2014). Nas Figuras 78, 79 e 82 são observados picos de Mo, já dentro da região dendrítica do MS, indicando possivelmente fases secundárias ricas em Mo, como fase Laves e carbonetos, provavelmente localizadas nos espaços interdendríticos.

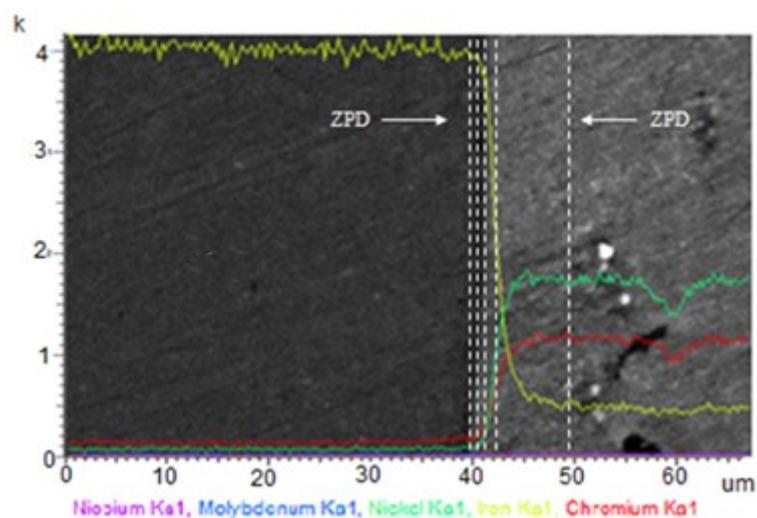


Figura 75 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A1-86P.

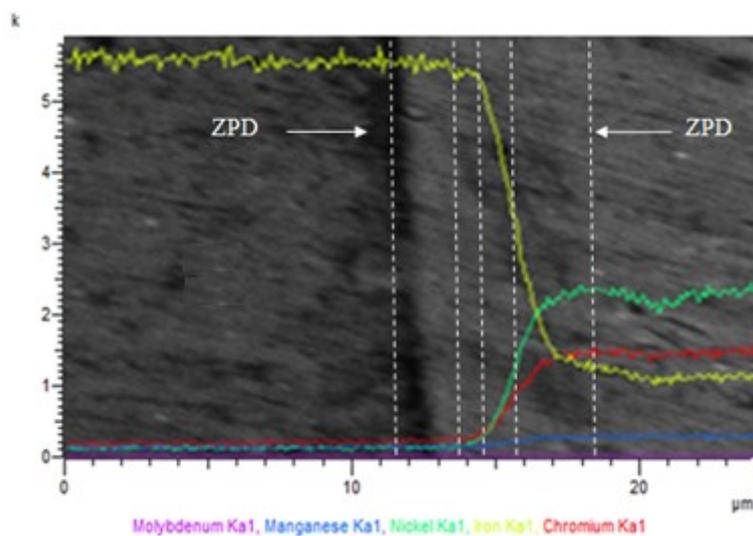


Figura 76 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A2-86P.

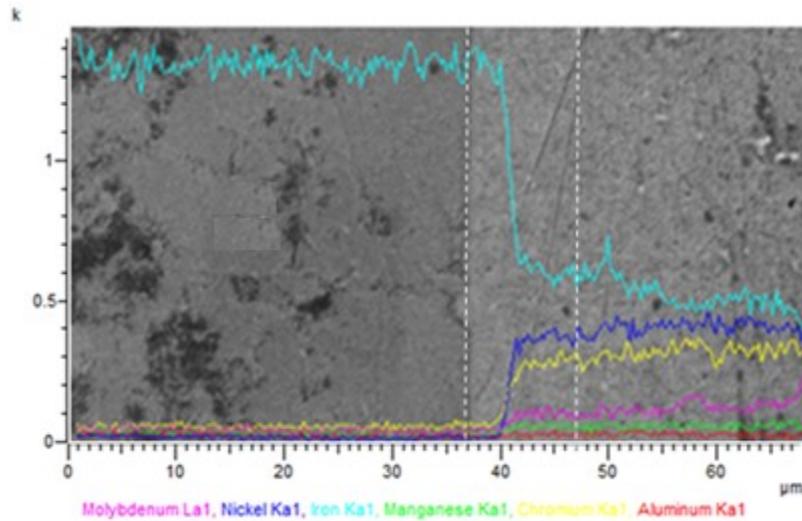


Figura 77 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B1-41P

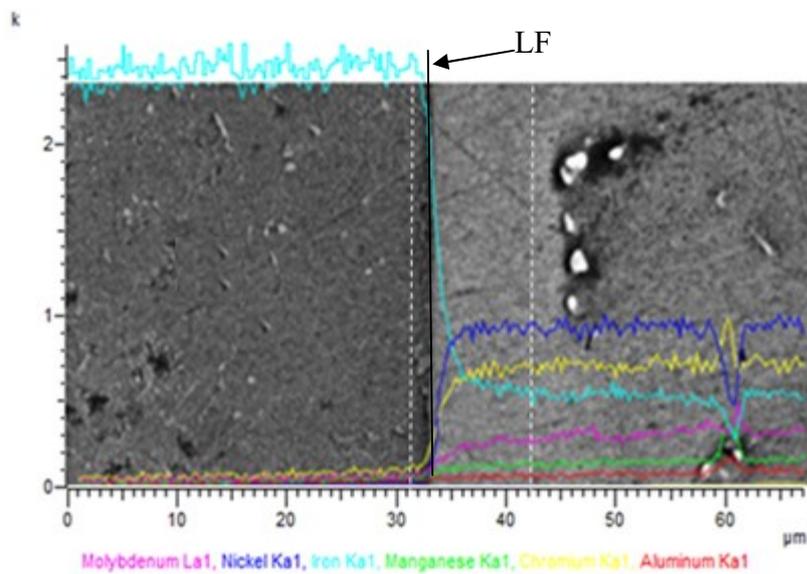


Figura 78 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B2-41P

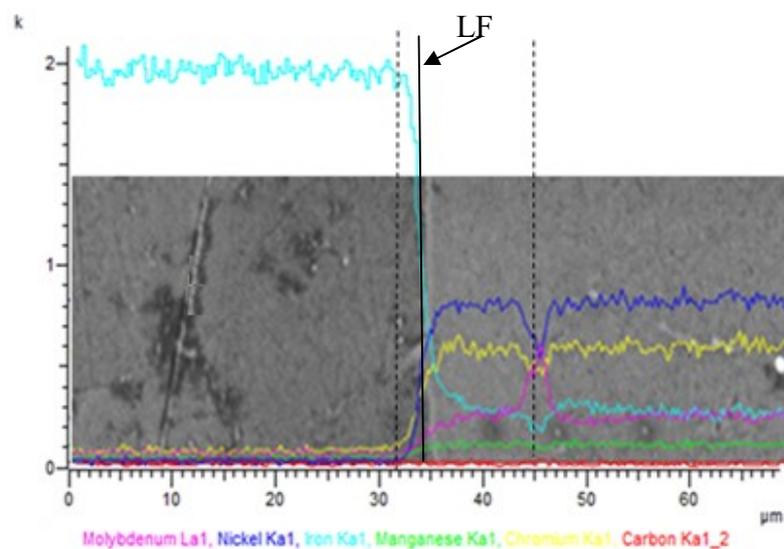


Figura 79 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B3-41P

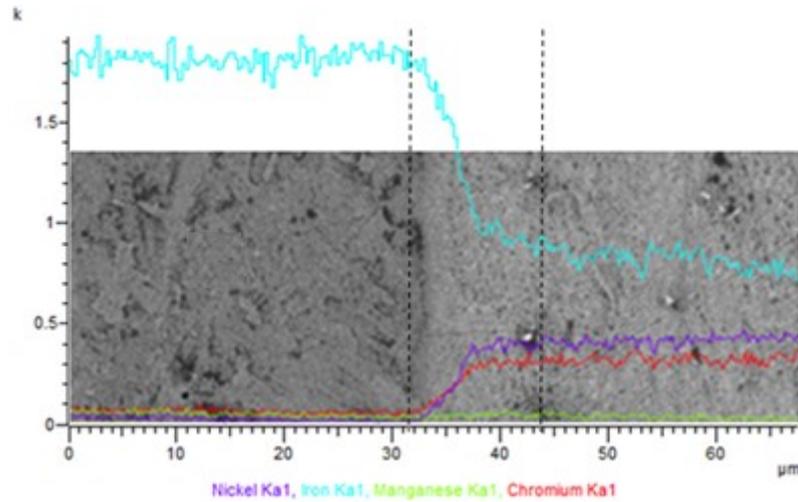


Figura 80 -Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C1-86M

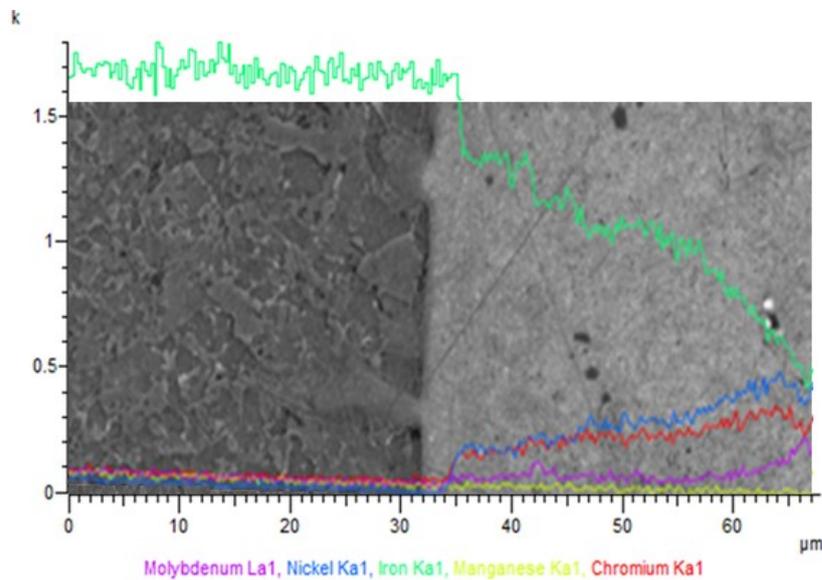


Figura 81 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C2-86M

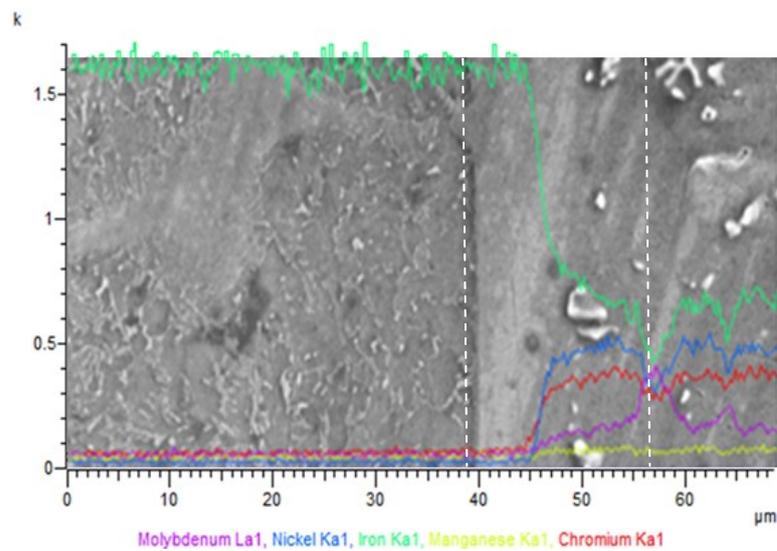


Figura 82 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C3-86M

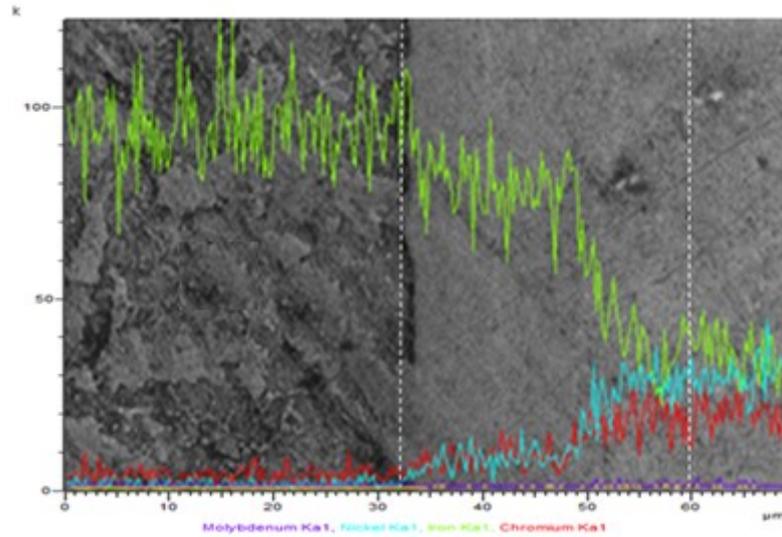


Figura 83 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra D1-41M

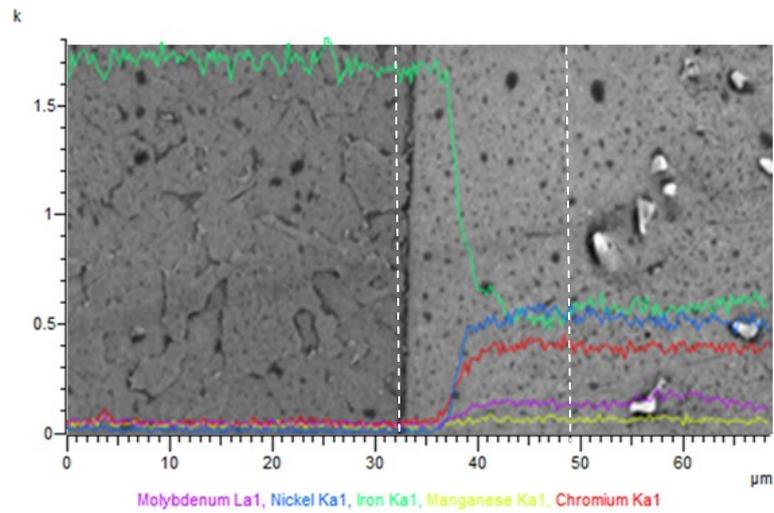


Figura 84 – Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra A1-86P-T

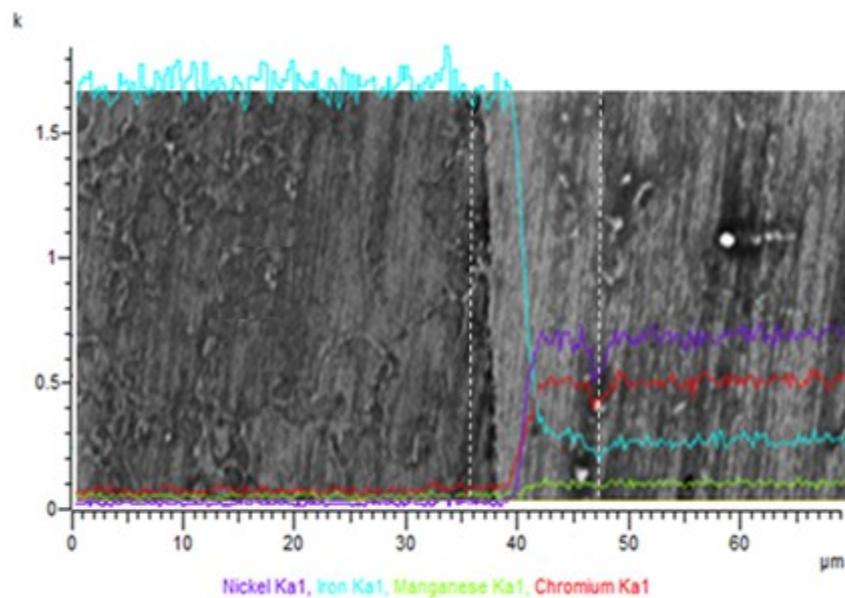


Figura 85 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra B1-41P-T

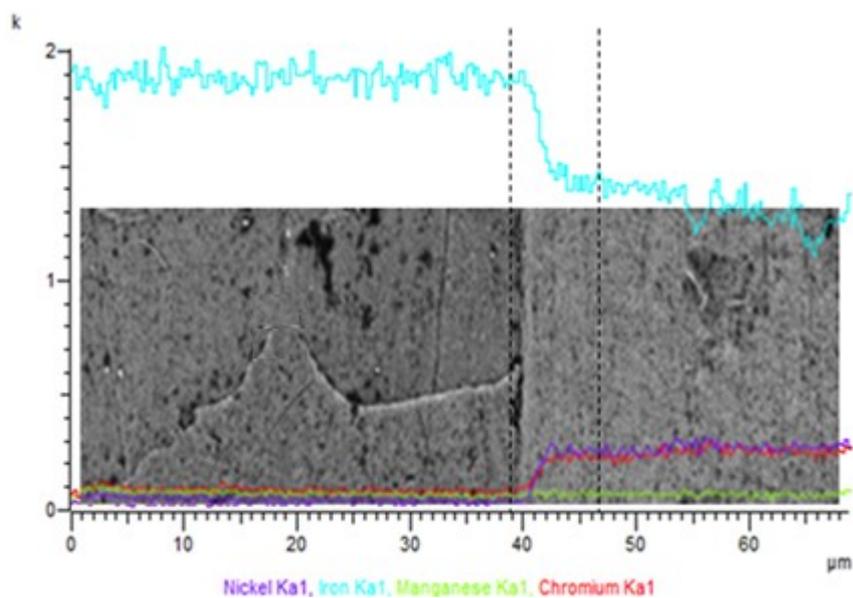


Figura 86 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra C1-86M-T

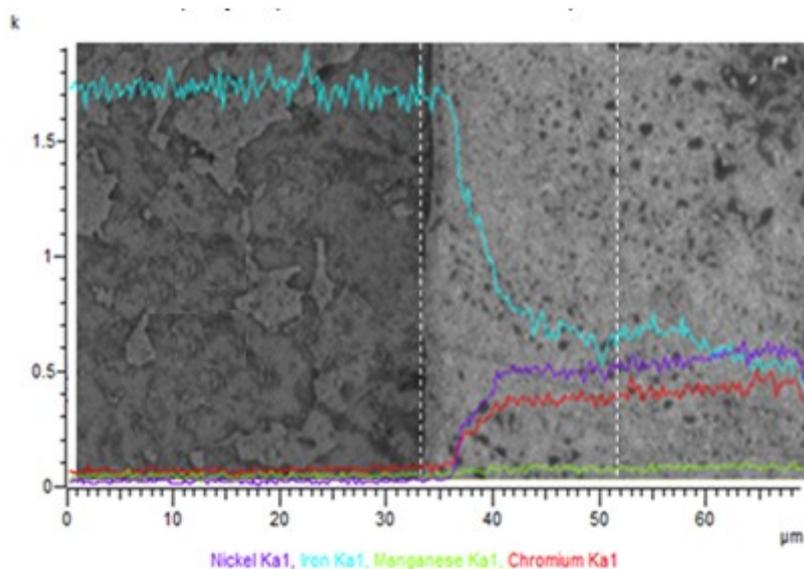


Figura 87 - Perfil de composição química realizada com EDS para a amostra D1-41M-T

Na Figura 88 pode-se observar a disposição dos pontos para análise química pontual das amostras, sendo um ponto no metal de base (ponto MB), outro no início da ZPD (ponto ZPD1), outro no meio da ZPD - zona  $\Phi$  (ponto ZPD2) e outro no fim da zona  $\Phi$  (ponto ZPD3). Em seguida, da Figura 89 até a Figura 97 são exibidas as composições químicas nesses respectivos pontos para todas as condições antes do TTAT. Nesses gráficos é notável que, a variação das temperaturas de preaquecimento e interpasse, provocaram diferenças nos níveis de migração de Fe do MB em direção ao MS. Espera-se que com o aumento dessas temperaturas haja maior migração de Fe para o MS, pois com maior temperatura de preaquecimento espera-se que a poça de fusão se mantenha fundida por mais

tempo e a região próxima a LF se mantenha em elevadas temperaturas por mais tempo, já que é menor a velocidade de resfriamento. A análise química pontual mostrou que para as amostras A1-86P e A2-86P, por exemplo, os valores de teor de Fe no fim da zona  $\Phi$  (ponto ZPD3) foram respectivamente 11,06% e 16,94%. E no meio da zona  $\Phi$  (ponto ZPD2) foram respectivamente de 39,26% e 59,11%. Assim, apresentando uma tendência de aumento do teor de ferro na região da zona  $\Phi$ , com o aumento das temperaturas de preaquecimento e interpasse, de acordo com o que era esperado. O restante das amostras se comportou da mesma forma, apresentando essa mesma tendência.

Com o intuito de comparar o processo PTA-P com o MIG no que diz respeito à análise química pontual, a amostra A1-86P pode ser comparada com C1-86M, que são casos de amateigamentos de aço AISI 8630M, e B1-41P com D1-41M, que são casos de amateigamentos de aço AISI 4130. Com os valores dos teores de Fe é possível estimar a diluição local relativa entre os amateigamentos, pois quanto maior o teor de Fe do lado do MS, maior será a diluição. Foi observado que para ambos os amateigamentos feitos pelo processo PTA-P (A1-86P e B1-41P) resultaram em menores teores de Fe e maiores teores de Ni, Cr e Mo nos pontos ZPD2 e ZPD3 do que os amateigamentos que foram realizados pelo processo MIG (C1-86M e D1-41M). Nesse caso, fica evidenciado que a diluição local (na região da zona  $\Phi$ ) para os amateigamentos feitos pelo processo MIG foram maiores, mesmo sendo aplicada menor energia de soldagem. Esse resultado também é interessante para aplicações de revestimentos duros e/ou anticorrosivos, pois nesses casos se busca sempre baixas diluições para que sejam alcançadas as propriedades desejadas nos revestimentos (Batista et al., 2011).

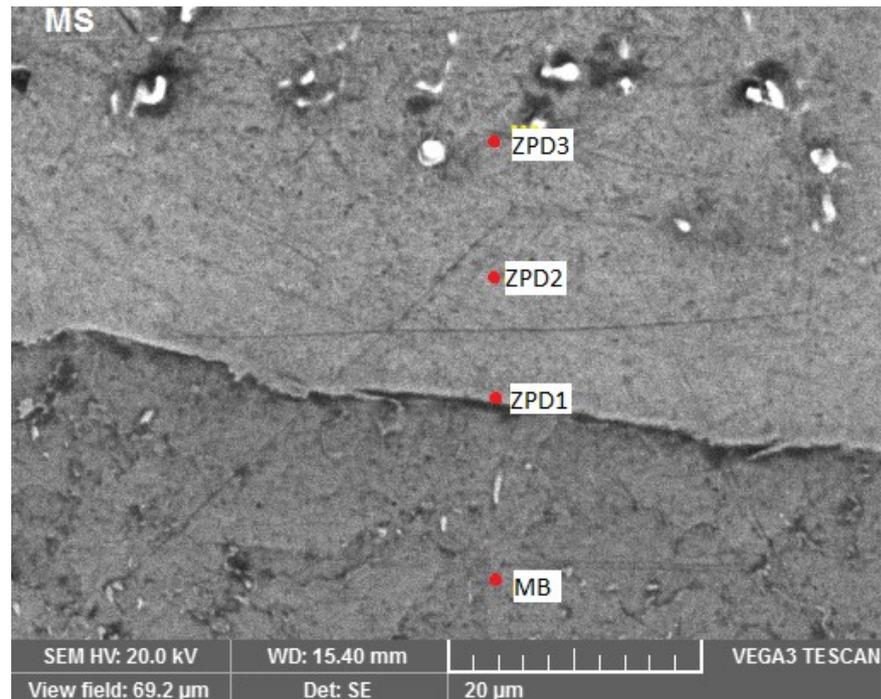


Figura 88 - Localização dos pontos da análise química pontual.

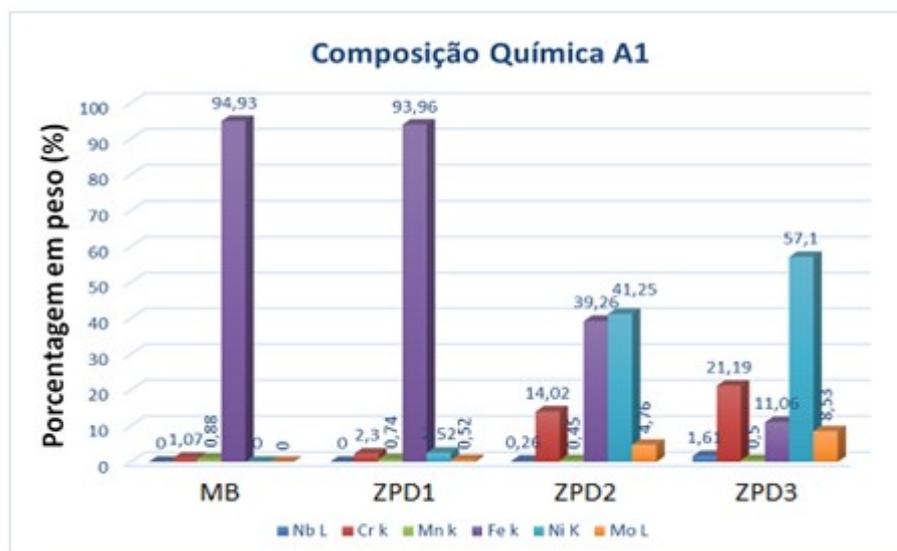


Figura 89 –Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra A1-86P.

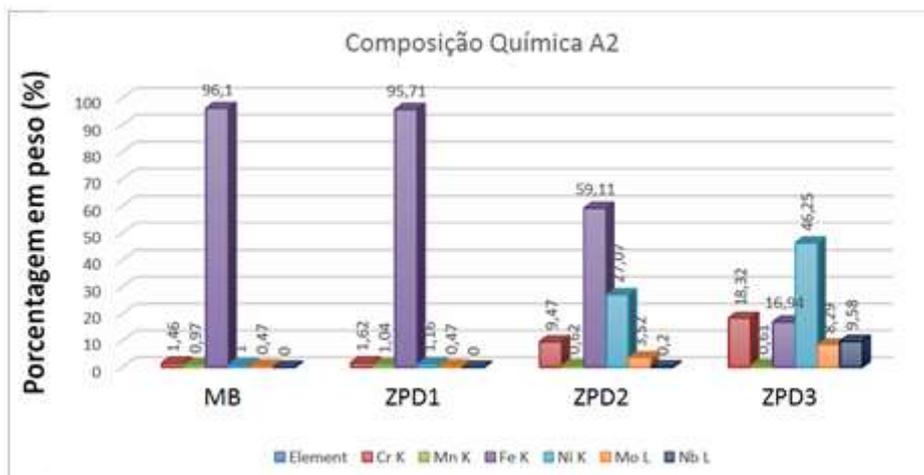


Figura 90 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra A2-86P.

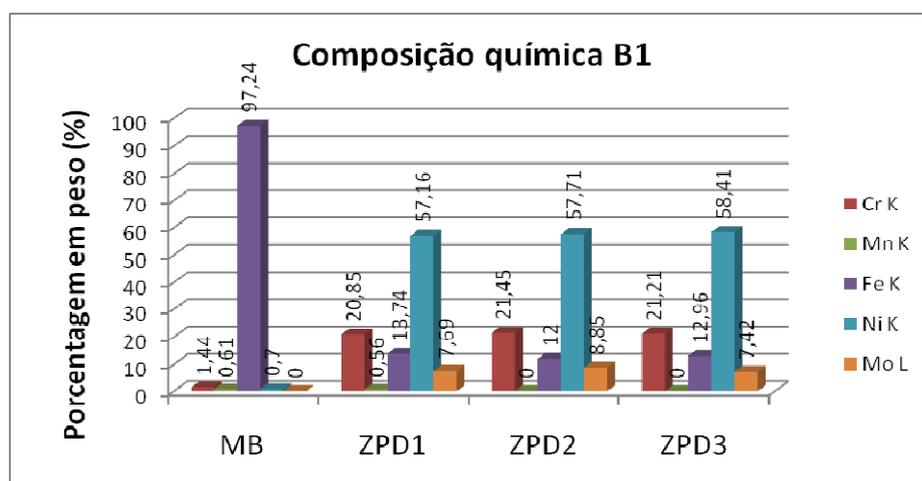


Figura 91 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B1-41P.

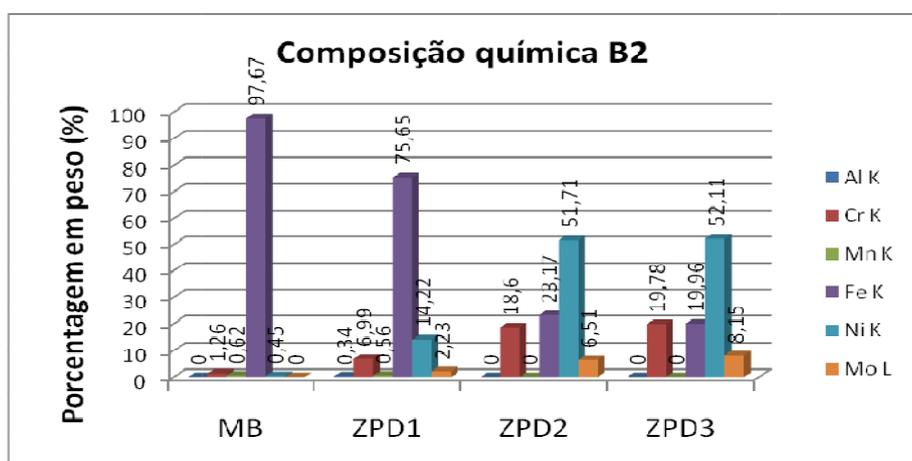


Figura 92 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B2-41P.

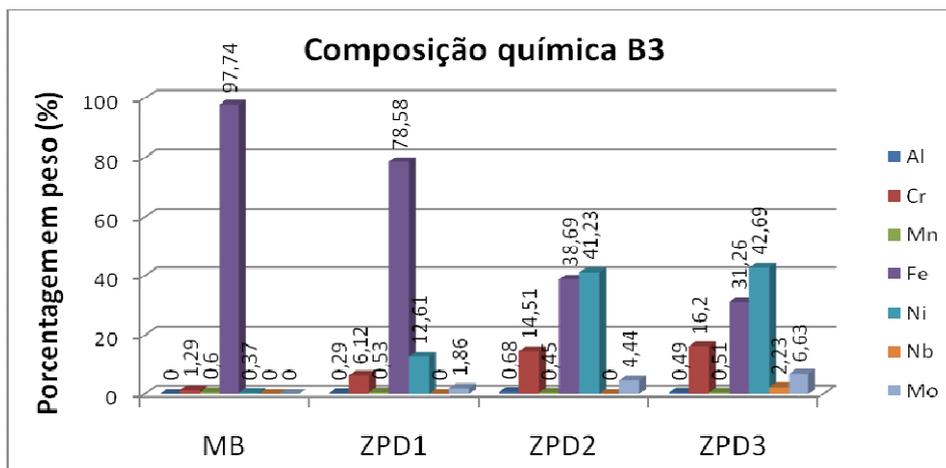


Figura 93 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B3-41P.

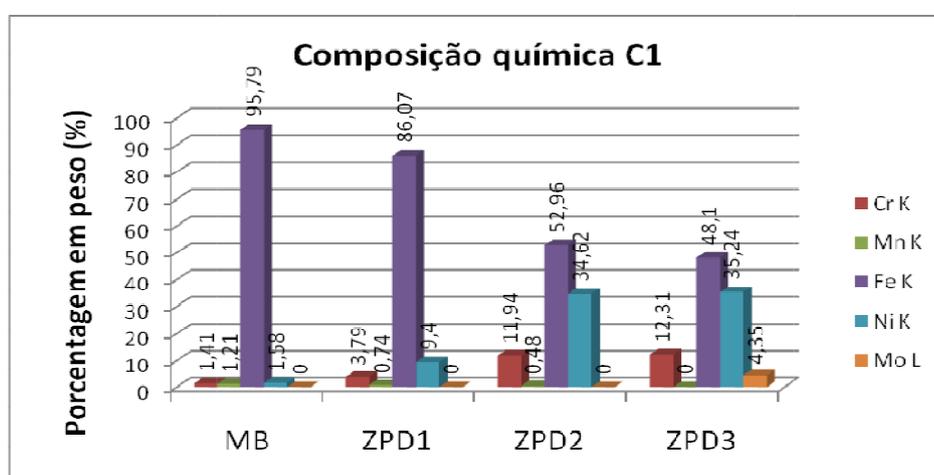


Figura 94 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C1-86M.

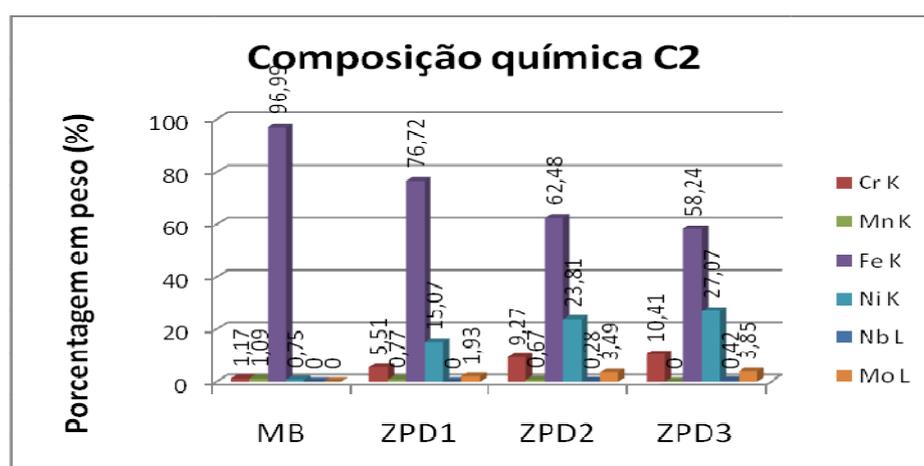


Figura 95 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C2-86M.

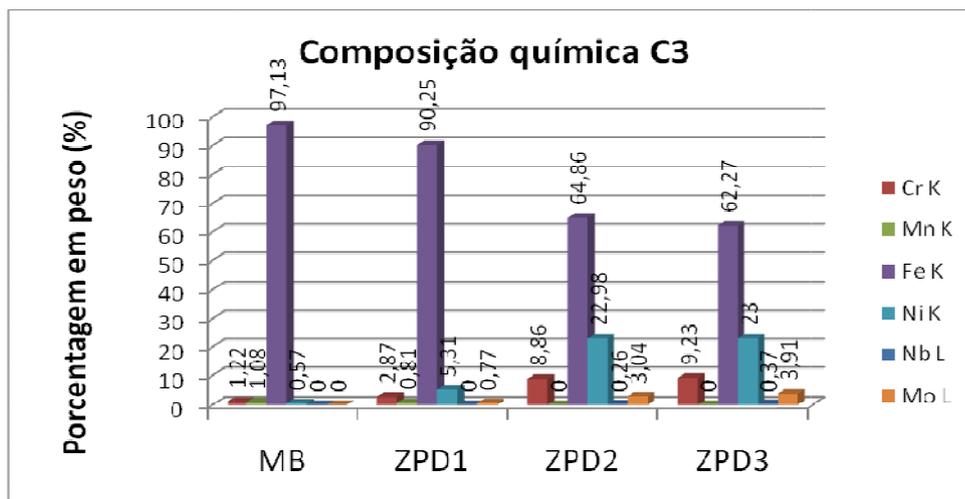


Figura 96 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C3-86M.

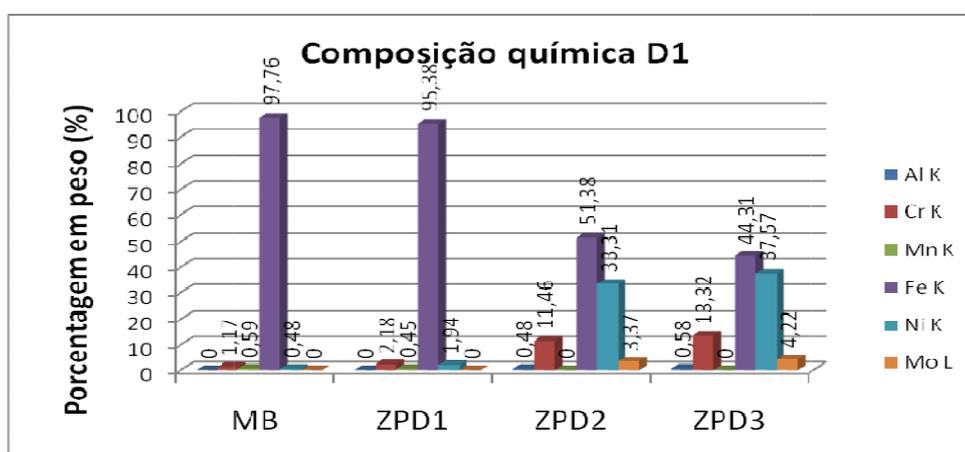


Figura 97 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra D1-41M.

Da Figura 98 até a Figura 100 são apresentadas as análises qualitativas de composições químicas pontuais através de EDS para algumas amostras depois do TTAT.

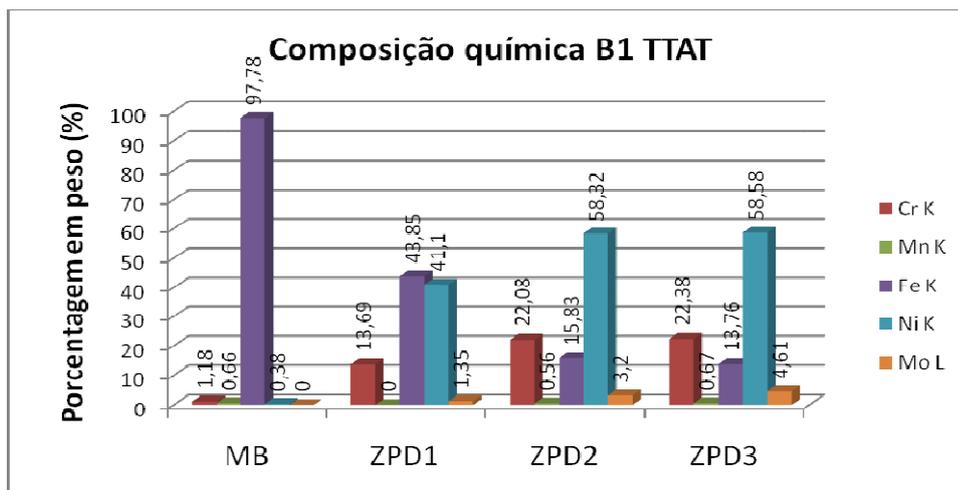


Figura 98 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra B1-41P-T.

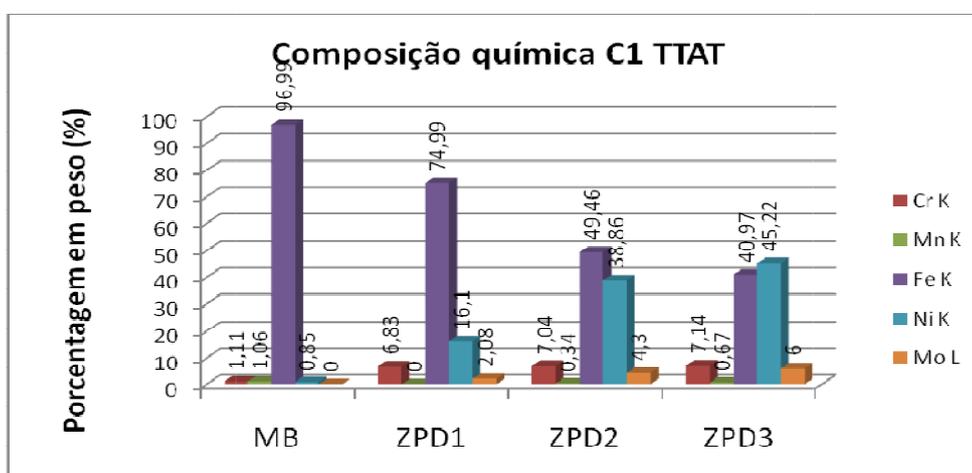


Figura 99 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra C1-86M-T.

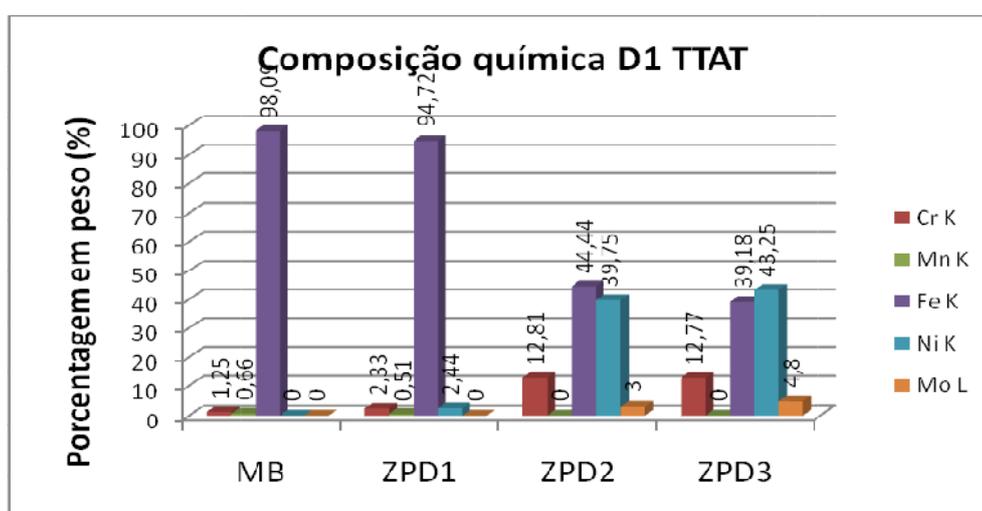


Figura 100 - Gráfico comparando a composição química em cada ponto selecionado desde o metal de base ao metal de solda para a amostra D1-41M-T.

Comparando as composições químicas pontuais por EDS, antes e depois do TTAT, observa-se que depois do TTAT para as amostras C1-86M e D1-41M os teores de Fe diminuíram na zona  $\Phi$  (pontos ZPD2 e ZPD3) em contra partida os teores de Ni aumentaram nessa região. Por exemplo, para a amostra C1-86M os teores de Fe e Ni no ponto ZPD3 foram respectivamente 48,10% e 35,24%. E depois do TTAT esses teores passaram a ser respectivamente 40,97% e 45,22%. Possivelmente os átomos de Fe em elevadas temperaturas durante o TTAT continuaram sua migração em direção ao MS, devido à diferença de concentração desse elemento. Esse comportamento não foi unanimidade para todas as amostras analisadas por EDS, Pois na amostra B1-41P houve desvio desse comportamento e pouquíssima diferença nesses teores de Fe e Ni. Portanto, não foi possível concluir com exatidão se o TTAT realmente proporcionou alterações na composição química dessa região.

Analisando os perfis de composição química de cada amostra, através de delimitações de regiões e estimativa de tamanho das mesmas, e também as imagens de Microscopia ótica e eletrônica de varredura, pode-se inferir que o processo de Soldagem Plasma Pó e os devidos parâmetros empregados no processo resultaram em uma interface com menos tipos de ZPD, encontrando-se apenas as denominadas zona  $\Phi$ . Essas são regiões austeníticas, adjacentes a LF, do lado do MS, que possuem elevado teor de Fe. Por outro lado o processo MIG resultou em algumas ocorrências de outros tipos de ZPD, como praias, ilhas, penínsulas e as perigosas zonas M, com estrutura martensítica de elevada dureza. As ZPD's são regiões indesejáveis, pois há formação de fases frágeis e de alta dureza, propiciando a fragilização da junta. Como a ZPD é uma região que tem um gradiente de composição química entre o metal de base e o metal de solda, dependendo da sua espessura ela pode ser considerada como um "patamar" que separa a região do metal de base e do metal de solda. A temperatura de preaquecimento, aparentemente, também teve uma pequena influência na espessura da zona  $\Phi$ .

#### **4.5 Resultados de microdureza**

Da Figura 101 até a Figura 104 são apresentados os gráficos de microdureza para os 9 amateigamentos antes do tratamento térmico para alívio de

tensão, TTAT. O grupo A corresponde às amostras de aço AISI 8630M amanteigados com Inconel, através do processo de soldagem PTA-P. O grupo B corresponde às amostras de aço AISI 4130 amanteigados com Inconel, através do processo de soldagem PTA-P. O grupo C corresponde às amostras de aço AISI 8630M amanteigados com Inconel, através do processo de soldagem MIG. Nesses gráficos são apresentados, abaixo dos perfis de microdureza, os valores de microdureza máximos, mínimos e médios correspondentes a zona termicamente afetada pelo calor, ZTA.

A ZTA de todos os amanteigamentos apresentou valores de microdureza acima do máximo recomendado pela norma NACE MR0175 / ISO 15156 (NACE, 2015), que é 250HV. Isso porque essa região é predominantemente martensítica e contém tensões residuais, sugerindo a necessidade de um posterior tratamento térmico para alívio de tensão nessas chapas amanteigadas, que conseqüentemente diminuirá os níveis de dureza. Os valores de microdureza da região do metal de solda (MS) não ultrapassaram o máximo recomendado de 350HV pela norma DNV RP B-401 (2005).

Nota-se que em geral os valores de microdureza são sensivelmente superiores na ZTA, com algumas exceções, não tendo variação considerável de microdureza entre as três regiões, MS, ZTA e MB. Essa tendência de aumento da dureza na ZTA foi constatada também por Duarte (2015) e está provavelmente relacionada a formação de carbonetos de Cr, Ni e Mo nessa região. Na tentativa de analisar a influência das temperaturas de preaquecimento e interpasse, foram feitos amanteigamentos com três níveis de temperatura de preaquecimento e interpasse, como explicado anteriormente. Nesse caso foi observado que utilização de maiores temperaturas de preaquecimento resultaram em uma ZTA com maior dureza tanto para as amostras amanteigadas pelo processo PTA-P quanto pelo processo MIG. O ciclo térmico de soldagem da segunda camada de amanteigamento utilizando maiores temperaturas de preaquecimento tende a atingir maiores distâncias dentro da ZTA do primeiro passe, refinando mais a região de grão grosseiro da ZTA. A elevação das temperaturas de preaquecimento e interpasse pode ter causado um maior favorecimento para a precipitação de carbonetos, elevando a dureza dessa região. Esse fenômeno de precipitação de carbonetos também foi observado por Oliveira (2013), onde ele relata que essas regiões se apresentam com uma cor mais

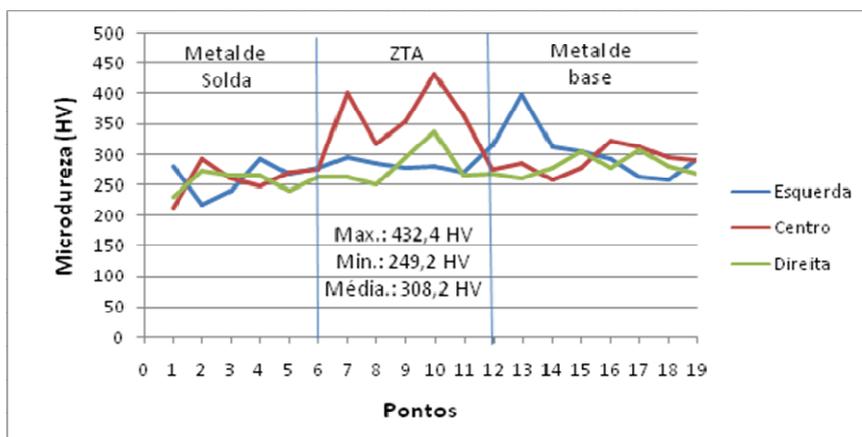
escura e granulometria menor. Os grãos são menores nesse caso porque os carbonetos precipitados dificultam o crescimento do grão.

A Tabela 17 mostra o resumo dos resultados de microdureza da interface dos amanteigamentos, antes e depois do tratamento térmico de alívio de tensão, (TTAT). Os valores correspondem às médias de microdureza das regiões do MS, ZTA e do MB.

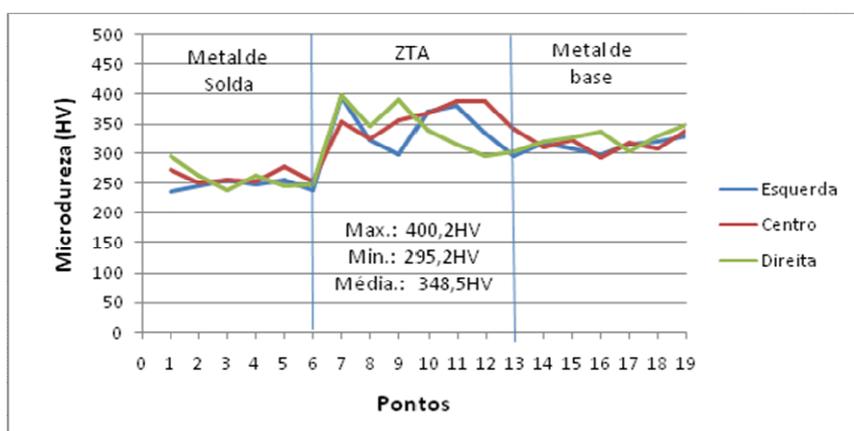
Para as amostras de AISI 8630M (A1-86P, A2-86P e C1-86M) os valores médios de microdureza na ZTA foram respectivamente 308,2HV, 348,5HV e 308,6HV. E para as amostras correspondentes ao aço AISI 4130 (B1-41P, B2-41P e D1-41M) os valores médios de microdureza na ZTA foram respectivamente 242,3HV, 247,9HV e 232,3HV. Isso representa uma redução de microdureza de 21% a 29% para o aço AISI 4130. Como já era esperado, os valores médios de microdureza, tanto no MB quanto na ZTA, foram maiores para o aço AISI 8630M, visto que o mesmo possui maiores teores de C e de elementos de liga (Cr, Ni e Mo) se comparado com o aço AISI 4130. Ou seja, no aço AISI 8630M existe maior possibilidade de formação de carbonetos com esses elementos, além disso, esses elementos contribuem para o aumento de sua temperabilidade e dureza.

Tabela 17 – Resultados de microdureza antes e depois do TTAT.

Amostra	Média MS (HV)	Desv. Pad. MS (HV)	Média ZTA (HV)	Desv. Pad. ZTA (HV)	Média MB (HV)	Desv. Pad. MB (HV)
A1-86P	272,8	37,8	308,2	51,4	292,0	31,4
A2-86P	274,0	52,3	348,5	35,7	318,8	15,0
B1-41P	235,5	15,0	242,3	17,8	228,4	15,5
B2-41P	219,9	18,9	247,9	17,2	229,1	22,2
B3-41P	226,9	15,0	249,5	9,8	244,4	23,2
C1-86M	258,9	43,4	308,6	32,4	271,7	19,9
C2-86M	241,5	50,0	322,3	63,1	290,2	20,1
C3-86M	254,2	50,0	361,8	46,2	292,6	23,3
D1-41M	217,2	19,7	232,3	19,5	232,5	13,4
A1-86P-T	241,4	15,9	205,4	17,5	202,3	9,0
A2-86P-T	219,8	10,8	219,6	15,5	227,3	14,1
B1-41P-T	226,8	17,0	189,1	13,0	209,8	14,1
B2-41P-T	224,4	16,8	198,1	9,5	211,2	12,9
B3-41P-T	228,7	9,3	198,2	13,9	210,2	17,2
C1-86M-T	224,7	14,0	191,1	16,0	201,6	11,8
C2-86M-T	230,4	15,7	207,2	19,9	228,2	17,8
C3-86M-T	219,7	11,9	228,7	18,5	228,1	10,3
D1-41M-T	205,1	14,3	186,2	11,0	191,6	7,0

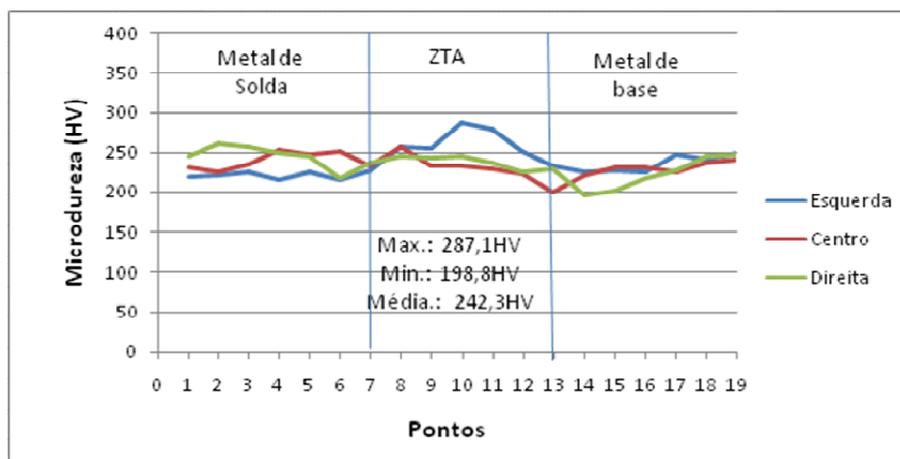


(a)

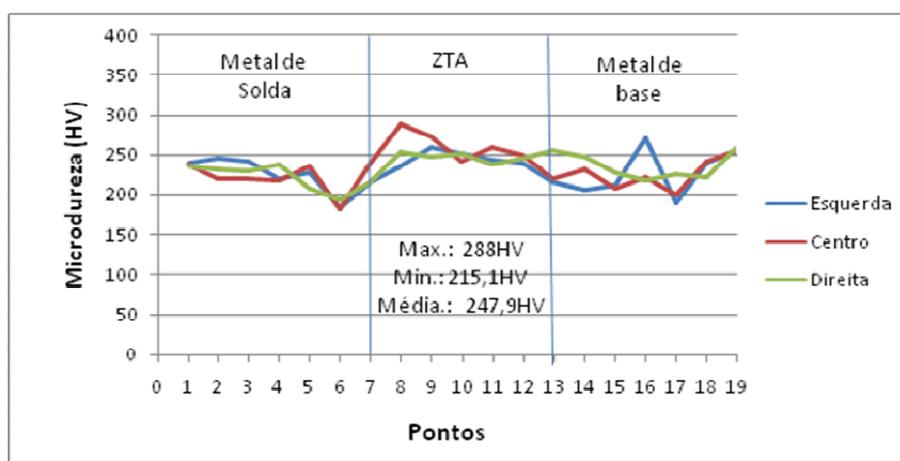


(b)

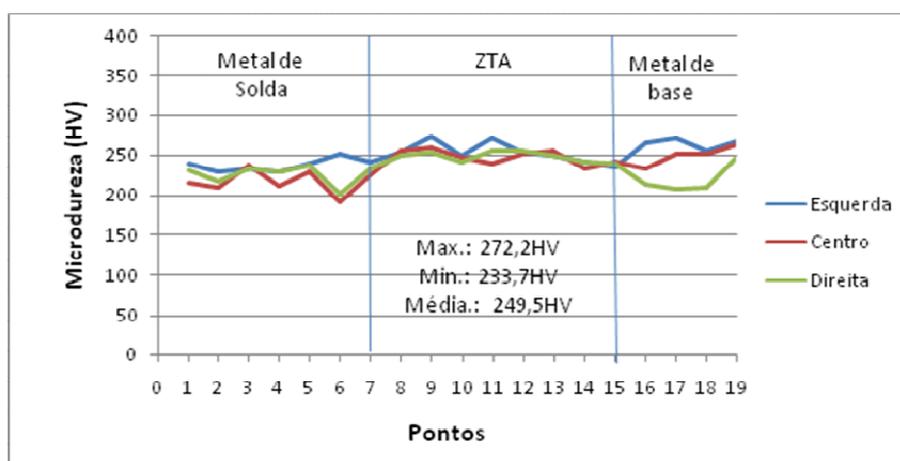
Figura 101 – Microdurezas do grupo A, AISI 8630M amanteados por PTA-P. a) Amostra A1-86P. b) Amostra A2-86P.



(a)

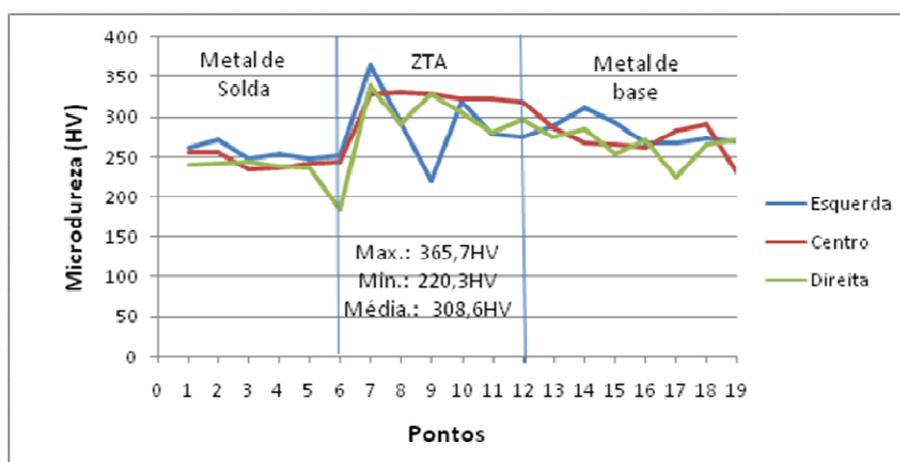


(b)

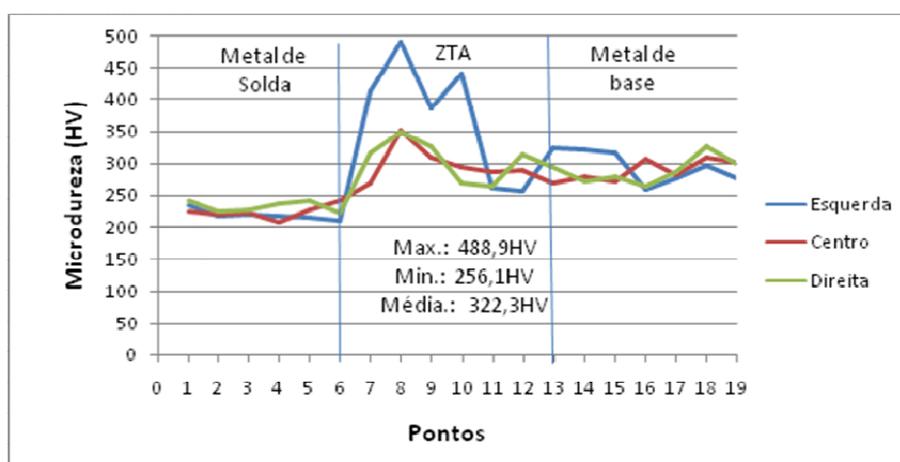


(c)

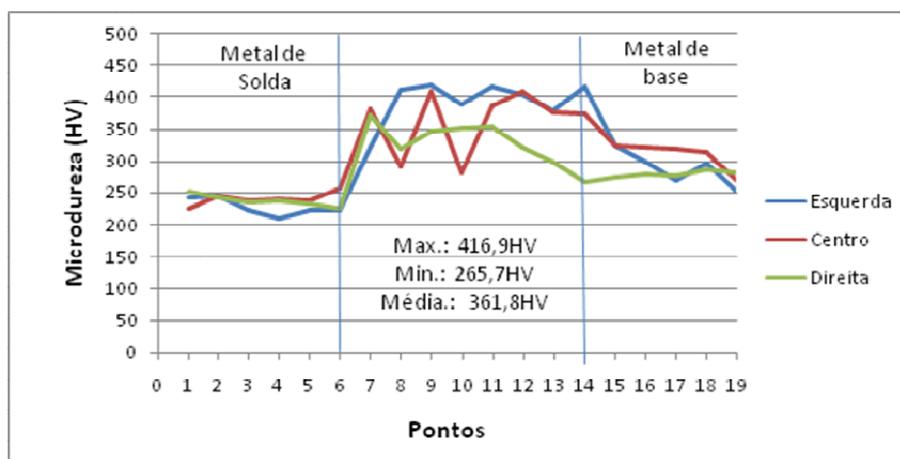
Figura 102 - Microdurezas do grupo B, AISI 4130 amanteados por PTA-P. a) Amostra B1-41P. b) Amostra B2-41P. c) Amostra B3-41P.



(a)



(b)



(c)

Figura 103 - Microdurezas do grupo C, AISI 8630M amanteigados por MIG. a) Amostra C1-86M. b) Amostra C2-86M. c) Amostra C3-86M.

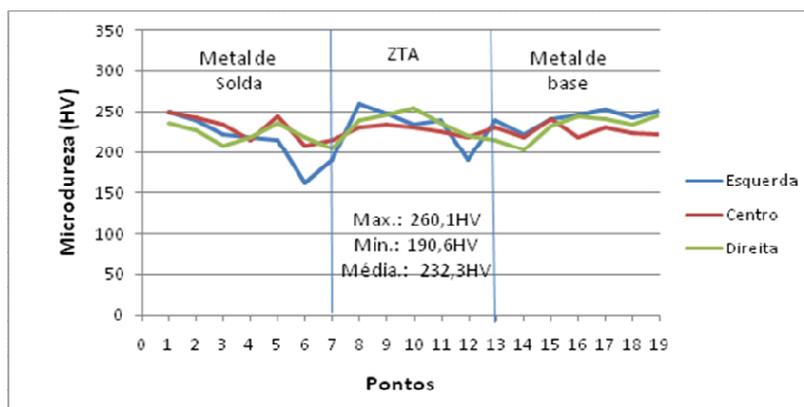


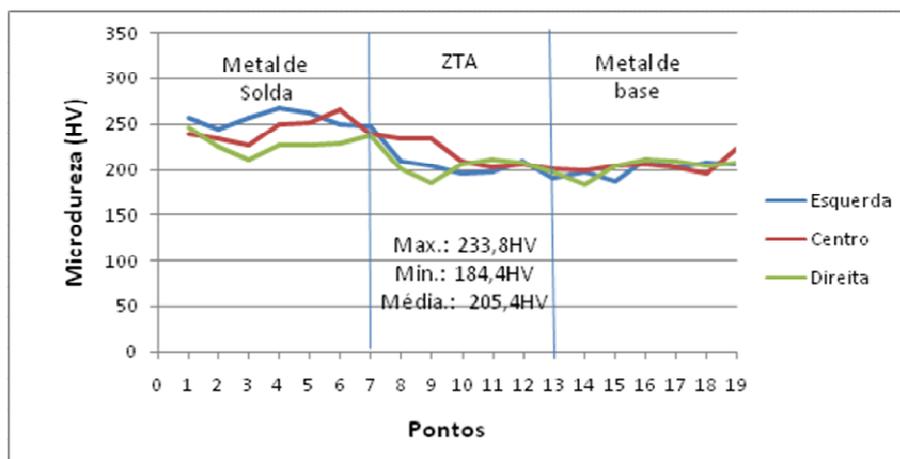
Figura 104 - Microdureza da amostra D1-41M, AISI 4130 amanteigada por MIG.

Como foi dito anteriormente a zona descarbonetada não ficou muito evidente nas amostras antes do TTAT. A Tabela 18 apresenta valores de microdureza para a região da ZTA e zona descarbonetada para algumas amostras. Foram apresentadas apenas as microdurezas da zona descarbonetada das amostras B1-41P, B2-41P, B3-41P e D1-41M e C1-86M-T, C2-86M-T e C3-86M-T, devido a maior evidência da zona descarbonetada nessas amostras e facilidade de posicionar o identador nessa região. Como essa região é caracterizada por um baixo teor de carbono, estima-se que a dureza seja reduzida em comparação com o restante da ZTA. Isso pode ser confirmado comparando esses valores das médias de microdureza dentro dessas duas regiões.

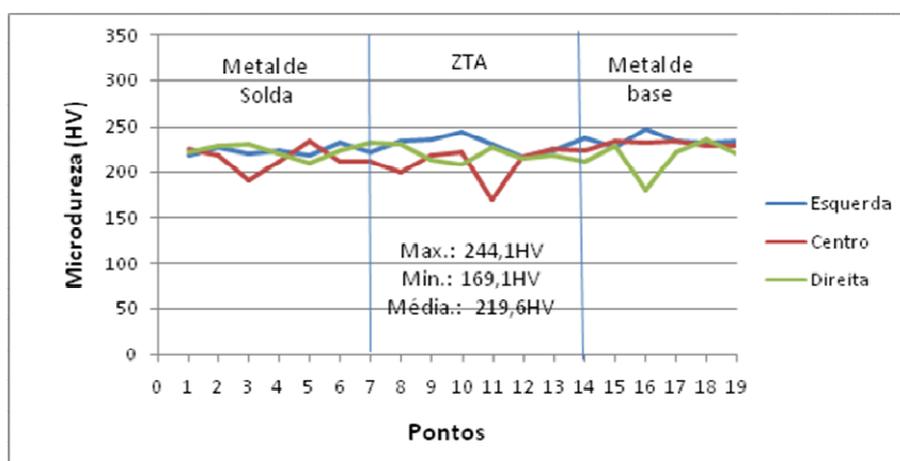
Tabela 18 – Microdureza Vickers (valores em HV) na zona descarbonetada e ZTA.

Região	Amostra						
	B1-41P	B2-41P	B3-41P	D1-41M	C1-86M-T	C2-86M-T	C3-86M-T
ZTA	242,3	247,9	249,5	332,3	191,1	207,2	228,7
Zona descarbonetada	171,4	215,2	204,8	211,4	121,2	125	194,3

Da Figura 105 até a Figura 108 são apresentados os gráficos de microdureza para os 10 amanteigamentos após o tratamento térmico para alívio de tensão, TTAT.

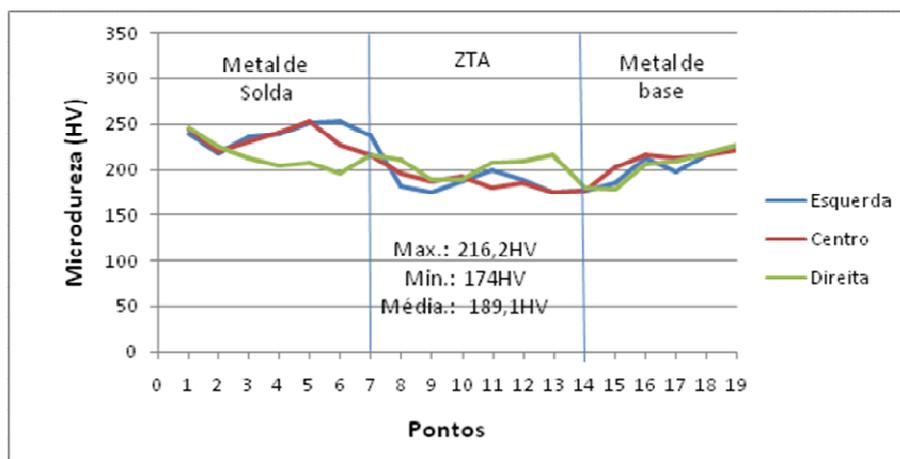


(a)

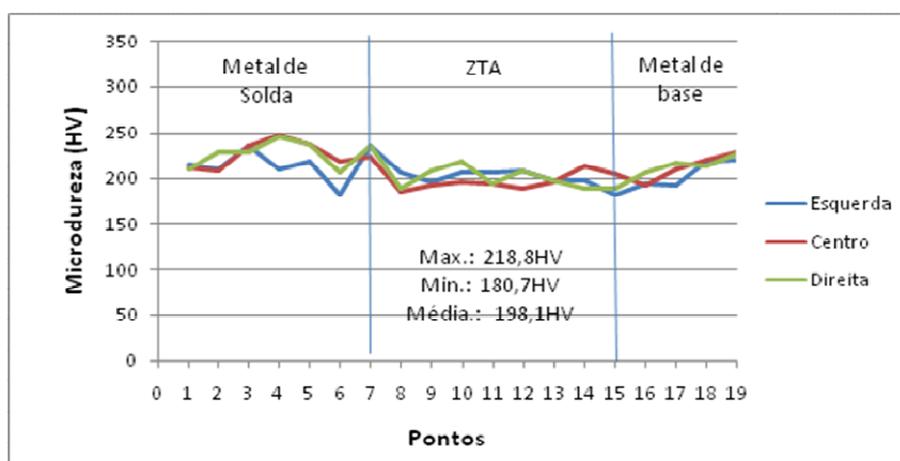


(b)

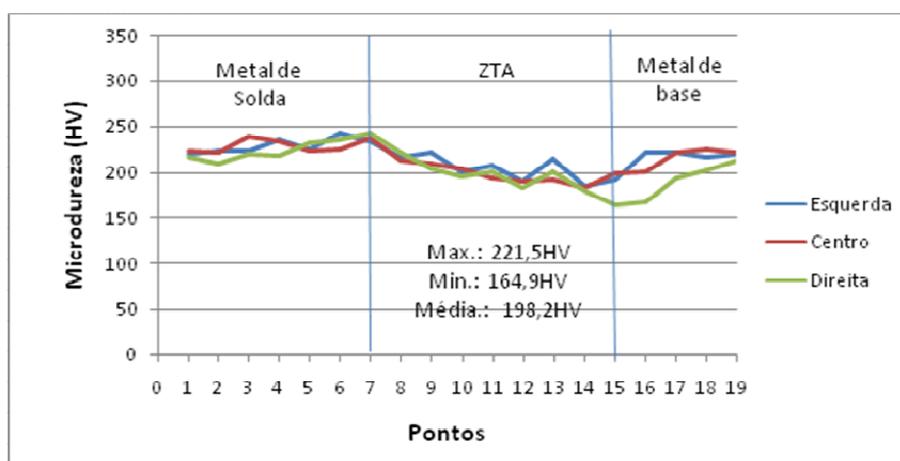
Figura 105 - Microdurezas do grupo A após TTAT, AISI8630M amanteados por PTA-P. a) Amostra A1-86P-T. b) Amostra A2-86P-T.



(a)

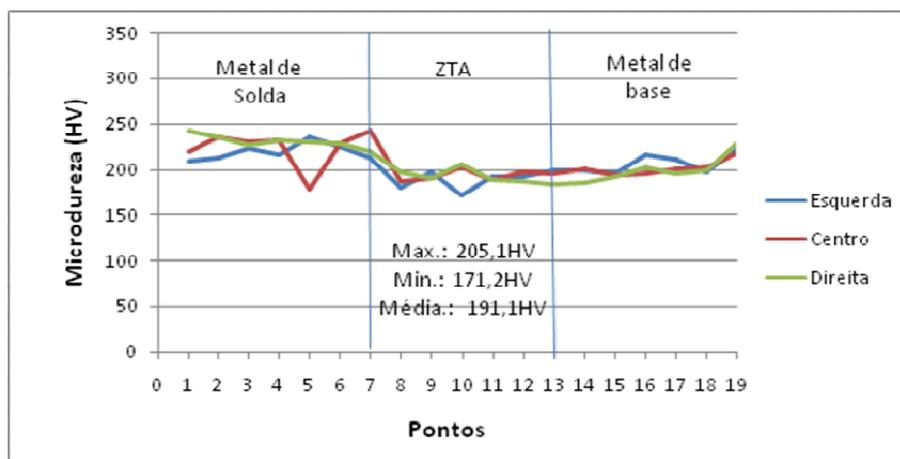


(b)

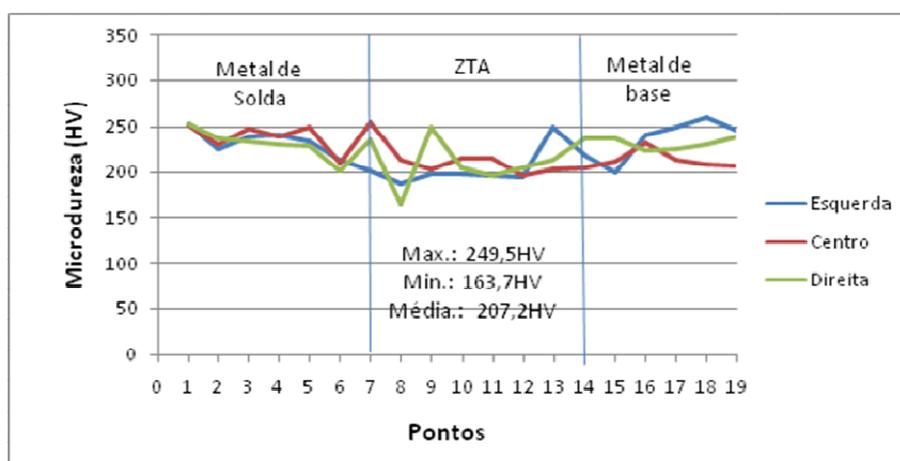


(c)

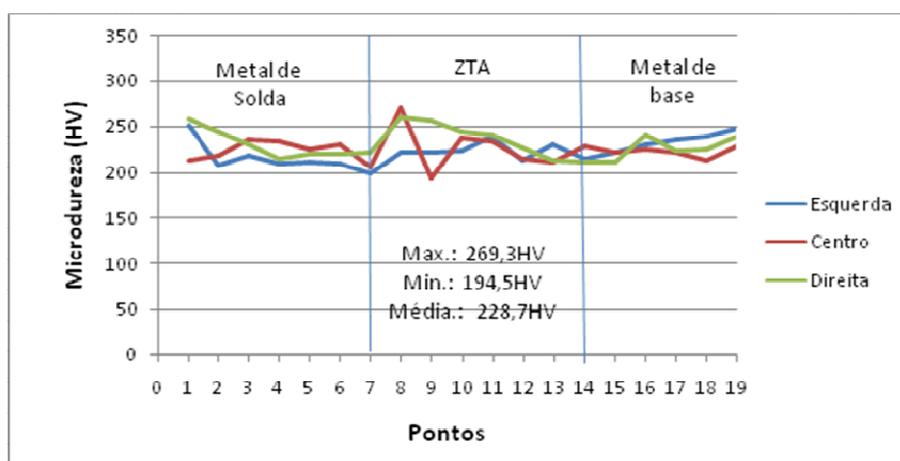
Figura 106 - Microdurezas do grupo B após TTAT, AISI 4130 amanteigados por PTA-P. a) Amostra B1-41P-T. b) Amostra B2-41P-T. c) Amostra B3-41P-T.



(a)



(b)



(c)

Figura 107 - Microdurezas do grupo C após TTAT, AISI 8630M amanteigados por MIG. a) Amostra C1-86M-T. b) Amostra C2-86M-T. c) Amostra C3-86M-T.

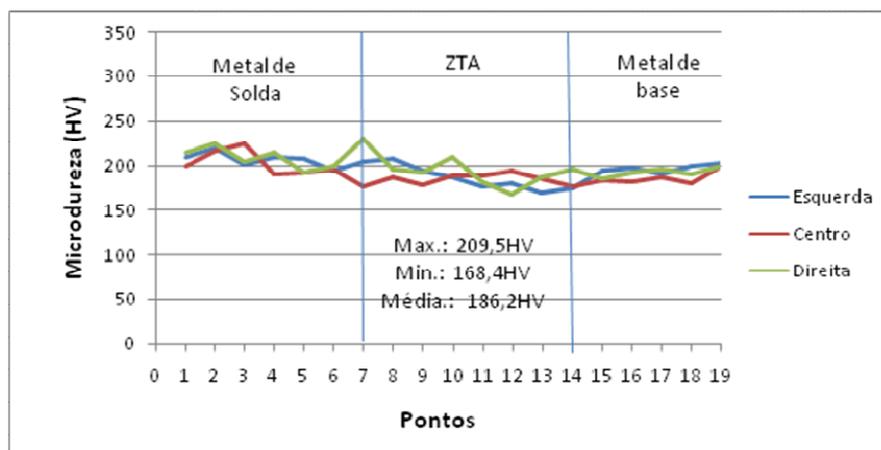


Figura 108 - Microdureza da amostra D1-41M-T, AISI 4130 amanteigada por MIG, com TTAT.

Como foi visto na Tabela 17 e pode ser observado com maior clareza nas Figura 109 e Figura 110, o TTAT, teve uma influência significativa nos valores de microdureza, principalmente na ZTA, onde se concentra os maiores valores de microdureza. Mesmo nas amostra onde as médias de microdureza da ZTA ficaram abaixo de 250HV, foi observado muitos picos de elevada dureza, ficando em desacordo com a norma NACE MR0175 / ISO 15156 (NACE, 2015). Fica portanto claro que o TTAT é uma solução eficiente no que diz respeito a diminuição da dureza desses materiais soldados. O TTAT teve um efeito mais acentuado na ZTA, mas de forma geral diminuiu a dureza de todas as regiões. Resultados semelhantes foram observados por Duarte et al. (2015) e Costa et al. (2014). Vale salientar que os valores de desvio padrão são notavelmente menores depois da realização do TTAT, mostrando que esse tratamento térmico não só diminuiu a dureza como homogeneizou a dureza das regiões estudadas.

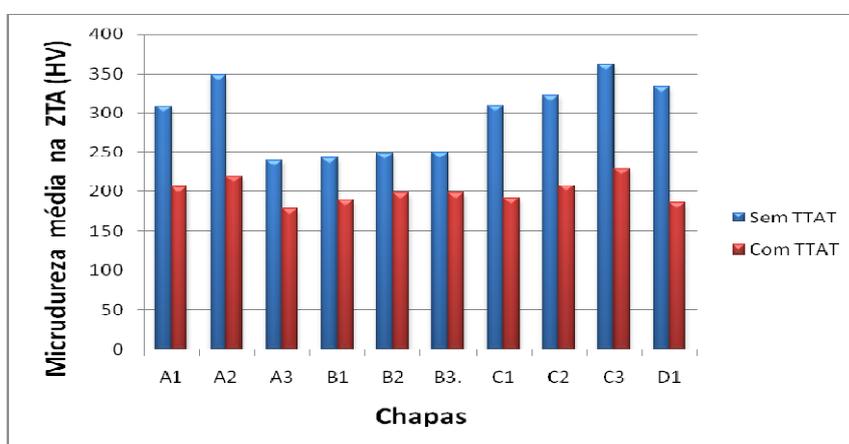


Figura 109 – Valores médios de microdureza da ZTA dos amanteigamentos, antes e depois do TTAT.

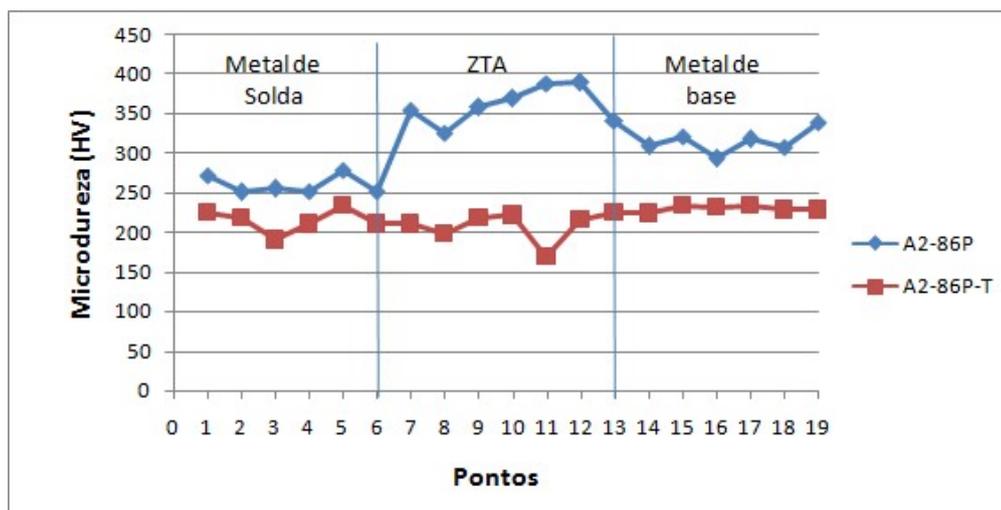


Figura 110 – Perfil de microdureza da amostra A2-86P antes e depois do TTAT.

A Tabela 19 apresenta o tamanho da ZTA de cada amostra antes e após o TTAT. O TTAT não influenciou nos tamanhos das ZTA's, porém, como era esperado o aumento da temperatura de preaquecimento, em geral, aumentou o tamanho da ZTA. As amostras submetidas a menores temperaturas de preaquecimento apresentaram extensão da ZTA em torno de 3,5mm e as amostras com maiores temperaturas se apresentaram com ZTA em torno de 4,5mm. Isso acontece porque quando a chapa está mais quente as regiões adjacentes a poça de fusão atingem temperaturas elevadas mais rapidamente e demoram mais a resfriar. E quanto maior a temperatura de preaquecimento, maior será a profundidade atingida por temperaturas capazes de provocar transformações microestruturais. Analisando as isotermas da Figura 111, onde  $T1 > T2 > T3 > T4$ , pode-se afirmar que quanto maior a temperatura de preaquecimento maior será a distância que essas isotermas irão alcançar na chapa.

Tabela 19 – Tamanho da ZTA dos amateigamentos.

Chapa	Tamanho da ZTA (mm)								
	A1-86P	A2-86P	B1-41P	B2-41P	B3-41P	C1-86M	C2-86M	C3-86M	D1-41M
Sem TTAT	3,5	4,0	3,5	3,5	4,5	3,5	4,0	4,5	3,5
Com TTAT	3,5	4,0	4,0	4,5	4,5	3,5	4,0	4,0	4,0

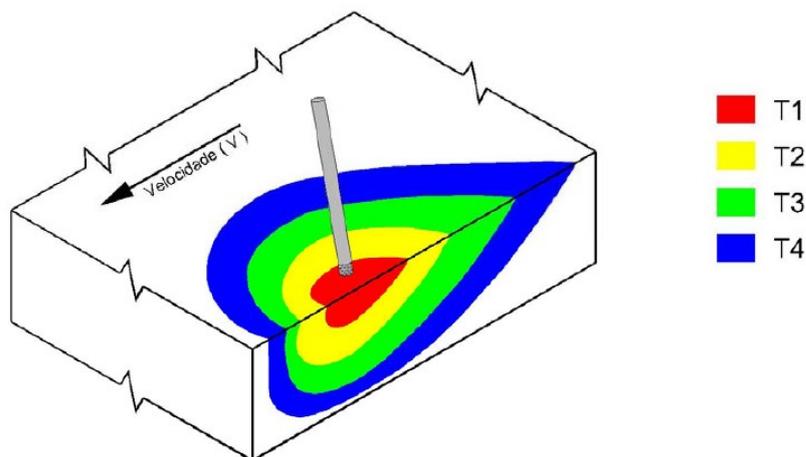


Figura 111 - Isothermas na soldagem de chapas grossas (fluxo de calor tridimensional) (Guimarães, 2010).

Foram realizadas também microdurezas ao longo da interface, adjacente à linha de fusão, em busca de regiões de elevada dureza conhecidas como zonas parcialmente diluídas, ZPD. Segundo Cantarin (2011) essas ZPDs são criadas devido ao elevado gradiente de composição química ao redor da linha de fusão da interface MS/MB. Esses gradientes de composição química podem ser observados nas análises por EDS que foram realizadas neste trabalho. Logo, ao longo da interface foram encontrados valores de microdureza elevada na região da ZPD de quase todas as amostras, principalmente nas zonas M e  $\Phi$ , como pode ser visto na Figura 112. Não foi observado influência das temperaturas de preaquecimento no tamanho e frequência com que se apresentam as estruturas na ZPD, nem nos valores de microdureza encontrado nas ZPDs, apenas um pequeno aumento na extensão da zona  $\Phi$ . No entanto, o processo de soldagem influenciou na frequência de aparecimento das ZPDs. Para o processo MIG ficou claro a maior quantidade de zonas parcialmente diluídas, como praias, ilhas e penínsulas e também as estruturas denominadas “dedos”. A frequência de ocorrência de ZPD, na verdade, está mais relacionada com a energia de soldagem, sendo que, quanto maior a energia, maior a ocorrência de ZPD (Araújo et al. 2010b; Kejelin et al., 2006). A Figura 112 apresenta alguns exemplos de ZPD com alguns valores de microdureza. Vale ressaltar que nas regiões de baías e penínsulas as microdurezas são um pouco maiores que nas regiões da zona  $\Phi$ .

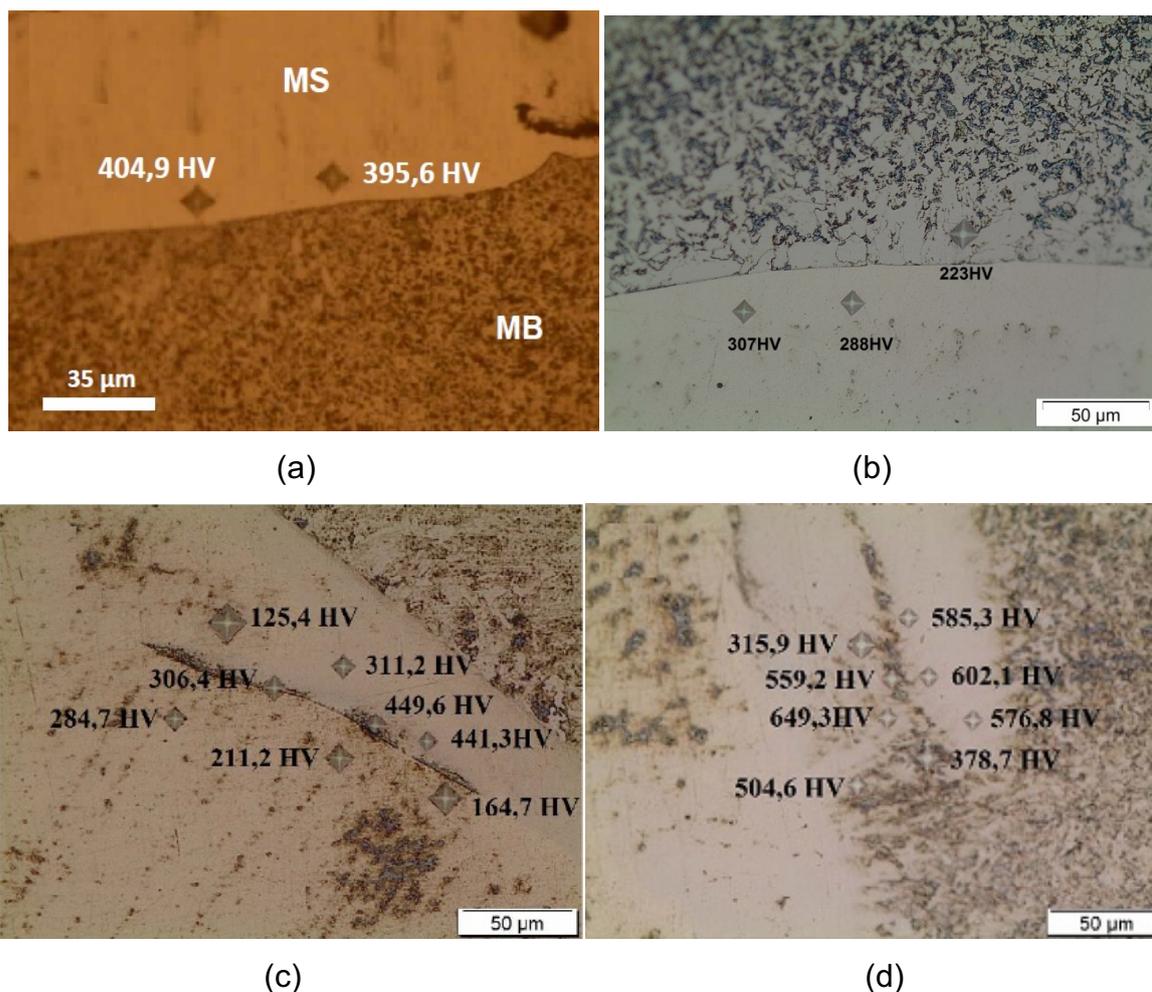


Figura 112 - Interface da linha de fusão com microdurezas na ZPD. a) A1-86P, b)B3-41P, c) C1-86M. d) C3-86M.

Como pode ser observado na Figura 112, é possível notar que os valores de microdureza da ZPD apresentaram pontos de elevada dureza como no caso de C3-86M, na qual atingiu valores próximos de 650 HV, sendo que a maioria dos valores fica entre 300HV e 400HV. Estes elevados valores de dureza podem estar relacionados a precipitação de carbonetos, e à formação de zonas martensíticas não revenidas. Estas regiões, além de serem mais susceptíveis ao processo de fragilização por hidrogênio, proporcionam um empobrecimento localizado de elementos como o cromo e o molibdênio, resultando em perda localizada da resistência à corrosão, além de se constituírem um ponto de concentração de tensões nucleador de trincas (Melo et al.,2012; Beaugrand et al., 2009b; Gittos, 2008).

Pelos resultados de microdureza nas regiões MS, MB e ZTA não foi possível chegar a uma conclusão de qual processo de soldagem, PTA-P ou MIG é mais

adequado para os amateigamentos, pois não existe uma tendência lógica de diminuição ou aumento de dureza com relação aos processos de soldagem utilizados no amateigamento. Ou seja, comparando as amostras amateigadas pelo processo PTA-P com as amateigadas pelo MIG, nem sempre o PTA-P apresenta durezas menores e vice-versa. Um fato que dificulta ou impossibilita essa comparação é que foi impossível produzir amateigamentos com MIG utilizando mesma energia de soldagem que foi utilizado no processo PTA-P. Porém com relação as ZPDs o processo PTA-P, mesmo com energia de soldagem superior ao processo MIG, apresenta uma vantagem, pois resulta em menor número de ZPD e portanto menores índices de pontos de elevada dureza.

#### **4.6 Resultados dos ensaios de fragilização por hidrogênio**

A falha causada pela presença do hidrogênio, conhecida como fragilização por hidrogênio é um fenômeno comum em aços de elevada resistência e bastante estudado na tentativa de se achar alternativas que minimizem o problema. A fratura é iniciada quando átomos de hidrogênio são adsorvidos na superfície do metal e o mesmo penetra na estrutura cristalina do material. De acordo com um dos mecanismos de fragilização, o hidrogênio na forma molecular se acumula em determinados sítios, como uma solução sólida intersticial, aumentando a pressão interna e provocando um estado de tensões favorável a uma ruptura prematura.

Para melhor compreensão dos resultados dos ensaios de fragilização por H, vale ressaltar que os corpos de tração possuem uma área útil que se localizam aproximadamente à meia espessura da chapa, longe dos passes de raiz e de acabamento da junta (Figura 37).

A Tabela 20 mostra o resumo dos resultados de tração, com valores de Limite de Resistência a Tração (LRT), Limite de Ruptura (LR), Deformação ( $\epsilon$ ), Índice de Fragilização (IF) e Razão de Redução de Área (RRA), obtidos no ensaio de fragilização por H, que ajudará na comparação entre as condições.

Com exceção de uma das repetições das amostras hidrogenadas da condição C3-86M, amostra C3-86M-CH2, todas as amostras romperam na região do metal de base. Nesse caso o LRT dessas juntas pode ser comparado com o LRT do MB. No caso das juntas com o MB AISI 8630M os valores dos LRT foram superiores ao valor médio de 647 MPa encontrado para o aço AISI 8630M, no trabalho de

Cavalcante (2014). No entanto, vale ressaltar que, não necessariamente, todos os aços AISI 8630M possuem a mesma faixa de LRT, pois esses aços são geralmente fornecidos temperados e revenidos e o LRT é dependente da temperatura escolhida para o revenimento. E o mesmo vale para os aços AISI 4130.

Tabela 20 – Resultados dos ensaios de tração.

Condição	Amostra	LRT (MPa)	LR (MPa)	$\epsilon$ (%)	IF (%)	RRA
C1-86M	C1-86M-SH	682,04	535,35	11,42	0,00	1,00
	C1-86M-CH1	670,72	498,76	12,76	-11,73	1,12
	C1-86M-CH2	675,19	480,41	9,82	14,01	1,23
	C1-86M-CH3	698,23	533,00	12,37	-8,32	1,15
	<b>Média CH</b>	<b>681,38</b>	<b>504,06</b>	<b>11,65</b>	<b>-2,01</b>	<b>1,17</b>
	<b>Desv. Pad.</b>	<b>14,76</b>	<b>26,69</b>	<b>1,60</b>	<b>13,98</b>	<b>0,06</b>
C3-86M	C3-86M-SH	695,95	553,21	11,95	0,00	1,00
	C3-86M-CH1	718,70	488,92	12,37	-3,51	1,00
	C3-86M-CH2	658,36	629,28	10,26	14,14	0,70
	C3-86M-CH3	631,47	508,12	8,92	25,36	0,87
	<b>Média CH</b>	<b>669,51</b>	<b>542,11</b>	<b>10,52</b>	<b>11,99</b>	<b>0,86</b>
	<b>Desv. Pad.</b>	<b>44,67</b>	<b>76,10</b>	<b>1,74</b>	<b>14,55</b>	<b>0,15</b>
D1-41M	D1-41M-SH	640,13	398,2	10,61	0,00	1,00
	D1-41M-CH1	774,22	488,82	11,54	-8,77	0,94
	D1-41M-CH2	674,24	450,26	11,93	-12,44	0,97
	D1-41M-CH3	676,22	446,00	12,46	-17,44	0,93
	<b>Média CH</b>	<b>708,23</b>	<b>461,69</b>	<b>11,98</b>	<b>-12,88</b>	<b>0,95</b>
	<b>Desv. Pad.</b>	<b>57,16</b>	<b>23,59</b>	<b>0,46</b>	<b>4,35</b>	<b>0,02</b>

Na Figura 113 é apresentada uma comparação dos resultados de tração sem hidrogenação (SH) para quatro condições.

Comparando as condições C1-86M-SH com C3-86M-SH, percebe-se que, para maior temperatura de preaquecimento houve um pequeno aumento no LRT, LR e na  $\epsilon$ . O que está de acordo com o que se esperava para as tensões, pois o aumento das temperaturas de preaquecimento e interpasso resultou em maior dureza na ZTA e no MB. E normalmente o aumento da dureza é acompanhado do aumento da resistência mecânica.

Comparando as condições C1-86M-SH com D1-41M-SH, nota-se que, sem hidrogenação, a junta com o aço AISI 8630M se comportou melhor sob tração do que a junta com o aço AISI 4130, resultando em valores superiores de LRT, LR e  $\epsilon$ . Isso acontece, pois o aço AISI 8630M possui maiores teores de elementos de liga, conferindo a esse aço maior dureza, como foi visto nos resultados de microdureza, e maior resistência mecânica, mantendo ainda uma ductilidade apreciável.

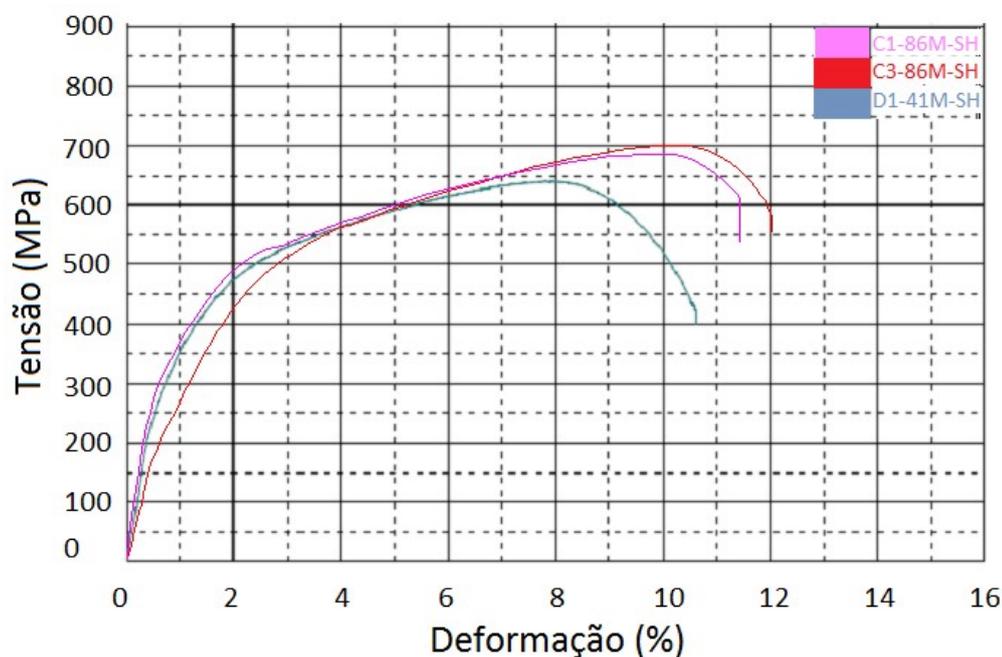


Figura 113 – Curvas de tração tensão x deformação para as condições sem hidrogenação (SH).

A seguir são apresentadas as curvas de tensão-deformação (Figura 114 a Figura 116) para os ensaios de fragilização por H, onde em cada condição testada é comparado o comportamento das amostras ensaiadas sem hidrogenação (SH) com amostras ensaiadas com hidrogenação (CH), através do sistema de proteção catódica.

O sistema de proteção catódica montado para as amostras é um gerador de hidrogênio. Esse hidrogênio tende a ser adsorvido na superfície do metal, podendo migrar para regiões frágeis do mesmo, como microestrutura martensítica, segundas fases ou descontinuidades. Portanto, é possível que as amostras hidrogenadas sofram uma fratura prematura e apresentem menores deformações que as amostras não hidrogenadas, como já foi reportado por outros autores (Araújo, et al., 2013; Carrasco, 2013.). Porém, também é possível comportamentos diferentes desses, como é proposto por outros modelos que explicam os mecanismos de interação do hidrogênio com os metais, como o modelo de plastificação localizada intensificada pelo hidrogênio (HELP- *Enhanced Localized Plasticity model*), originalmente proposto por Beachem (1972) e aperfeiçoado por Birnbaum e Sofronis (1994). Nesse modelo o movimento de discordâncias é facilitado pela presença de hidrogênio em solução sólida, resultando no surgimento de regiões com elevada plasticidade. O

tipo de dano causado por esse mecanismo é o empacotamento de hidrogênio em regiões susceptíveis, reduzindo a interação entre as discordâncias e elevando a deformação. Segundo Ren et al. (2007), a falha ocorre por fratura interna dos pontos frágeis.

Portanto, as amostras estudadas nesse trabalho nem sempre apresentaram o comportamento de redução de ductilidade, como é mais comum de se encontrar na literatura, mas também o comportamento proposto pelo modelo HELP. E mesmo quando foram fragilizadas pelo hidrogênio pela redução da deformação, o que pode ser constatado pelos valores dos Índices de Fragilização (IF) positivos (Tabela 20), nota-se que o nível de fragilização não foi tão elevado, chegando a um máximo de 25,36% para uma das repetições da amostra C3-86M, mas em geral valores bem abaixo desse, e mostraram um razoável comportamento dessas juntas em meio hidrogenado.

Ademais, foram constatados casos de IF negativos, indicando um resultado oposto ao que se esperava, ou seja, nesses casos as juntas apresentaram maior ductilidade em meio hidrogenado, a exemplo de todas as três repetições das amostras hidrogenadas da condição D1-41M e alguns casos também para as amostras C1-86M e C3-86M, corroborando com o modelo HELP.

Ao comparar a junta C1-86M com C3-86M através do IF médio, percebe-se que, a condição com maiores temperaturas de preaquecimento e interpasse findou em maiores níveis de fragilização pelo hidrogênio, provavelmente porque essa condição resultou em maiores níveis de dureza e resistência mecânica. Esse resultado é um indicativo de que é aconselhável a utilização de temperaturas de preaquecimento e interpasse mais brandas, dentro da faixa de valores aqui estudados, para obtenção de melhores propriedades mecânicas para esses materiais soldados e utilizados em ambiente hidrogenado. Essa avaliação através do IF concorda com a avaliação através da RRA, pois para a condição C1-86M os valores de RRA das amostras hidrogenadas foram maiores do que para a condição C3-86M. Ou seja, houve um maior nível de estrição para as amostras com menor temperatura de preaquecimento e interpasse.

Ao comparar a junta C1-86M com D1-41M, ambas as condições apresentaram IFs médios negativos, mesmo com umas das repetições de C1-86M apresentando IF positivo e a condição D1-41M com todas as repetições apresentando IF negativo. Logo, em geral, para ambos os aços soldados nas

mesmas condições, houve uma indicação de que os mesmos apresentaram resistência a fragilização por hidrogênio e adicionalmente apresentaram comportamento mais dúctil em meio hidrogenado. Ademais, o aço AISI 4130 amanteigado com MIG (D1-41M) apresentou um aumento mais acentuado na ductilidade. No entanto, se a fragilização por hidrogênio for avaliada pelo parâmetro RRA o resultado é oposto, pois a condição D1-41M apresentou menores níveis de RRA do que a condição C1-86M. Essa contradição de resultados pode ser um indicativo de que a escolha do parâmetro usado na avaliação da fragilização por hidrogênio pode influenciar na interpretação dos resultados, tendo em vista que o IF leva em consideração os níveis de alongamento na direção da força aplicada e a RRA leva em consideração os níveis de redução da área da seção transversal ao sentido da força aplicada.

Vale ressaltar que o aço AISI 8630M, contém mais elementos de liga, é mais temperável e resultou em maiores níveis de dureza e resistência mecânica, logo é mais provável que o mesmo seja mais susceptível a fragilização por hidrogênio que o aço AISI 4130. Hardie, et al. (2006) confirmaram que a susceptibilidade cresce com o aumento do limite de resistência do material. Ademais, baseado nessa teoria é mais prudente classificar o método de avaliação pelo IF como mais confiável do que o método utilizando a RRA. Portanto, nesse estudo convencionou-se utilizar o IF como parâmetro oficial na avaliação da fragilização por hidrogênio.

É importante destacar que, entre todas as amostras dos ensaios de fragilização por hidrogênio, as que apresentaram maiores níveis de dureza também apresentaram maiores níveis de fragilização.

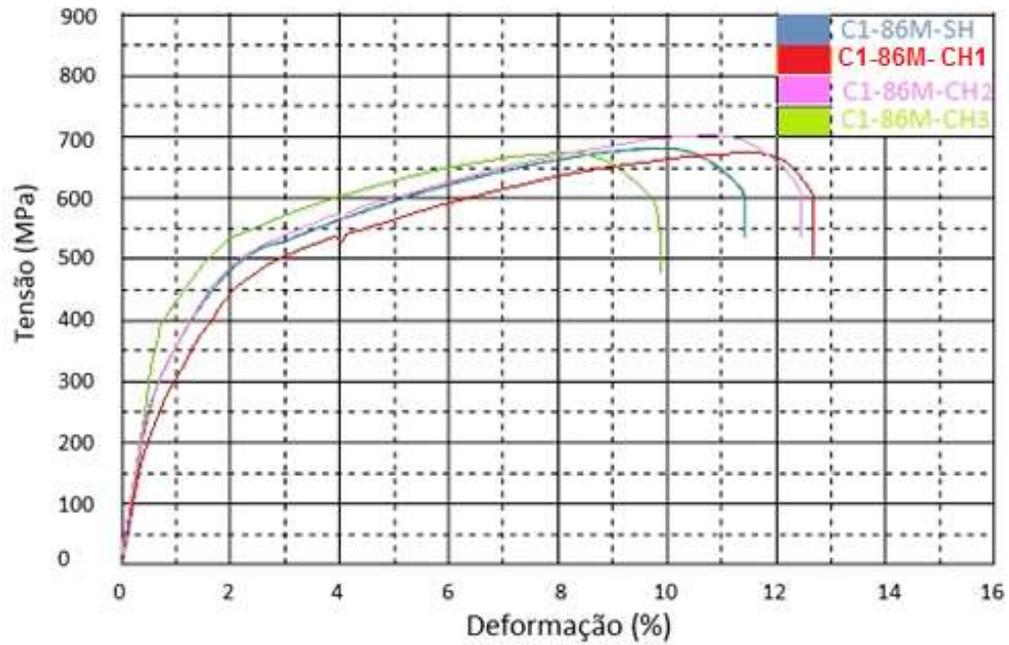


Figura 114 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição C1-86M. Comparação SH x CH.

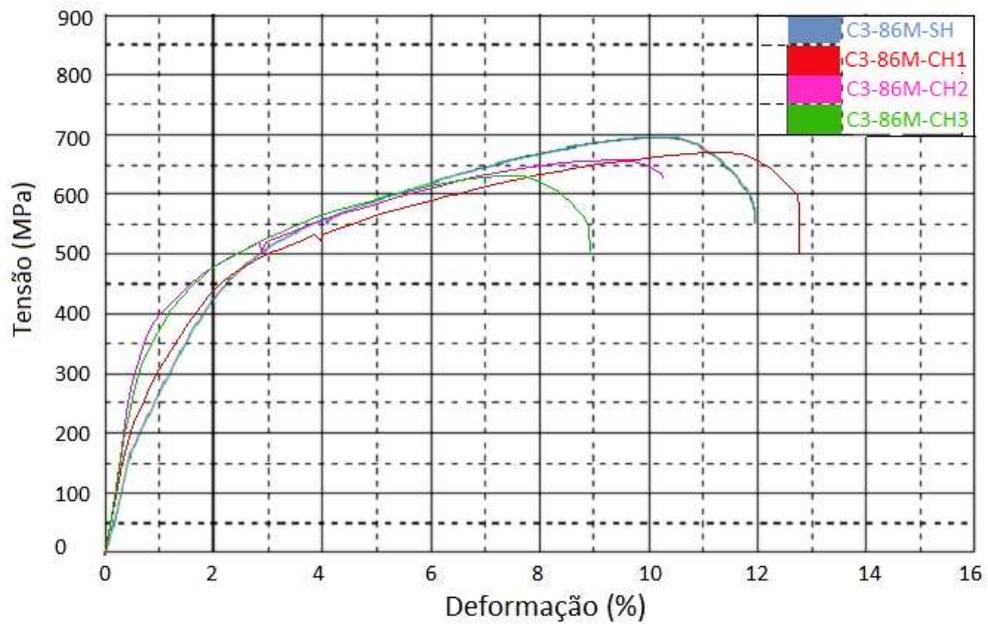


Figura 115 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição C3-86M. Comparação SH x CH.

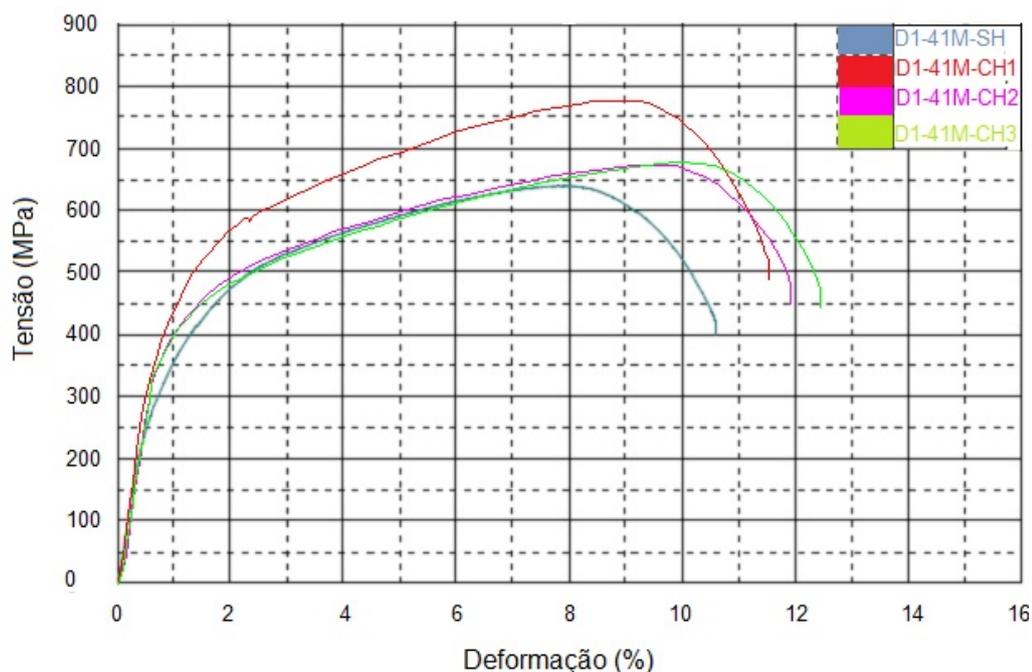


Figura 116 - Curvas de tração tensão x deformação para a condição D1-41M. Comparação SH x CH.

A Figura 117 mostra o aspecto dos corpos de prova fraturados e a Tabela 21 mostra a indicação do local de fratura.

Com exceção da amostra C3-86M-CH2, que teve ruptura na interface entre o metal de base e o amanteigamento (MB/MS), o restante das amostras romperam no MB, fora da ZTA, cerca de 5 a 6 mm da LF. Portanto, inicialmente dá para perceber uma deformação uniforme do lado do níquel sem estricção e posteriormente é que começa a deformação do lado do MB, chegando a uma tensão máxima e começando uma estricção no MB fora da ZTA, onde o metal tem menor dureza e menor resistência mecânica, favorecendo uma fratura, até então, aparentemente dúctil, como dá para ver através da redução de área transversal. Maiores detalhes sobre o modo de fratura serão analisados através de MEV mais a frente. Mas ainda na Figura 117 nota-se o maior grau de estricção para todas as amostras da condição D1-86M, com hidrogênio (CH) e sem hidrogênio (SH), se comparadas com as outras condições. A condição com os menores níveis de estricção foi a C3-86M. Portanto, através dessas análises macroscópicas, tem-se que as amostras com o aço AISI 4130 foram mais dúcteis que as do aço AISI 8630M. E as menores temperaturas de preaquecimento e interpasse, 200°C e 240°C respectivamente, também resultaram em maior ductilidade.

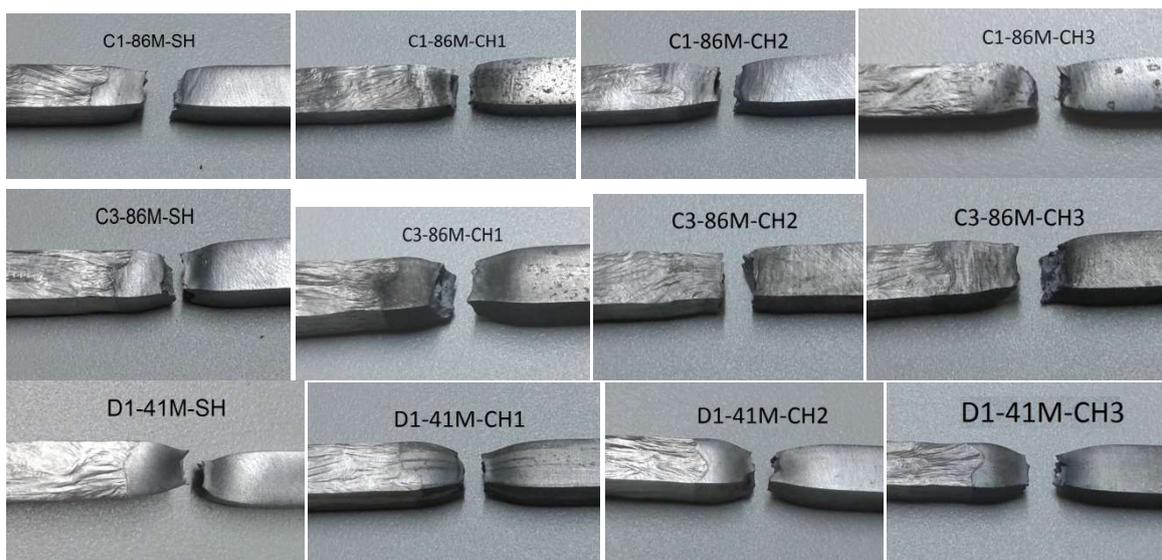


Figura 117 – Aparência do corpo de prova após a fratura.

Tabela 21 - Pontos de ruptura das juntas ensaiadas por tração.

	Teste sem H	Teste com H
C1-86M	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF</li> </ul>
C3-86M	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> <li>Ruptura na interface MB/MS.</li> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> </ul>
D1-41M	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF.</li> </ul>	<ul style="list-style-type: none"> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF;</li> <li>Ruptura no MB a 6 mm da LF</li> </ul>

#### 4.7 Análises das superfícies de fratura

As superfícies de fratura das amostras foram analisadas por MEV para identificação dos mecanismos de fratura e possíveis defeitos que podem ter contribuído para o rompimento. Os aumentos utilizados foram, respectivamente de 40x, 200 x e 2000x.

De uma forma geral, todos os corpos de prova válidos, com e sem hidrogenação, apresentaram alguma deformação, uns com aspecto típico de fratura dúctil, tipo “taça e cone”, principalmente a condição D1-41M, com a região central aproximadamente perpendicular ao sentido de aplicação da força e aparência bem irregular, e a região da borda com angulação de aproximadamente 45° com o sentido de aplicação da força e outros com aspecto de falso cisalhamento, como na condição C3-86M, como mostra a Figura 117 e Figura 118.

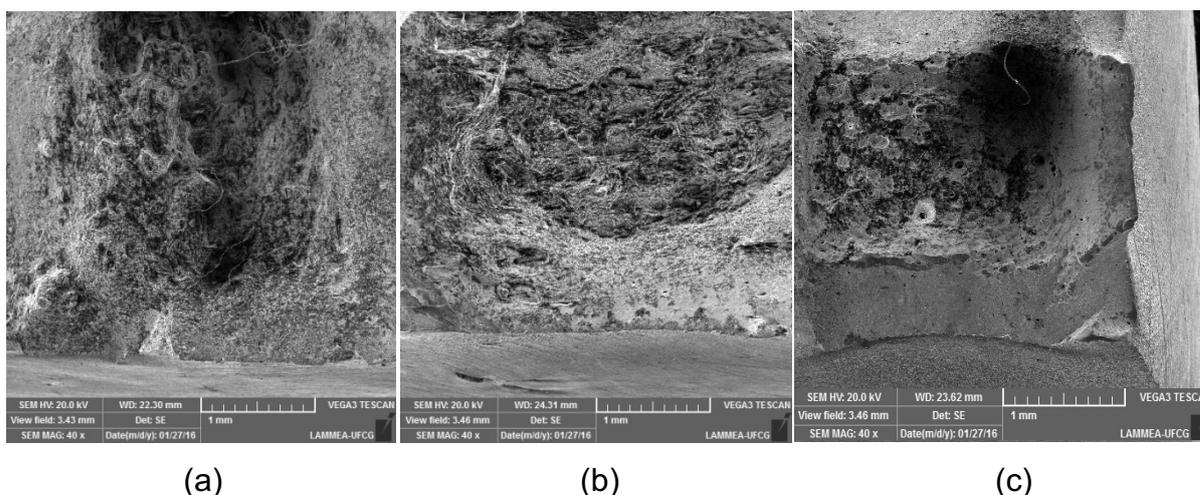
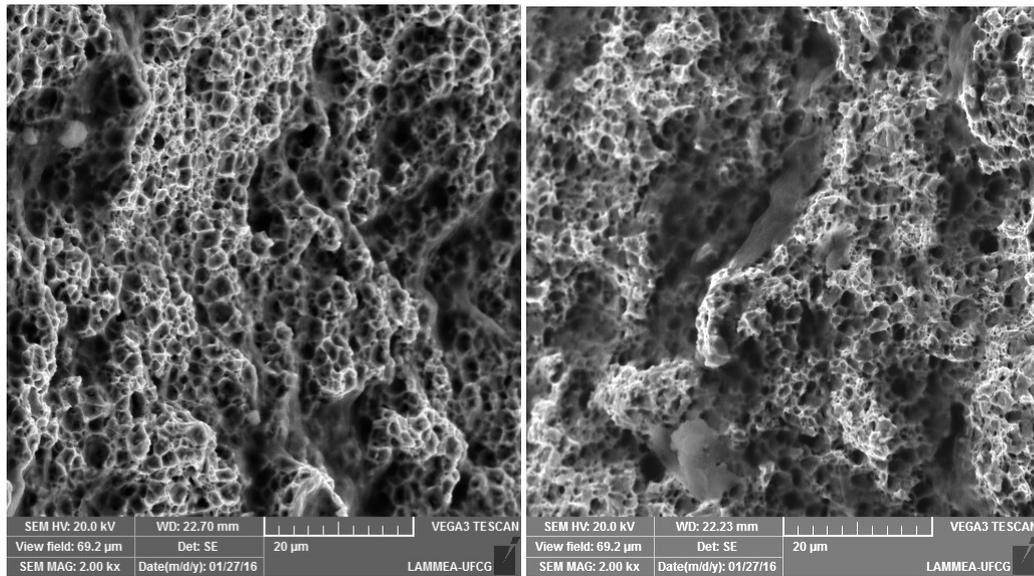


Figura 118 – Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova sem hidrogenação, 40x. a) Amostra C1-86M-SH. b) Amostra C3-86M-SH. c) Amostra D1-41M-SH.

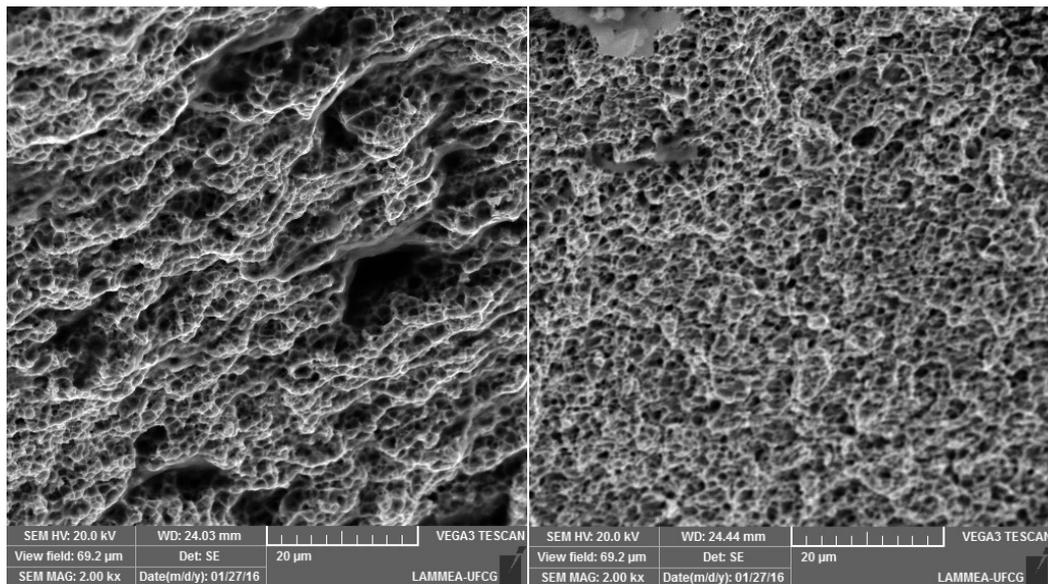
Da Figura 119 a Figura 121 são mostrados os mecanismos de fratura para as amostras rompidas sem hidrogenação. Para a amostra C1-86M-SH (Figura 119) e C3-86M-SH (Figura 120), tanto na região central quanto nas bordas, o mecanismo de fratura foi predominantemente dúctil por coalescência de microvazios (CMV), o que é evidenciado pela presença de uma grande quantidade de “*dimples*” ou alvéolos. A amostra D1-41M-SH foi a amostra não hidrogenada com menores LRT, LR e  $\epsilon$ . Na Figura 121 nota-se a presença de CMV, mas também de descontinuidades que aparentam ser desprendimento de partículas ou porosidade, que podem ter contribuído para os menores níveis de LRT, LR e  $\epsilon$ , ocasionando numa fratura prematura. De forma geral todas as amostras não hidrogenadas apresentaram modo de fratura dúctil com boa capacidade de deformação.



(a)

(b)

Figura 119—Amostra C1-86M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.



(a)

(b)

Figura 120 - Amostra C3-86M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.

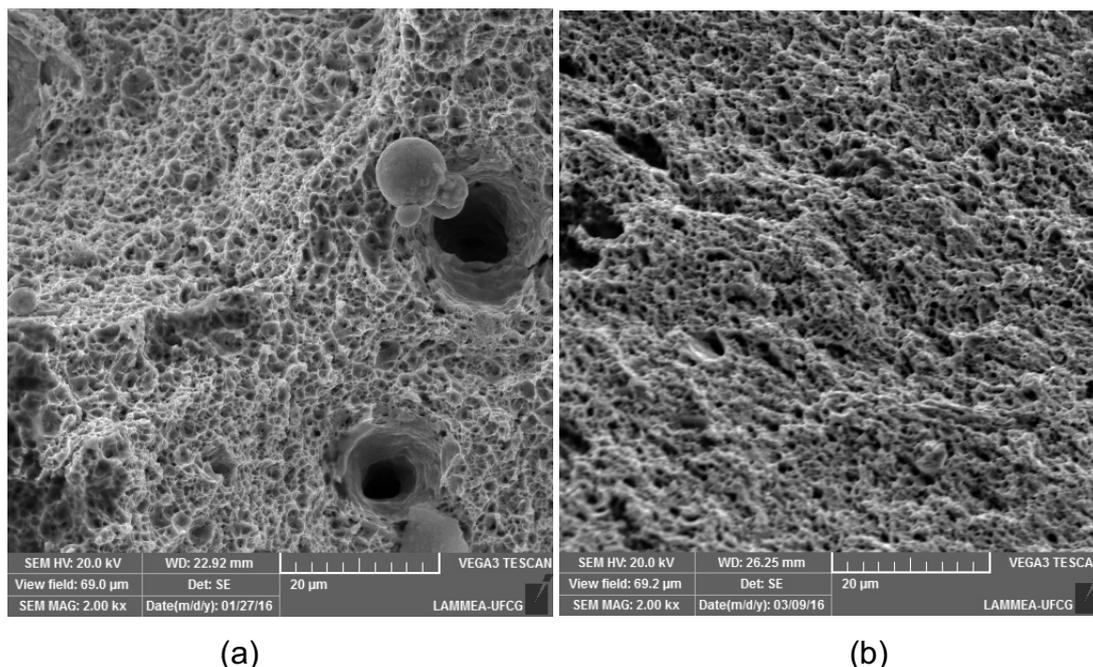


Figura 121 - Amostra D1-41M-SH. Aumento de 2000x. a) Região central. b) Região da borda.

Da Figura 122 a Figura 124 são mostradas as superfícies de fratura com 40x de aumento para as amostras hidrogenadas. Até então, nesse aumento, as imagens não diferem muito das superfícies das amostras sem hidrogenação. Algumas amostras apresentaram algumas crateras, como, Figura 123 e Figura 124, que podem ser partículas ou segundas fases, mais duras, que se desprenderam durante o esforço de tração. Mesmo com a presença dessas discontinuidades, essas amostras não foram as que apresentaram menor LRT ou menor  $\epsilon$ . Sendo assim elas não participaram do processo de fratura, ou pelo menos não prejudicam significativamente a tenacidade dessas amostras. De todas as amostras a única que se rompeu fora do MB foi a amostra C3-86M-CH2 (Figura 123 b), apresentando ruptura na interface entre o MB e o amanteigamento, com propagação em direção ao MS. Na Figura 125 é observada a falta de fusão na interface MB/MS que pode ter influenciado no processo de ruptura nessa interface, diferente do restante das amostras.

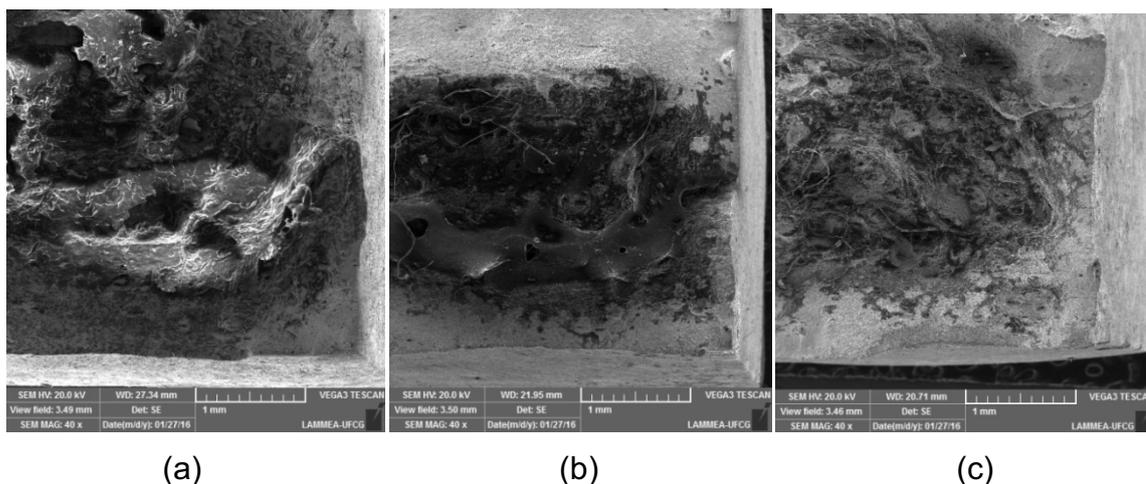


Figura 122 – Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição C1-86M com hidrogenação, 40x. a) Amostra C1-86M-CH1. b) Amostra C1-86M-CH2. c) Amostra C1-86M-CH3.

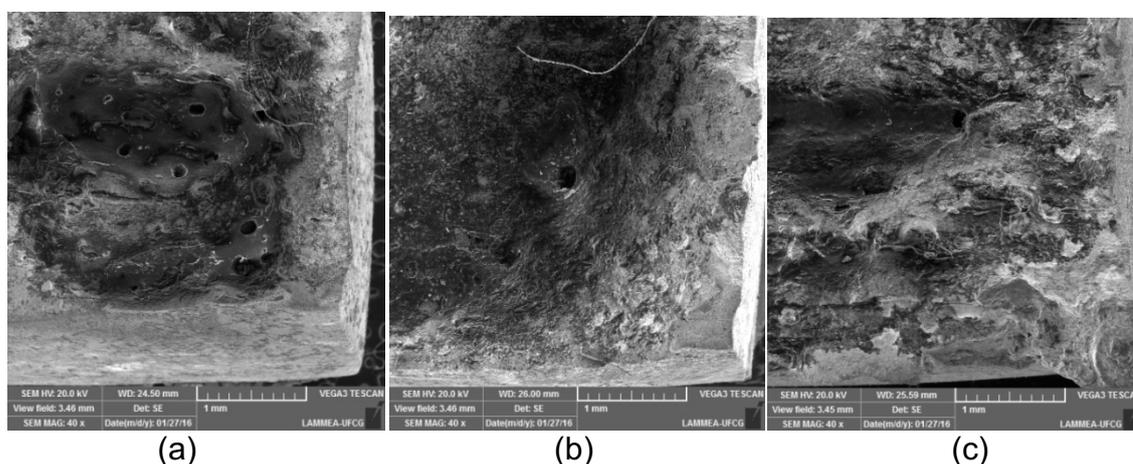


Figura 123 - Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição C3-86M com hidrogenação, 40x. a) Amostra C3-86M-CH1. b) Amostra C3-86M-CH2. c) Amostra C3-86M-CH3.

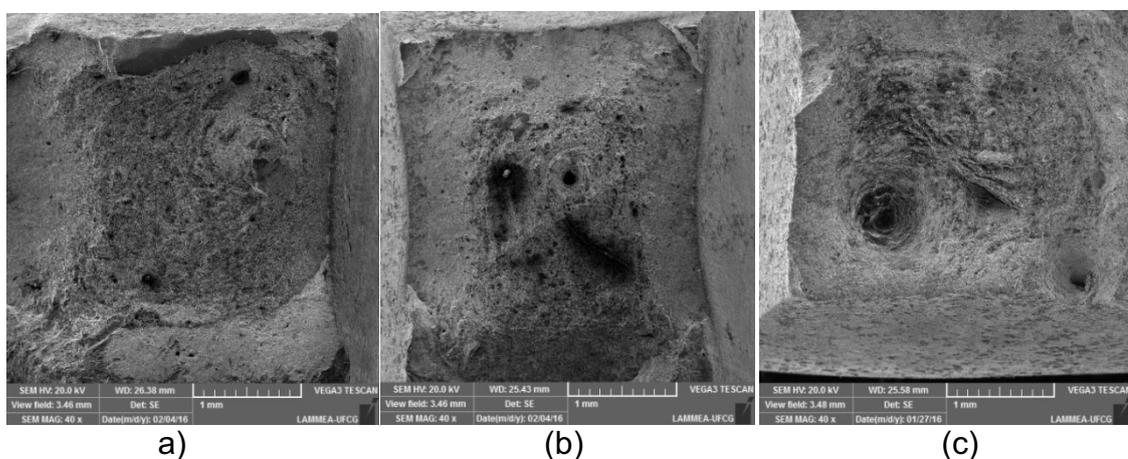


Figura 124 - Aparência da superfície de fratura dos corpos de prova da condição D1-41M com hidrogenação, 40x. a) Amostra D1-41M-CH1. b) Amostra D1-41M-CH2. c) Amostra D1-41M-CH3.

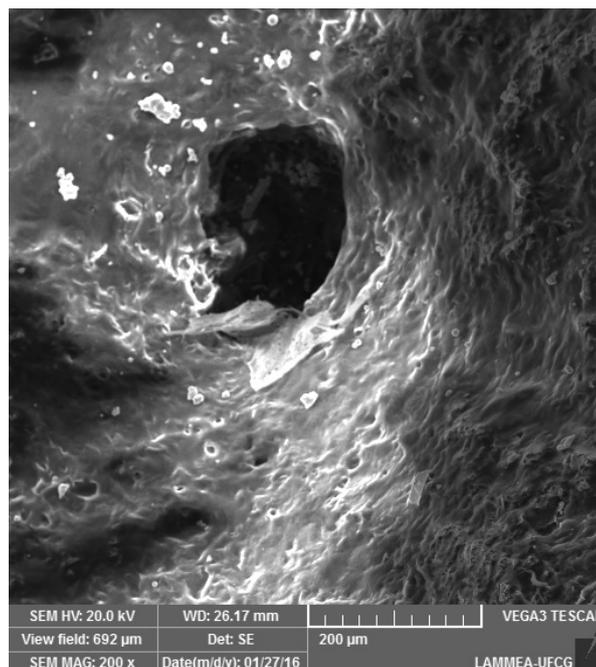


Figura 125 – Falta de fusão na interface MB/MS na amostra C3-86M-CH2. Aumento de 200x.

A seguir serão apresentadas as imagens das superfícies de fratura com 2000x de aumento (Figura 126 a Figura 128) para melhor visualização do mecanismo de fratura para cada condição. Em cada uma dessas figuras é comparada a condição sem hidrogenação (SH) com as três repetições da condição com hidrogenação (CH). Nessas figuras são apresentadas apenas as regiões das bordas, pois é onde o hidrogênio tem maior concentração e onde ele teria maior poder de ação.

Para todas as amostras hidrogenadas, ainda sim apresentaram zonas que romperam de forma dúctil, por coalescência de micro vazios, porém nota-se que em alguns casos os *dimples* são mais rasos, aparentando uma superfície ligeiramente mais plana, que é evidência de um modo de fratura menos dúctil que na condição sem hidrogenação. Esse efeito ficou mais evidenciado para a condição C3-86M, em especial a amostra hidrogenada C3-86M-CH2 (Figura 127c) que apresentou um modo de fratura claramente frágil em grande parte da superfície de fratura, com aparência intermediária entre clivagem e quase clivagem. Logo, é evidente o maior grau de fragilidade do aço AISI 8630M com maiores temperaturas de preaquecimento e interpasse ao serem comparadas as micrografias por MEV da condição C1-86M-CH com as da condição C3-86M-CH (Figura 126 e Figura 127),

existindo maior presença de áreas de fratura mais planas para a condição C3-86M. O que concorda com as menores deformações e maiores IF dessa condição.

Comparando as micrografias das condições C1-86M-CH e D1-41M-CH, (Figura 126 e Figura 128), não é possível ver diferenças consideráveis nas superfícies de fratura, porém os resultados de tração mostraram que o aço AISI 4130 resultou em maiores deformações e IF mais negativos, indicando que este último é um aço mais resistente a fragilização pelo hidrogênio (Figura 117 e Tabela 20).

Apesar de o processo de hidrogenação ter influenciado no mecanismo de fratura de algumas amostras, passando de predominantemente dúctil por CMV para fraturas mais planas ou com *dimples* mais rasos e com um dos casos apresentando clivagem, notou-se que na maioria dos casos não houve redução dos valores de deformação. Inclusive, por algumas amostras terem se deformado mais quando hidrogenadas, apresentaram um IF negativo, indicando maior ductilidade quando hidrogenadas.

Portanto, análises micrográficas de superfícies de fratura não devem ser usadas de forma isolada na avaliação de comportamento de aços sob tração, especialmente corpos de prova hidrogenados.

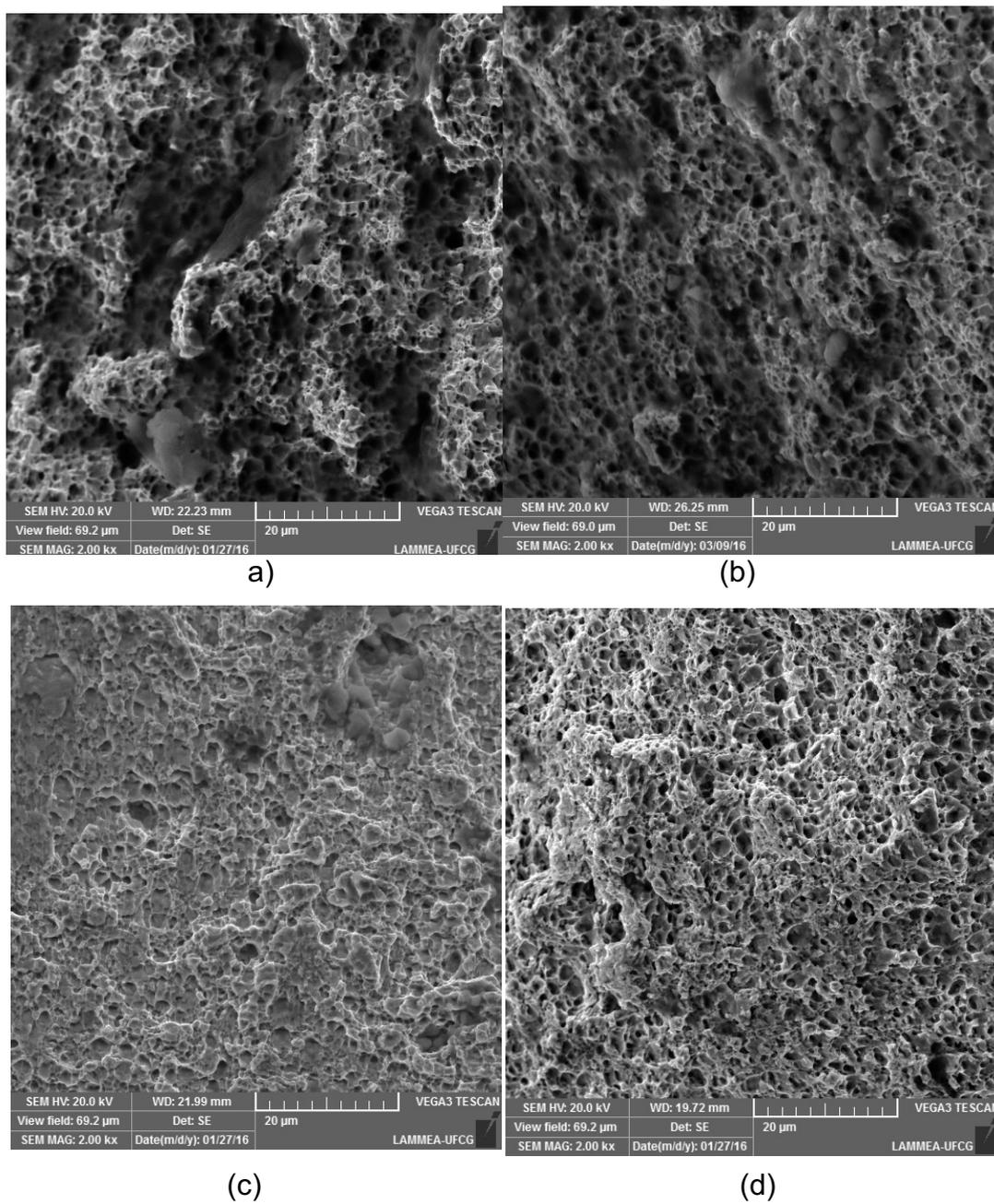


Figura 126 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra C1-86M-SH. b) Amostra C1-86M-CH1. c) Amostra C1-86M-CH2. d) Amostra C1-86M-CH3.

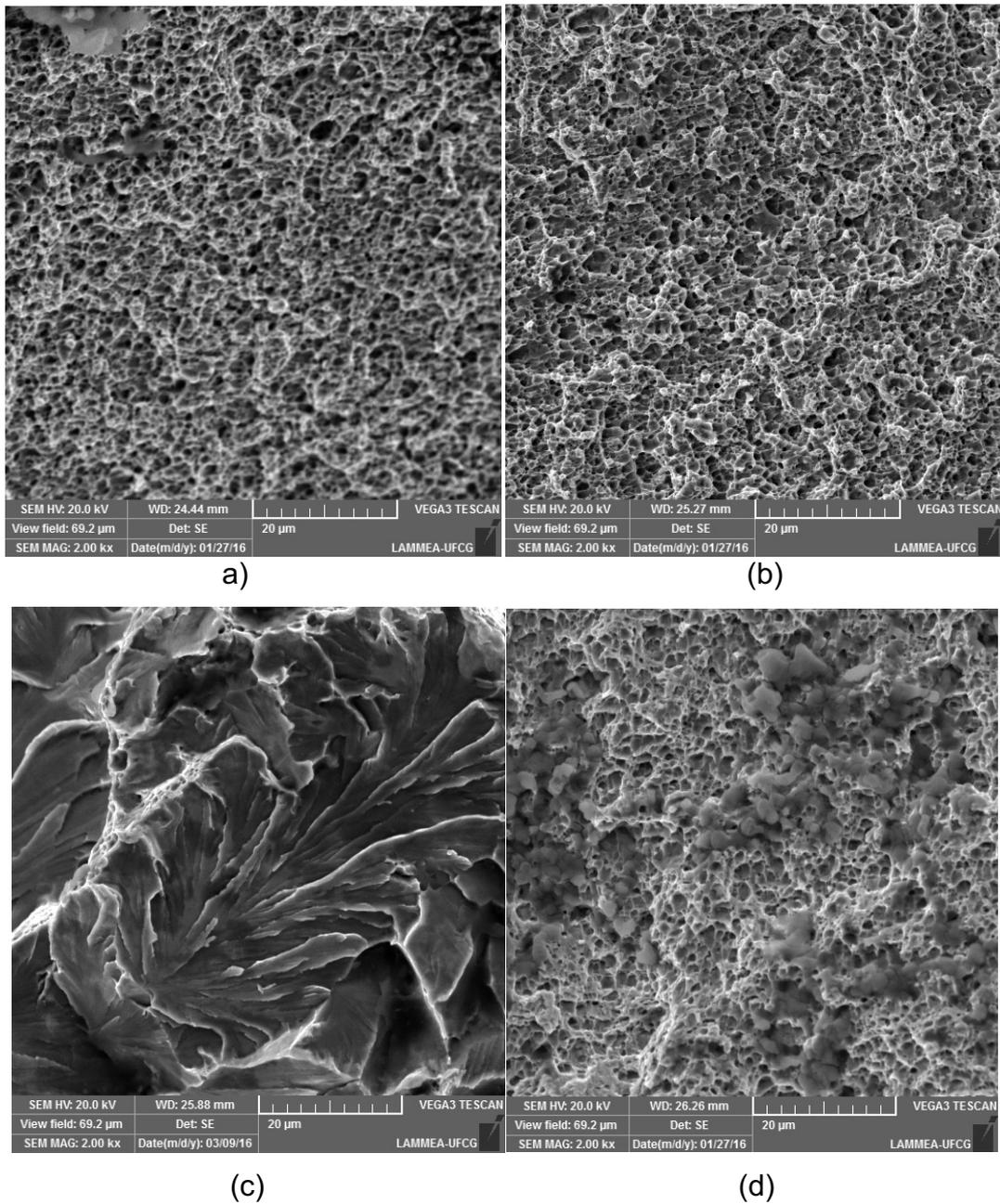


Figura 127 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra C3-86M-SH b) Amostra C3-86M-CH1. c) Amostra C3-86M-CH2. d) Amostra C3-86M-CH3.

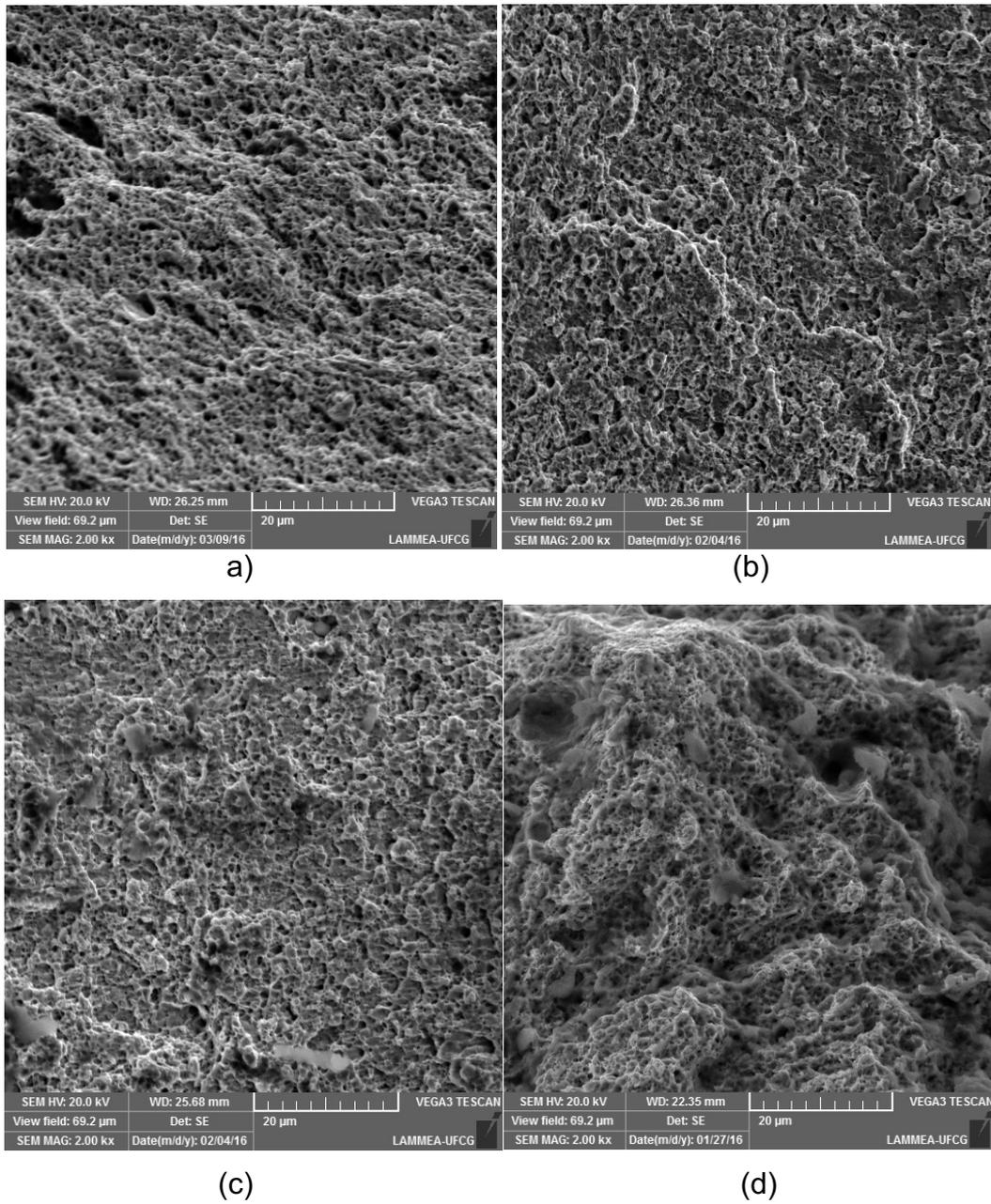


Figura 128 – Superfícies de fratura, borda 2000x. a) Amostra D1-41M-CH1. b) Amostra D1-41M-CH2. c) Amostra D1-41M-CH3.

## 5 CONCLUSÕES

Tendo em vista a literatura ainda relativamente escassa sobre soldagens pelo processo PTA-P e ausência de comparações mais aprofundadas com outros processos sob os aspectos metalúrgicos, os resultados aqui obtidos contribuem grandemente para o avanço do conhecimento na área proposta. Logo, baseado nos resultados de microdureza, imagens de microscopia ótica e eletrônica e ensaios de fragilização por hidrogênio dos amanteigamentos de liga de níquel realizados em dois metais de base, por dois processos de soldagem, antes e depois do TTAT, conclui-se que:

1. O processo PTA-P mostrou-se bastante eficiente para a aplicação dos amanteigamentos para a soldagem destes com aços para tubulações, apresentando uma interface bastante homogênea sem muitos casos de descontinuidades e com diluições máximas de 16,3 %, o que significa 2% a menos do que a menor diluição do processo MIG;
2. As interfaces obtidas utilizando-se o processo PTA-P apresentaram-se isentas de fase martensíticas (Zona M) de alta dureza, reduzindo o risco de fragilização por hidrogênio;
3. As amostras obtidas utilizando-se o processo PTA-P e com menores temperaturas de preaquecimento apresentaram-se com menores extensões de zonas parcialmente diluídas e com menores percentuais de Fe;
4. O aumento da temperatura de preaquecimento e de interpasse de 200 °C e 240 °C para 280 °C e 370 °C para a aplicação dos amanteigamentos proporcionou um aumento de 98% na extensão da zona  $\Phi$  de alta dureza;
5. As amostras utilizando o aço AISI 4130 apresentaram redução de 21% a 29% nos valores das microdurezas médias nas zonas termicamente afetada (ZTA), se comparada com a amostra nas mesmas condições correspondente ao aço AISI 8630M. Os maiores níveis de temperatura de preaquecimento e interpasse resultaram em microdurezas médias na ZTA de 3% a 17% mais elevadas do que para os menores níveis
6. O tratamento térmico de alívio de tensões proporcionou reduções consideráveis nos valores médios de microdureza na ZTA de todas as amostras,

reduzindo significativamente os efeitos produzidos pela diferença nos valores das temperaturas de preaquecimento e de interpasse e pelo tipo de aço utilizado;

7. Amostras hidrogenadas, utilizando o aço AISI 8630M, amanteigadas com o processo MIG, com menores temperaturas de preaquecimento ( $T_0$ ) e de interpasse ( $T_i$ ), tiveram uma redução significativa no índice de fragilização médio com relação às amostras amanteigadas com maiores valores de  $T_0$  e  $T_i$ ;

8. Amostras hidrogenadas utilizando o aço AISI 4130 e o processo MIG para o amanteigamento apresentaram valores médios do limites de resistência similares e um índice de fragilização médio muito inferior com relação àquelas utilizando o aço AISI 8630M;

9. Dentre todas as amostras analisadas utilizando o processo MIG para o amanteigamento, aquelas que apresentaram condições para proporcionar um menor risco de fragilização por hidrogênio foram as juntas soldadas com o aço AISI 4130 e amanteigadas com as menores temperaturas de preaquecimento e de interpasse, que correspondem respectivamente aos valores de 200°C e 240°C.

## 6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Diante dos resultados obtidos nesse trabalho, fica recomendado para trabalhos futuros, nessa mesma linha de pesquisa o seguinte:

- Utilizar a mesma metodologia desse trabalho para avaliar a fragilização por hidrogênio de outros aços utilizados para válvulas submarinas;
- Avaliar a fragilização por hidrogênio desses aços com e sem o tratamento térmico para alívio de tensões, TTAT;
- Realizar estudos de fragilização por hidrogênio utilizando ensaios de tenacidade a fratura;
- Avaliar o trincamento induzido pelo hidrogênio em meio contendo  $H_2S$ ;
- Utilizar outros valores de potencial de proteção catódica na avaliação da fragilização por hidrogênio;
- Realizar ensaios de polarização potenciodinâmica para determinação de potenciais de corrosão desses aços;
- Avaliar a presença de defeitos internos, como porosidade, falta de fusão e inclusões através de ensaios não destrutivos como ultrassonografia e radiografia;
- Medir tensões residuais por difração de raio-X para associação desses resultados com os resultados de fragilização por hidrogênio.

## REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALY, O. F. **Modelagem da Fratura por Corrosão sob Tensão nos Bocais do Mecanismo de Acionamento das Barras de Controle do Reator de Água Pressurizada**. Tese (Doutorado em Ciências na área de Tecnologia Nuclear – Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. São Paulo-SP. 2006.

ANTERI, G. O. CORDOBA, R. J. OVEJERO, G. J. HAZARABEDIAN, A. E. **Hydrogen Embrittlement characterization of a line pipe steel**. Departamento de Materiales, Centro Atómico Constituyentes. C.N.E.A. Buenos Aires, Argentina. 2001.

API.**API571- Damage Mechanisms Affecting Fixed Equipment in the Refining Industry**. Recommended Practice. American petroleum Institute. First Edition, December, 2003.

ARAÚJO, B. A. **Avaliação do Nível de Tensão Residual e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio em Juntas Soldadas de Aços API 5L X80 Utilizados para Transporte de Petróleo e Gás**. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande-PB. 2013.

ARAÚJO, B.A.; MACIEL, T.M.; CARRASCO, J.A.P.; VILAR, E.O.; SILVA, A.A. Evaluation of the diffusivity and susceptibility to hydrogen embrittlement of API 5L X80 steel welded joints. **The International Journal of Multiphysics**, 2013.

ARAÚJO, F. S.; NETO, F. A. S.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Caracterização de soldagem dissimilar entre aço API 5L grau B e Inconel 625 utilizada na indústria de petróleo e gás. In: Rio Oil & Gas Expo and Conference,. Rio de Janeiro – RJ, 2010.

ARAÚJO, F. S; NETO, F. A. S.; CUNHA, M. C. D.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Avaliação da Microdureza e Microestrutura de Juntas Soldadas do Aço API 5L Gr B Revestido com Liga de Níquel. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. Campina Grande, PB, 2010b.

ASM INTERNATIONAL, **Corrosion, Metals Handbook**. 9<sup>a</sup> Edition, v. 13, p. 1280. 1987. ISBN-13: 978-0871700193.

ASM INTERNATIONAL. **Welding, Brazing, And Soldering**. ASM HANDBOOK COMMITTEE.V. 6, EUA:, 1993.

ASM INTERNATIONAL. **Metals Handbook. Desk Edition**, Second Edition, 1998. ISBN-13: 978-0871706546

ASM INTERNATIONAL.**ASM Handbook. Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys**. v. 1, 2005. ISBN 0-87170-377-7

ASTM D1141-98 **-Standard practice for the preparation of substitute ocean water**. ASTM International, West Conshohocken, PA. 2013.

ASTM E8/E8M-09. **Standard Test Method for Tension Testing of Metallic Materials**. American Society for Test Materials, New York, 2009.

ASTM G 129 – 00. **Standard Practice for Slow Strain Rate Testing to Evaluate the Susceptibility of Metallic Materials to Environmentally Assisted Cracking**. American Society for Test Materials, West Conshohocken, USA, 2006.

AWS - American Welding Society. **Welding Handbook: Welding Processes**. v 2. 8<sup>o</sup> Edition, 1991. ISBN: 0871713543

AWS - American Welding Society. **Welding Handbook. Materials and Applications – Part 2. V. 4. 8<sup>a</sup> ed. 620 p. Miami 1998.**

AWS. **Repair Welding** – AWS CP-1291 Welding Workbook – Datasheet n. 153a, 4p, EUA, 1992.

AZEVEDO, A. G. L.; SILVA, C.C.; FARIAS, J. P.; MARCELINO NETO, M. A. Técnica de Recuperação do Aço ABNT 1045 sem Tratamento Térmico Pós-Soldagem. **Soldagem e Inspeção** (Impresso), v. 9, p. 38-47, 2004.

BAESLACK, W. A.; LIPPOLD, J. C.; SAVAGE, W. F. Unmixed Zones Formation in Austenitic Stainless Steel. **Welding Journal**, June 1979.

BALLESTEROS, A. F. **Avaliação da Resistência de Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API5LX-80 à Corrosão sob Tensão na presença de sulfetos e Susceptibilidade à Fragilização por Hidrogênio**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Materiais e de Processo Químicos e Metalúrgicos. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 2009.

BALLESTEROS, A. F.; PONCIANO, J. A. C.; BOTT, I. S. Susceptibilidade de Juntas Soldadas Circunferenciais de Aço API 5L X80 à Corrosão Sob Tensão e à Fragilização Por Hidrogênio. **Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração**, v. 6, n. 3, p. 147-152. São Paulo, 2010

BATISTA, V.R.; M. M. Silva; R. H. F. Melo; T. M. Maciel; SANTOS, M. A. Efeito dos parâmetros de soldagem sobre a geometria e diluição de revestimentos de liga de níquel aplicados em aço API 5L Gr B. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos**, v. 6, p. 181-187, 2011.

BAXTER, R.; BRITTON, J. Proteção Catódica Offshore: O que é e como Funciona?. Deepwater Corrosion Services Inc. 2011. Disponível em :<http://www.cathodicprotection101.com>.

BEACHEM, C. D. A. New Model for Hydrogen– Assisted Cracking (Hydrogen-Embrittlement). **Metallurgical Transaction**. V.3A, pp.437-451, 1972.

BIRNBAUM, H. K.; SOFRONIS, P. Hydrogen Enhanced Localized plasticity – A Mechanism for Hydrogen related fracture. **Materials Science and Engineering**, v. A176, p. 191 – 202, 1994.

BEAUGRAND, V. C. M.; SMITH, L. S.; GITTOS, M. F. Hydrogen Embrittlement of 8630M/625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that Influence the Performance. ASME 2009 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering. Honolulu, Hawaii, 2009a.

BEAUGRAND VC, M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F.: Subsea Dissimilar Joints: Failure Mechanism and Opportunities for Mitigation. In: CORROSION 2009 – Conference & Expo.. NACE International; Atlanta, US., 2009b.

BEWLEY, J.G. **Plasma-transferred-arc Wear facing**. Tooling & Production, p. 54-55. 1980.

BRACARENSE, A.Q.; MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. Editora UFMG. Belo Horizonte, 2005.

BUENO, E. R.; BERNARDINI, P. A. N. Procedimento de Soldagem do aço AISI 4140 sem Tratamento Térmico Posterior. In: Conamet 2000, La Serena, 2000.

CANGUE, F. J. R. **Permeabilidade do carbono em revestimentos de níquel reforçados por intermetálicos**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba-PR, 2007.

CANTARIN, T. N. **Caracterizações Mecânicas e Microestruturais do Aço AISI 8630 Modificado Revestido com a Liga de Níquel 625 por Soldagem “GTAW”**. Dissertação (Mestrado em Tecnologia Nuclear - Materiais). Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares. Universidade de São Paulo – USP. São Paulo-SP, 2011.

CARRASCO, J. A. P. **Acoplamento de Modelos da Mecânica do Dano e da Fratura para Avaliação da Integridade de Estruturas sob Efeito do Hidrogênio Gerado em Sistemas de Proteção Catódica**. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia de Materiais) Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande-PB, 2013.

CARREÑO, J. A. V. **Interação do Hidrogênio com Filmes Passivos na Célula Eletroquímica de Permeação**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). COPPE. Universidade Federal do Rio de Janeiro - UFRJ. Rio de Janeiro - RJ, 2007.

CAVALCANTE, F. J. N. **Avaliação do Hidrogênio na Tenacidade Quase Estática de uma Junta Soldada Dissimilar Constituída de Aço AISI 8630M Amanteigado com ER80S-D2**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Universidade Federal da Paraíba. João Pessoa – PB, 2014.

CHIAVERINI, V. **Aços e Ferros Fundidos. Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. Abm - Assoc. Bras. De Metalurgia. Ed.: 7ª. 2012. ISBN13: 9788577370412

CHOUHDURY, I.A. et al. Machinability of nickel-base alloys: a general review. **Journal of Materials Processing Technology**, n. 77, p. 278-284, 1998.

CHRISTO, A.; D'OLIVEIRA, A. S. C. M. Proteção de tubulações expostas ao coque. Em: VII CoNEMI- Congresso Nacional de Engenharia Mecânica e Industrial. Curitiba – PR, 2007.

CIESLACK, M. J.; The welding and solidification metallurgy of alloy 625. **Welding Journal**. v. 12, p.49 – 56. February, 1987

CIESLAK, M. J., HEADLEY, T. J., ROMIG Jr., A. D. A melting and solidification study of alloy 625. **Metallurgical Transactions A**. v.19A, p.2319 – 2331. USA, 1988.

COSTA, E. C. **Caracterização do aço SAE 8630 modificado, amanteigado com INCONEL 625 pelo processo de soldagem MIG**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal da Paraíba, João Pessoa, 2013.

COSTA, E. C.; ALMEIDA, J. G.; DUARTE, S. M. A.;CAVALCANTE, F. J. N.; LIMA, S. J. G. Caracterização da ZTA do Aço SAE 8630, Decorrente do Amanteigamento Com o Inconel 625, com e sem Tratamento Térmico de Alívio de Tensões. Em: CONEM, 2014,.Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Uberlândia-MG, 2014.

ĆWIEK, J. Hydrogen degradation of high strength weldable steels. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. Volume 20 Edição 1-2 Janeiro – Fevereiro, 2007.

ĆWIEK, J.; ZIELIŃSKI, A. Mechanism of hydrogen enhanced-cracking of high-strength steel welded joints. **Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering**. Volume 18 Issue 1-2 September–October 2006.

DEUIS, R. L. et al. **Metal-matrix composite coatings by PTA surfacing**. Composites Science and Technology, v.58, n. 2, p. 299 - 309, 1998.

DÍAZ, V. M. V. **Inovação do equipamento e avaliação do processo Plasma de arco transferido alimentado com pó (PTAP) para soldagem fora de posição**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis – SC, 2005.

DÍAZ, V. M. V.; DUTRA, J. C.; GHOR JUNIOR, R. Análise dos Parâmetros e Variáveis da Soldagem Plasma pela Técnica Keyhole para Determinação de seus Graus de Relevância. In: IV CIDIM'99, 1999. Santiago-Chile, 1999.

DÍAZ, V. M. V.; DUTRA, J. C.; GHOR JUNIOR, R.; DOLIVEIRA, A. S. C. Desempenho do Processo Plasma de Arco Transferido Alimentado com Pó na Posição Horizontal e Sobre-Cabeça. In: Congresso Chileno de Ingeniería Mecânica COCIM 2004. Antofagasta, Chile, Agosto. 2004.

DNV RP F103. **Recommended Practice for Cathodic Protection of Submarine Pipelines by Galvanic Anodes**. Det Norske Veritas, 2010.

DNV RP B 401 **Recommended Practice for Cathodic Protection Design**. Det Norske Veritas (DNV), 2010.

D'OLIVEIRA, A. S. C. M.; PAREDES, R.S.C.; SANTOS, R. L. C. Pulsed Current Plasma Transferred Arc Hardfacing. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 171, n. 2, p. 167-174. 2006.

DOODY, T., Intermediate Mixed Zones in Dissimilar Metal Welds for Sour Service. **Welding Journal**, v. 71, n. 3, pg. 55-60. March, 1992.

DUARTE, S. M. A.; COSTA, E. C.; ALMEIDA, J. G.; CAVALCANTE, F. J. N.; LIMA, S. J. G.. Caracterização do Aço AISI 8630M Amanteigado com o Arame ER80S-D2 pelo Processo de Soldagem MAG. In: COBEF, 2015 Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Salvador., 2015.

DINIZ, E. O. **Análise da influência do nióbio na microestrutura e propriedades mecânicas da barra chata temperada e revenida para aplicação em feixes de mola**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Minas). Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte-MG. 2005.

DUPONT, J. N. Solidification of na Alloy 625 Weld Overlay. **Metallurgical and Materials TransactionsA**, USA, v. 27A, pp 3612 – 3620. 1996.

DUPONT, J. N., BANOVIC, S. W., MARDER, A. R. Microstructural Evolution and Weldability of Dissimilar Welds between a Super Austenitic Stainless Steel and Nickel – Based Alloys. **Welding Journal**, USA, v. 82, n.6, pp. 125 – 56, jun. 2003.

DUPREZ, L.; VAN DEN ABEELE, F.; ARAFIN, M.; ROSADO, D. B.. Constant Load Testing with In-situ Hydrogen Charging on Martensitic Ultra High Strength Steel. In: 1st European Conference on Steel and Hydrogen, 2011, Ghent. Steely Hydrogen Conference Proceedings. Ghent: OCAS. p. 133-146, 2011.

EASTERLING, Kenneth. **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**. Butterworths –Heinemann Ltd, 2° Ed. London, 1992. ISBN: 0 7506 03941

ELIAZ, N.; SHACHAR, A.; TAL, B.; ELIEZER, D. Characteristic of hydrogen embrittlement, stress corrosion cracking and tempered martensite embrittlement in high-strength steels, **Engineering Failure Analysis**.p.176-184, 2002.

ESAB. Apostila de Soldagem MIG/MAG. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0\\_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf](http://www.esab.com.br/br/por/Instrucao/biblioteca/upload/1901104rev0_ApostilaSoldagemMIGMAG.pdf)>. Acesso em: 22 Agosto de. 2013.

EZUGWU, E. O. et al. The machinability of nickel based alloys: a review. **Journal of Materials Processing technology**, n. 86, p. 1-16, 1999.

FARACO, M. S. Caracterização da Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Aço de Baixa Liga com Aço Baixo Carbono. Trabalho de

conclusão de curso de Engenharia de Materiais. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis - SC. 2009.

FARIAS, J. P. e AGUIAR, W. M. Soldagem do aço ABNT 4140 sem tratamento térmico posterior. **Revista Tecnologia**. v. 24. n. 1, p. 26-36. Fortaleza-CE, Junho de 2003.

FAROLDI, B. Device for Plasma Welding Having a Powder Dosing Member Acting by Gravity Fall. Depósito de Patente n.PCT/EP96/01707. **European Patent Office**. 1996.

FAUCHAIS, P.; VARDELLE, A. Thermal Plasmas. *IEEE Transactions on Plasma Science*, v. 25, n. 6, 1997.

FENSKE, J. A.; **Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments**, Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Universidade de Illinois. Urbana-Champaign, Illinois, EUA, 2010.

FERREIRA, G .L. M. **Estudo da Susceptibilidade à Corrosão Sob Tensão e à Corrosão: Fadiga do Aço APIX65 Aspergido Termicamente Utilizado em Componentes Offshore**. Tese (Doutorado em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2003.

FONTES, C. H. M. **Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE. Rio de Janeiro, 2008.

FOX, R. W.; MCDONALDS, A. T.; PRITCHARD, P. J. **Introduction to fluid mechanics**. 6ª Ed.. John Wiley & Sons Inc. 2004. ISBN: 0471202312.

FRANÇA, F. A. Novas Tecnologias (e Desafios) na Produção de Petróleo no Brasil. Em: 58ª Reunião Anual da SBPC - Florianópolis, SC, 2006.

FREIRE, F. V. Estudo Comparativo de soluções empregadas como oxidantes em ensaios de Permeação de Hidrogênio pela técnica de Devanathan. 6º COTEQ Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos. 22º CONBRASCORR–Congresso Brasileiro de Corrosão. Salvador–BA, 2002.

FÜSSEL, U. Lichtbogentechnologie zum Fügen – noch nicht ausgeschöpfte und nicht erkannte Potentiale. Artigo do DFK (**Dresdner Fügetechnisches Kolloquium**) 2006, 9 p. Dresden, 2006

GARCIA, L. A. C. J.; JÓIA, C. J. B. M.; CARDOSO, E. M.; MATTOS, O. R. Electrochemical methods in corrosion on petroleum industry: laboratory and field results. **Electrochemical Acta**, n. 46, p. 3879-3886, 2001.

GUEDES, M.O. **Avaliação da Fragilização pelo Hidrogênio em Juntas Soldadas de um Aço Carbono-Manganês**. Dissertação de Mestrado, COPPE. Universidade Federal do Rio de Janeiro -UFRJ, Rio de Janeiro, RJ,1997.

GUIMARÃES, P. B. **Estudo de campo de temperatura obtido numericamente para posterior determinação das tensões residuais numa junta soldada de aço ASTM**, Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós Graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Pernambuco. Recife-PE, 2010.

GENTIL, V. **Corrosão**.4ª Edição. Livros Técnicos e Científicos Editora S.A. Rio de Janeiro. Brasil. 2005. ISBN: 8521613415

GLYNN, T. Plasma Transferred Arc and HVOF Hardfacing Processes. Apresentação à AWS. 2007. Disponível em: <http://stellite.com/Portals/0/Microsoft%20PowerPoint%20-%20Deloro%20Stellite%20Plasma%20Transferred%20Arc%20and%20HVOF.pdf>

GRANJON, H. La Fissuration à Froid em Soudage d'Aciers, **Soud. Tec. Conn.**, v." 26, n. 3/4. p. 155 – 164, 1972.

GREGORI, A.A **A survey of welding and repairing of nickel superalloys for gás turbines**. Technical Report. The Welding Institute - TWI, 32p. United Kingdom, 2003.

GTV Impex GmbH – Powder Feeder Series PF – Prospecto GTV. Disponível em: [http://www.gtv-mbh.de/cms/upload/downloads/flyer/FolderGTV-PF0805\\_e.pdf](http://www.gtv-mbh.de/cms/upload/downloads/flyer/FolderGTV-PF0805_e.pdf). Acessado em 04/10/2011.

HALLEN, H. et al. Plasma Transferred Arc Surfacing with High Deposition Rates. Proceedings of the 4th National Thermal Spray Conference. p. 537-539. Pittsburg, 1991.

HARDIE, D.; CHARLES, E.A; LOPEZ, A.H. Hydrogen Embrittlement of High Strength Pipeline Steels. **Corrosion Science**, v.48, p.4378-4385, 2006.

HAUK, V., **Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods**, Elsevier Science B. V., Amsterdam, 1997. ISBN: 0444824766

HIPPERT J. R. E. **Investigação experimental do comportamento dúctil de aços API-X70 a aplicação de curvas de resistência J- $\Delta$ a para a previsão de colapso em dutos**. Tese (Doutorado em Engenharia). Departamento de Escola Naval e Oceânica. Escola Politécnica da USP. São Paulo, 2004.

HONGYING, W; KUM, Z.; ZHIGUO, C.; SHIYAN, Y.; ZUJUE, D. Investigation on the deposition rate and the dilution ratio of plasma surface welding. **China Welding**, v.11, n.1, p.55-58, 2002.

HOWCO COMPANY. AISI 8630. Low alloy 8630: ASTM A29 (VO1.05). Disponível em: <http://www.howcogroup.com/materials/low-alloy-steels/8630.html>. Acessado em 26/02/2016. 2016a

HOWCO COMPANY. AISI 8630. Low alloy 8630: ASTM A29 (VO1.05). Disponível em: <http://www.howcogroup.com/materials/low-alloy-steels/4130.html>. Acessado em 26/02/2016. 2016b

HUANG, X.; WANG, R.; XU, L.; LUO, H.; YIN, X. Applications of PTA Powder Welding in Petroleum Chemical Industry. Proceedings of the 15<sup>th</sup> International Thermal Spray Conference, p. 1013-1017. Nice, França, 1998.

INFOSOLDA. Eficiência Térmica. Biblioteca Digital. Livros SENAI. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/metalurgia/120-eficiencia-termica.html>. Acessado em 02/07/2014.

INFOSOLDA. Aplicações dos Tratamentos Térmicos - Aços de Baixa Liga. Biblioteca Digital. Livros SENAI. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/metalurgia/139-aplicacoes-dos-tratamentos-termicos-acos-de-baixa-liga.html>. Acessado em 27/02/2016.

INTERNETIONAL, A. W. Inconel 625 Specification - Alloy Wire 2011 - Personnel Developments. Disponível em: [http://www.alloywire.com/inconel\\_alloy\\_625.html](http://www.alloywire.com/inconel_alloy_625.html). Acessado em 21/12/2011 as 17 horas.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J. A.; BOHÓRQUEZ, C.E. N. Soldagem Dissimilar do Aço X-60 com Inconel 625. Em: XXXII CONSOLDA, ABS - soldagem Belo horizonte, 2006.

KEJELIN, N. Z.; BUSCHINELLI, A. J.A.; POPE, A. M. Influence of Welding Parameters on the Partially Diluted Zones Formation at Dissimilar Metal Welds. In: 18th International Congress of Mechanical Engineering - COBEM2005, 2005, Ouro Preto - MG - Brasil.

KEJELIN, N. Z. **Influência dos Parâmetros de Soldagem na Formação de Zonas Parcialmente Diluídas em Soldas de Metais Dissimilares**. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis-SC. 2006.

KHASANOV, E. Z. et al. Powder Feeder - has Compensating Duct Made with Openings for Gas Release and Equipped with Valve. Patente n. SU1388227-A.ISI. 1988.

KOU, S., **Welding metallurgy**, Wiley-Interscience - A John Wiley & Sons, INC, 2nd ed., USA, 2003. ISBN 0-471-43491-4

KOU, S; YANG, Y. K. Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds. **Welding Journal**. v 86. p 303-s – 312-s. 2007.

KVAALE, E. **The Effect of PWHT on the Material Properties and Microstructure in Inconel 625 an Inconel 725 Buttered Joints**. Proceedings of OMAE 2003; the 22<sup>o</sup> International Conference on Offshore Mechanics & Arctic Engineering. Cancun, Mexico. 2003.

LYNCH, S.P. Failures of structures and components by environmentally assisted cracking, **Engineering Failure Analysis**, v.1 (2), 77-90 (1994).

LUZ, T. S.; COUTINHO, L.; CANAL, A. Study Parameters and Processes in Carbon Steel Coated Inconel 625 Using the Process PTA-P. In: Rio Pipeline Conference & Exposition 2013, Rio de Janeiro. 2013.

MAKISHI, L. M. M. **Estudo do Comportamento Eletroquímico dos Eletrodos Modificados (Pt-PAni) e (Pt-PAni-Pd) Quando Expostos ao Hidrogênio**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de pós graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal do Paraná. Curitiba –PR, 2010.

MANKINS, W.L; LAMB, S. Nickel and nickel alloys, **ASM Handbook**. Properties and selection: Nonferrous alloys and special purpose materials, v. 2, 1990.

MARCONI, M. **IRiporti duri con polveri saldate con il processo P.T.A. (Plasma ad Arco Trasferito)**. Livro Online Disponível em: [www.plasmateam.com](http://www.plasmateam.com), 320 p. 2002.

MARCONI, M.; MARCONI, B. Powder Plasma Arc Welding on Thick Walled Pipes. International Institute of Welding, In: Welding in the World – London. p. 249-264, 2005.

MARTIKAINEN, J. K. e MOISIO, T. J. I. Investigation of the effect of welding parameters on weld quality of plasma arc *keyhole* welding of structural steels. **Welding Journal**, v.72, n. 7, p. 329s-340s, Julho, 1993.

MELO, R. H. F.; PONTES, M. K. G.; NOBREGA, J. A.; MACIEL, T. M.; DOS SANTOS, M. A. Efeito da Variação dos Parâmetros de Soldagem sobre as Propriedades de Revestimentos de Aço Inoxidáveis Aplicados pelos Processos SAW e FCAW. Em: Congresso da ABM, 2012, Rio de Janeiro-RJ, 2012.

MIRANDA, P. E. V. e RODRIGUES, A.J. **Gases em metais e ligas. Fundamento e aplicações na Engenharia**. Editora Didática e Científica LTDA. Rio de Janeiro, 1994.

MIRANDA, P. E. V. **Efeitos Mecânico-Metalúrgicos do Hidrogênio no Aço AISI 304L**. Tese (Doutorado em Engenharia de Materiais e Metalúrgica). Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 1987.

MISCHLER, H. W. Preventing Delayed Cracks in Ship Welds. Naval Ship Engineering Center. Woshington.1976.

MODENESI, P. **Soldabilidade de Algumas Ligas Metálicas**. Universidade Federal de Minas Gerais. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Belo horizonte, MG. 2011.

MODENESI, P. J.; MARQUES, P. V. **Introdução aos Processos de Soldagem**. Belo Horizonte - MG, 2006. 52p.

MORRITIS, G. Heavy oil expansions gather momentum worldwide. **Oil & Gas Journal**, Agosto, 1995.

NAGUMO, M. Function of Hydrogen in Embrittlement of High-strength Steels, **ISIJ International**. vol.41, No.6, pp.590-598, 2001.

NACE, National Association of Corrosion Engineers. Petroleum and natural gas industries - Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production (Identical to ISO 15156-1:2015, ISO 15156-2:2015, ISO 15156-3:2015). 2015.

NELSON, W. T. LIPPOLD, J. C. Nature and Evolution of the Fusion Boundary in Ferritic-Austenitic Dissimilar Metal Welds Part 2: On **Cooling Transformations**. American Welding Society. October, 2000.

NIÑO, C. E. B.; BUSCHINELLI, A. J. A. A Análise de Alternativas de Reparo por Soldagem de Aços Cr-Mo. In: Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, 21. Associação Brasileira de Soldagem. p. 241-257. Caxias do Sul - RS, 1995.

NUNES, C. S. **Caracterização de fases e análise de trincas em junta soldada de Inconel 625 e aço 9cr-1mo após envelhecimento**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais). Departamento de Engenharia e Ciências de Materiais. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza, 2006.

OLIVEIRA, G. L. G. **Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações subaquáticas**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Ceará. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Fortaleza-CE, 2013.

OLIVEIRA, M. A. DUTRA, J. C. Estudo do processo plasma com alimentação automática de arame. In: XXVI CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem, 2000, Curitiba. ANAIS do XXVI Congresso Nacional de Soldagem, 2000.

ORIANI, R. A.; HIRTH, J. P; SMIALOWSKI M. **Hydrogen Degradation of Ferrous Alloys**, Noyes Publications. Park Ridge, USA, 1985. ISBN: 1591245656

PARKINS, R. N. A Review of Stress Corrosion Cracking of High Pressure Gas Pipeline, **Corrosion**, p. 26-31, 2000.

PEKAREK, M., Eutronic GAP Plasma Schweißtechnik. Artigo do DFK (Dredner Fügetechnisches Kolloquium) 2006. 19 p. Dresden, 2006.

PÉREZ, G.J. A. **Caracterização das fases presentes em depósitos de Níquel ER-NiCrMo-3 em tubos de aço de 9Cr 1Mo usados em fornos de refinaria de petróleo**. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais). Centro de Tecnologia – Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza – CE, 2005.

PLASMATEAM. Artigo técnico sobre PTA-P. Disponível em: <http://www.plasmateam.com>. Acessado em 26 de setembro de 2007.

PONTE, H. A.; GOMES, D. A.C.T.; KAEFER, L.F.; Análise de descontinuidades em revestimentos de carbonetos. In: Congresso Brasileiro de P&D em Petróleo e Gás. Natal-RN, 2001.

PONTES, M. K.G. **Estudo da Compatibilidade Metalúrgica de Juntas Soldadas de Metais Dissimilares Utilizados no Setor de Petróleo e Gás**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica).– Departamento de Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Campina Grande. Campina Grande – PB, 2012

POPE, A. M. **Tenacidade à Fratura de Juntas Soldadas de Aços Dissimilares**. 1º Encontro Técnico de Soldagem, Rio de Janeiro, RJ, 6-8 de julho de 2004.

POURBAIX, A. Cathodic protection of supermartensitic 13 Cr stainless steels without hydrogen damage. **Belgian Welding Institute, Supermartensitic Stainless Steels'99(Belgium)**, p. 283-290, 1999.

PROCESS WELDING SYSTEMS – PWS. Restore and Protect Worn Parts with Plasma Arc Welding Powder - Feed Solutions. Disponível em: <[http://www.processwelding.com/data\\_sheet.pdf/pwsPowderFeed.pdf](http://www.processwelding.com/data_sheet.pdf/pwsPowderFeed.pdf)>. Acesso em 03 de Outubro de 2011.

REIS, R. P. e SCOTTI, A. **Fundamentos e Prática da Soldagem a Plasma**. Ed. Artliber Editora Ltda, São Paulo-SP, 2007. ISBN: 9788588098398

REN, X.C.; ZHOU, Q. J.; SHAN, G. B.; CHU, W. Y.; LI, Y. J.; QIAO, L. J. A Nucleation Mechanism of Hydrogen Blister in Metals and Alloys. **Metallurgical and Materials Transactions A**, v.39A, p.87-97, 2007.

RIBEIRO, H. O. **Desenvolvimento de Ligas para Revestimentos por PTA Resistentes à Cavitação**. Tese (Doutorado em Ciências e Engenharia dos Materiais). Programa de Pós-Graduação em Ciências e Engenharia dos Materiais – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis-SC. 2007.

RODRIGUES, M. A.; HASSUI, A. Análise dos esforços de corte da liga à base de níquel - Inconel 625 - depositada em forma de revestimento metálico. In: IV Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Estância de São Pedro. 2007.

SANTOS, A. X. **Avaliação da Resistência à Corrosão de Revestimento à Base de Inconel 625 Utilizando os Processos de Soldagem MIG e Plasma Pó**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica – UFCG. Campina Grande-PB, 2014.

SANTOS, R. L. C. **Deposição por plasma de arco transferido com corrente pulsada**. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal do Paraná, Curitiba-PR, 2003.

SCHVARTZMAN, M. M. A. M.; QUINAN, M. A. D.; CAMPOS, W. R. C.; LIMA, L. I. L. Avaliação da Suscetibilidade à Corrosão sob Tensão da ZAC do aço inoxidável AISI

316L em Ambiente de Reator Nuclear PWR. **Soldagem Inspeção**, Vol. 14, N°. 3, p.228-237, São Paulo, Jul/Set 2009.

SERNA, S.; MARTINEZ, H.; LÓPEZ, S. Y.; GONZÁLES-RODRÍGUEZ, J.G.,ALBARRÁN, J.L., Electrochemical technique applied to evaluate the hydrogen permeability in microalloyed steels, **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 30, p. 1333 – 1338, Agosto, 2005.

SHARP, J. V.; BILLINGHAM, J.; ROBINSON, M. J.The risk of high strength steels in jack-ups in seawater, **Marine Structures**. v. 14 p. 537-551, 2001.

SHUBERT, G. Wear surfacing with PTA: Tips for the First-time User. **Tooling & Production**, p. 60-61.1984

SILVA, C. C. AFONSO, C. R. M.; Ramirez, A. J.; Motta, M. F.; Miranda H. C.; Farias, J. P. Aspectos metalúrgicos de revestimentos dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625. **Soldagem & Inspeção**. v.17, n. 3. São Paulo, July/Sept. 2012

SILVA, C. C. **Revestimento de ligas de Níquel depositadas pelo processo TIG com alimentação de arame frio – Aspectos Operacionais e metalúrgicos**. Tese (Doutorado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Ceará. Fortaleza – CE. 2010b.

SILVA, C. C.; AGUIAR, W. M.; FARIAS, J. P. Técnica da Dupla Camada Aplicada no Reparo do Aço AISI 4340 sem TTPS - Efeito da Sobreposição de Ciclos Térmicos Sobre o Revenimento da ZAC. In: 63º Congresso Anual da ABM, 2008, Santos-SP, 2008.

SILVA, M. M.; OLIVEIRA, W. C.; MOTTA, M. F.; MACIEL, T. M.; SANTOS, M. A. Avaliação de revestimentos de aços AISI 317I depositados por soldagem em aços ASTM 516 gr 60 para utilização no setor de petróleo e gás. In: 64º Congresso Anual da ABM, 2009, Belo Horizonte-MG , 2009.

SILVA, P. R.; PONTE, H. A. Avaliação de Técnica Alternativa para Monitoramento da Corrosão em Unidades de Craqueamento Catalítico Fluido. In: 7ª Conferência sobre Tecnologia de Equipamentos - COTEQ, 2003, Florianópolis, 2003.

SILVA, R. H. G. **Inovações em equipamentos e em parametrização no processo de revestimento por plasma-pó (PTA-P)**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis-Sc. 2010a.

SIMONETTI, M. J. Apostila 2 - Processos de Solda. ICET – Instituto de Ciências Exatas e Tecnológicas. UNIP – Universidade Paulista. Disponível em <<http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAt8wAL/apostila-soldagem>> Acesso em 19/10/2011.

SQUARA, P. C. **Influência das Microestruturas nas Propriedades Físicas e Mecânicas de Aços 2,25Cr-1Mo Usados em Ambientes Ricos em Hidrogênio**.

Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro. 2006.

SIREESHA, M., ALBERT, S. k., SUNDARESAN, S. Thermal cycling of transition joints between modified 9Cr – 1Mo steel and alloy 800 for steam generator application. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 279, n. 1, p.65 – 76, 2002.

STROE, M. E. **Hydrogen Embrittlement of Ferrous Materials**. Thesis (Ph.D. degree in Applied Sciences) - Faculty of Applied Sciences at the Université Libre de Bruxelles. Belgium, 2006.

TAKANO, E., H.; QUEIROZ, D. ;D'OLIVEIRA, A.S.C.M. Evaluation of processing parameters on PTA hard facing surfaces. **Welding International**, v. 24, p. 241-248, 2010.

TEIXEIRA, J. C. G.; POPE, A. M. Técnica de Deposição em dupla camada para reparos e modificações sem tratamento térmico pós soldagem em aço 1 Cr - 0,5 Mo. **Soldagem e Materiais**. São Paulo. v. 4. n° 2. p. 23-27, 1992.

VIERA, P. R. M. **Caracterização de juntas de aço carbono soldadas por “dupla camada” submetidas à ação do H<sub>2</sub>S**. Tese (Doutorado em Ciência dos Materiais e Metalurgia). Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia. Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro - RJ, 2004.

VOORT, G.F.V. HUGHSTO, N.J.M. Wrought Heat Resistant Alloys. **ASM Handbook, Metallography Technique and Microstructures**. v. 9, p. 305 – 329, 1985.

WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. **Soldagem: Processos e Metalurgia**. Edigard Blücher Ltda, 1992. ISBN: 85-212-0238-5

XIBAO, W.; WENYUE, Z. The Theoretical Evaluation of Powders Transportation in Plasma Transferred-arc Space under Coaxial Powder Feeding Condition. **China Welding**, v.10, n.2, p. 104-110, 2001.

XIBAO, W.; HUA, L. Metal Powder Thermal Behavior during the Plasma Transferred-arc Surfacing Process. **Surface and Coatings Technology**, v. 106, n. 1-2, p. 156-161. Ago, 1998.