

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

Luan Caetano Xavier Rodrigues

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E AVALIAÇÃO DO PERFIL DE
MICRODUREZA DA INTERFACE AISI 8630M AMANTEIGADO COM O ARAME
AWS ER 80S**

Campina Grande – PB

2017

Luan Caetano Xavier Rodrigues

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E AVALIAÇÃO DO PERFIL DE
MICRODUREZA DA INTERFACE AISI 8630M AMANTEIGADO COM O ARAME
AWS ER 80S**

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

Orientador: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel

Agência Financiadora: CNPq

Campina Grande – PB

2017

FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL DA UFCG

R696c Rodrigues, Luan Caetano Xavier.
Caracterização microestrutural e avaliação do perfil de microdureza da interface AISI 8630M amanteigado com o arame AWS ER 80S / Luan Caetano Xavier Rodrigues. – Campina Grande, 2017.
95 f. : il. color.

Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais) –
Universidade Federal de Campina Grande, Centro de Ciências e Tecnologia,
2017.
"Orientação: Prof. Dr. Theophilo Moura Maciel".
Referências.

1. Aço AISI 8630M. 2. Amanteigamento. 3. Microestrutura. 4.
Microdureza. 5. Processo GMAW. I. Maciel, Theophilo Moura. II.
Título.

CDU 669.1(043)

Luan Caetano Xavier Rodrigues

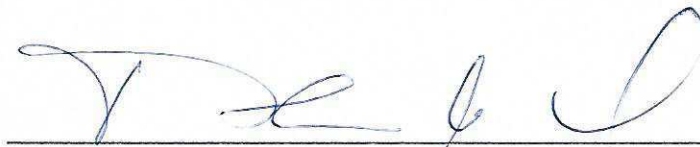
- **Engenheiro de Materiais pela UFPB (2015)**

LUAN CAETANO XAVIER RODRIGUES

**CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL E AVALIAÇÃO DO PERFIL DE
MICRODUZERA DA INTERFACE AISI 8630M AMANTEIGADO COM O ARAME
AWS ER 80S PELO PROCESO DE SOLDAGEM GMAW**

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

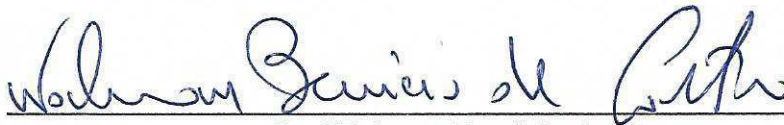
Aprovado em: 29/08/2017



Dr. Theophilo Moura Maciel
Orientador
UAEM/UFCG



Dr. Marcos Antônio dos Santos
Examinador Externo
UAEM/UFCG



Dr. Walman Benício de Castro
Examinador Interno
UAEM/UFCG

“Não deixe o sol morrer, errar é aprender” – Roberto Frejat

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao meu orientador, Theophilo Moura Maciel, pela paciência, orientação e compreensão durante todo o desenvolvimento do trabalho;

Agradeço aos professores Marco Antônio dos Santos e Romualdo Menezes pela compreensão e pelo norteamento técnico e burocrático, respectivamente;

Agradeço ao professor João Batista pelo norteamento técnico e aconselhamentos no laboratório;

Agradeço aos meus companheiros de laboratório e técnicos que me auxiliaram na execução das atividades laboratoriais;

Agradeço ao professor Walman Benício de Castro por aceitar fazer parte da banca examinadora deste trabalho;

Agradeço a Universidade Federal de Campina Grande (UFCG) e ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais da UFCG pelo aprimoramento da minha formação acadêmica;

Agradeço ao CNPq como agência financiadora;

Agradeço ao curso de Engenharia de Materiais da UFPB pela formação acadêmica;

Agradeço aos meus familiares e amigos pela força nos momentos mais difíceis dessa jornada e por continuarem acreditando.

RESUMO

Válvulas submarinas são fabricadas com o aço AISI 8630M e são soldadas às tubulações de extração de petróleo. Nesse contexto, as elevadas pressões e baixas temperaturas aliadas com microestruturas frágeis presentes na região de solda juntamente com o efeito deletério do hidrogênio pode ocasionar a falha mecânica desses dispositivos mecânicos em uso. O amanteigamento do aço 8630M com aço baixo carbono surge como uma alternativa no que se refere à fragilização pelo hidrogênio destes em ambiente marítimo, uma vez que não se espera a formação de zonas parcialmente diluídas descontínuas frágeis na microestrutura da interface 8630M/Aço baixo carbono. Este trabalho teve como objetivo geral avaliar a microestrutura e o perfil de microdureza da interface do amanteigamento do aço AISI 8630M com o metal de adição AWS ER 80S utilizando o processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e avaliar o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões, além de comparar com a microestrutura gerada com a formada no amanteigamento do aço AISI 8630M com a liga de Ni Inconel 625. Para isso, amostras foram cortadas e preparadas antes e após os amanteigamentos e submetidas às análises de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e de microdureza. Observou-se que o TTAT praticamente não modificou a microestrutura, mas foi eficiente na redução da microdureza ao longo da interface, além de gerar uma microestrutura sem a presença de zonas parcialmente diluídas.

Palavras – chave: Aço 8630M, amanteigamento, microestrutura, microdureza e processo GMAW.

ABSTRACT

Underwater valves are manufactured with AISI 8630M steel and are welded to oil extraction pipes. In this context, the high pressures and low temperatures allied with fragile microstructure present in the welding region together with the deleterious effect of hydrogen, can cause the mechanical failure of these devices in use. The Buttering of 8630M steel with low carbon steel appears as an alternative to the embrittlement of hydrogen in marine environment, since it is not expected formation of fragile partially diluted discontinuous areas in the microstructure of the 8630M/low carbon steel interface. The objective of this work was to evaluate the microstructure and the microhardness profile of the buttering interface of the AISI 8630M steel with the addition metal AWS ER 80S using the GMAW (Gas Metal Arc Welding) welding process, to evaluate the effect of the heat treatment of strain relief, and to compare the microstructure formed with that generated in the buttering of the AISI 8630M steel with the Inconel 625 Ni alloy. Thus, samples were cut and prepared before and after the buttering and subjected to analysis by optical microscopy, scanning electrical microscopy (SEM) and microhardness. It was observed that the TTAT practically did not change the microstructure, but it was efficient in reducing the microhardness along the interface, also a microstructure without the presence of partially diluted zones.

Keywords: Steel 8630M, buttering, microstructure, microhardness e GMAW process.

ARTIGO ACEITO

Rodrigues, L. C. X.; Maciel, T. M.; Neto, R. Q. C. Avaliação da Microestrutura e do Perfil de Microdureza do Aço AISI 8630M Amanteigado com o Arame AWS ER 80S – D2. **Revista Eletrônica de Materiais e Processos (REMAP)**, 2017.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Profundidade de têmpera dos aços AISI 8630 e AISI 8630M.....	7
Figura 2 – Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) para o aço AISI 8630.....	9
Figura 3 – Imagem por microscopia ótica da textura martensítica do aço AISI 8630 temperado e revenido à 640 °C.....	10
Figura 4 – Ilustração esquemática dos equipamentos utilizados na soldagem GMAW.....	12
Figura 5 – Efeito das polaridades inversa e direta no processo GMAW.....	14
Figura 6 – Diferentes regiões macroscópicas de uma junta soldada com passe único.....	16
Figura 7 – Crescimento competitivo de grãos.....	17
Figura 8 – (a) solda com passe único e (b) solda com passes múltiplos.....	18
Figura 9 – (a) ilustração dos veios de ferrita de contorno de grão e (b) formação de veios de ferrita na estrutura de grãos austeníticos colunares.....	19
Figura 10 – Ilustração esquemática da ferrita Intragranular.....	19
Figura 11 – Ferrita de segunda fase alinhada nucleada no contorno de grão e nucleada na PF.....	20
Figura 12 – Ilustração da nucleação de ferrita acicular no interior dos grãos austeníticos.....	20
Figura 13 – Regiões da ZTA de um aço a partir da linha de fusão para soldagem com passe único.....	22
Figura 14 – Efeito do aporte térmico de soldagem na ZTA do passe anterior de soldagem.....	23
Figura 15 – Esquematização das etapas na técnica da meia camada.....	25
Figura 16 – Esquematização da microestrutura da interface 8630M/Inconel 625.....	28
Figura 17 – (a) fratura intergranular na ZPD descontínua e (b) superfície de fratura na região interdendrítica.....	28
Figura 18 – Carbetos M_7C_3 na região interdendrítica alinhados na direção cristalográfica [100].....	29
Figura 19 – (a) zona de transição na interface F22/Inconel 625.....	29
Figura 20 – Microestrutura da ZTA GG do aço 8630M amanteigado com Inconel 625.....	30
Figura 21 – Dureza média nas diferentes regiões da interface 8630M/aço baixo carbono com e sem TTAT.....	31
Figura 22 – Resistência à propagação de trincas para as juntas 8630M/aço baixo carbono, 8630M/Inconel 625 e F22/Inconel 625.....	32
Figura 23 – Equipamento de soldagem multiprocesso da IMC.....	34
Figura 24 – Esquema do amanteigamento do aço 8630M.....	35

Figura 25 – Sequência da deposição das três camadas de amanteigamento pelo processo MIG.....	36
Figura 26 – Microscópio ótico Olympus BX51.....	37
Figura 27 – Microdurômetro digital Future Tech FM-700.....	37
Figura 28 – Disposição dos pontos de microdureza.....	38
Figura 29 – Microscópio eletrônico de varredura e EDS.....	38
Figura 31 – Regiões da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT. Ampliação de (a) 50 x e (b) 100 x. Ataque Nital 2%.....	40
Figura 32 – Linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT. Ampliação de (a) 50 x e (b) 100x. Ataque Nital 2%.....	42
Figura 33 – Textura martensítica do metal de base. Ampliação de 100 x. Ataque Nital 2%.....	43
Figura 34 – Amanteigamento. Ampliação de (a) 100 x e (b) 200x. Ataque Nital 2%...44	44
Figura 35 – Regiões da interface 8630M/AWS ER 80 S com TTAT. Ampliação 100 x. Ataque Nital 2%.....	44
Figura 36 – Linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80S com TTAT. Ampliação de (a) 100 x; (b) 200 x e (c) 500 x. Ataque Nital 2%.....	46
Figura 37 – ZTA GG do metal de base com TTAT. Ampliação de (a) 200 x e (b) 500 x. Ataque Nital 2%.....	47
Figura 38 – Transição ZTA GG – ZTA GF com TTAT. Ampliação de (a) 50 x e (b) 100x. Ataque Nital 2%.....	48
Figura 39. Metal de base com TTAT. Ampliação 100x. Ataque Nital 2%.....	49
Figura 40 – Camada amanteigada com TTAT.....	49
Figura 41 – Ripas de ferrita de segunda fase alinhada da camada amanteigada sem TTAT. Ampliação de (a) 1000 x e (b) 3000 x.....	51
Figura 42 – Linha de fusão sem TTAT. Ampliação de (a) 1000 x e (b) 5000 x.....	52
Figura 43 – Martensita revenida presente na ZTA GG sem TTAT. Ampliação de (a) 3000 x; (b) 5000 x e (c) 10000 x.....	53
Figura 44 – Textura martensítica da ZTA GF do aço AISI 8630M sem TTAT. Ampliação de (a) 3000 x e (b) 5000 x.....	54
Figura 45 – Agulhas de martensita revenida do metal de base. Ampliação de (a) 1000 x; (b) 3000 x; (c) 5000 x e (d) 10000 x.....	55
Figura 46 – Camada amanteigada com TTAT. Ampliação de (a) 3000 x e (b) 5000 x.....	55
Figura 47 – Linha de fusão após TTAT. Ampliação de (a) 3000 x; (b) 5000 x e (c) 10000 x.....	56
Figura 48 – Martensita revenida presente na ZTA GG do metal de base após o TTAT. Ampliação de (a) 500 x; (b) 1000 x; (c) 3000 x e (d) 5000 x.....	57
Figura 49 – ZTA GF do metal de base após TTAT. Ampliação de (a) 1000 x; (b) 3000 x e (c) 5000 x.....	58

Figura 50 – Metal de base após TTAT. Ampliação de (a) 1000 x e (b) 5000 x.....	59
Figura 51 – Perfil de composição química da interface 8630M/AWS ER 80S (a) sem TTAT e (b) com TTAT.....	60
Figura 52 – Região da ZTA GG da interface 8630M/AWS ER 80S analisada quimicamente por EDS.....	61
Figura 53 – Região da linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80S analisada quimicamente por EDS.....	61
Figura 54 – Região da ZTA GF da interface 8630M/AWS ER 80S analisada quimicamente por EDS.....	63
Figura 55 – Perfil de composição química da interface 8630M/Inconel 625.....	63
Figura 56 – Perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT.....	64
Figura 57 – Perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S com TTAT.....	64
Figura 58 – Comparação entre as microdurezas médias da interface 8630M/AWS ER 80S.....	66
Figura 59 – Identações antes e após o TTAT. (a) com TTAT e (b) sem TTAT.	67

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química dos aços AISI 8630 e AISI 8630M.....	7
Tabela 2 – Composição química (% em peso) do aço AISI 8630M.....	33
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem para amateigamentos.....	35
Tabela 4 – Composição química pontual por EDS das regiões 1, 2 e 3 selecionadas na interface 8630M/AWS ER 80S.....	65
Tabela 5 – Valores médios de microdureza e desvios padrões para as condições com e sem TTAT.....	67

SUMÁRIO

1. Introdução.....	1
1.2 Objetivos.....	4
1.2.1 Objetivo Geral.....	4
1.2.2 Objetivos Específicos.....	4
2 Fundamentação Teórica.....	6
2.1 Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) e o AÇO AISI 8630M.....	6
2.2 Processo de Soldagem MIG/MAG (GMAW).....	10
2.2.1 Vantagens e Desvantagens do Processo MIG/MAG (GMAW)....	11
2.2.2 Equipamentos de Soldagem.....	12
2.2.3 Parâmetros de Soldagem.....	15
2.3 Regiões da Junta Soldada.....	17
2.3.1 Metal de Solda ou Zona Fundida.....	18
2.3.2 Zona de Ligação.....	19
2.3.3 Zona Termicamente Afetada (ZTA).....	19
2.4 Microestrutura do Metal de Solda ou Zona Fundida.....	20
2.5 Microestrutura da ZTA para Soldagem com passe único.....	23
2.6 Microestrutura da ZTA para Soldagem com múltiplos passes.....	25
2.7 Amateigamento.....	26
2.8 Amateigamento do Aço AISI 8630M.....	29
2.9 Interface 8630M/AWS ER 80S.....	32
3 Materiais e Métodos.....	35
3.1 Materiais.....	35
3.2 Métodos.....	35
3.2.1 Parâmetros de Soldagem.....	36
3.2.2 Tratamentos Térmicos.....	36
3.2.3 Microscopia Ótica.....	37
3.2.4 Microdureza.....	37
3.2.5 MEV.....	38
4 Resultados e Discussões.....	39
4.1 Caracterização por Microscopia Ótica sem TTAT da interface 8630M/AWS ER 80S.....	39

4.2 Caracterização por Microscopia Ótica com TTAT da interface 8630M/AWS ER 80S.....	46
4.3 Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura sem TTAT da interface 8630M/AWS ER 80S.....	53
4.4 Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura com TTAT DA interface 8630M/AWS ER 80S.....	57
4.5 Análise Química da interface 8630M/AWS ER 80S por EDS.....	62
4.6 Avaliação do Perfil de Microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S com e sem TTAT.....	66
5 Conclusões.....	72
Referências Bibliográficas.....	73

1. Introdução

A indústria de petróleo e gás exige cada vez mais o desenvolvimento de materiais e processos que garantam a utilização destes em ambientes agressivos. Além disso, com a descoberta das camadas de pré – sal, os componentes utilizados para extração de petróleo e gás são submetidos a elevadas pressões e baixas temperaturas, facilitando a ocorrência de possíveis falhas mecânicas com consequentes desastres ambientais (Almeida, 2014). Desse modo, a otimização de processos de soldagem na união de componentes mecânicos e a utilização de materiais com elevada tenacidade vem sendo motivo de altíssimo interesse na indústria de petróleo e gás, uma vez que a possibilidade de falhas nas baixas temperaturas e elevadas pressões aliadas aos efeitos agressivos do ambiente marítimo aumentam as chances de falhas mecânicas, principalmente nas regiões soldadas, caracterizadas por diferentes propriedades em relação aos componentes mecânicos devido aos ciclos térmicos de soldagem.

De maneira geral, considera-se um material frágil aquele que não apresenta considerável deformação plástica no momento de sua ruptura. No entanto, é importante ressaltar que um material frágil não necessariamente apresente baixos níveis de resistência mecânica, pois as condições em que este está submetido podem alterar o modo de fratura do material. Assim, materiais dúcteis em determinadas condições de temperatura e pressão podem apresentar comportamento frágil se submetidos em outras condições de serviço. O modo de fratura frágil é caracterizado por uma superfície com pequenos lábios de deformação plástica (Braz, 1999).

É reportado na literatura alguns casos de fraturas frágeis em materiais, onde desastres ambientais severos envolvendo vidas humanas e a inutilidade das estruturas por completo foram analisadas. Atualmente, os acidentes mais importantes têm acontecido em pontes, plataformas petrolíferas, oleodutos, vasos de pressão e fuselagens de aviões (Pope, 2004). É possível citar numerosas falhas com trens de aterrissagem e em motores atribuídas a fadiga e a corrosão dos componentes sob baixas tensões geradas pela presença de trincas pré-existentes como reportado na falha da aeronave F-111.

Tendo em vista toda essa problemática do setor de extração de petróleo e gás, aços de alta resistência mecânica e baixa liga (ARBL) vem sendo utilizados e cada

vez mais estudados no intuito de compreender os mecanismos de fratura ocorridos, baseando-se na microestrutura gerada nas juntas soldadas desses aços. Além disso, devido as altas solicitações mecânicas, baixas temperaturas e a possibilidade de fragilização por hidrogênio, deve existir uma boa relação entre a tenacidade e a resistência mecânica destes aços, característica exigida pela norma NACE MR017. Dois aços que atendem bem as exigências da norma NACE MR017 são: AISI 8630M e ASTM A182 F22 (Oliveira, 2013).

O mecanismo microestrutural responsável pela combinação de elevada tenacidade e alta resistência mecânica é adquirido durante os tratamentos térmicos ou devido ao aporte térmico dos processos de soldagem através da formação e precipitação de carbeto e nitreto dos seus principais elementos de liga na matriz metálica. O ganho na tenacidade é decorrente da redução do tamanho de grão austenítico durante o tratamento térmico ou processo de soldagem, uma vez que a precipitação desses carbeto e nitreto dificultam o crescimento dos grãos, além de aumentarem a resistência mecânica devido ao endurecimento por solução sólida na matriz (Oliveira, 2014).

O aço AISI 8630M é um aço com elevada temperabilidade e, portanto, com alto grau de tensões internas. O amantecimento desse aço surge da necessidade em reduzir os efeitos deletérios devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica entre este e o metal de adição. Ligas de níquel são utilizadas para amantecimento do aço AISI 8630M devido a sua tenacidade e elevada resistência à corrosão. Outra possibilidade de amantecimento do aço AISI 8630M consiste em aços baixo carbono. No entanto, as diferenças microestruturais e, conseqüentemente, de propriedades mecânicas são bastante diferentes ao utilizar um desses grupos para realizar o amantecimento no aço AISI 8630M.

Válvulas submarinas são fabricadas com o aço AISI 8630M e são soldadas às tubulações de extração de petróleo. Nesse contexto, as elevadas pressões e baixas temperaturas aliadas com microestruturas frágeis presentes na região de solda juntamente com o efeito deletério do hidrogênio pode ocasionar a falha mecânica desses dispositivos mecânicos em uso. Devido a essa aplicação submarina, são realizadas pinturas anticorrosivas no aço e proteção catódica afim de reduzir a corrosão do componente mecânico fabricado com o mesmo (Batista, 2016). Foram

observadas fraturas de característica frágil na região de interface 8630M/Inconel 625. Com o intuito de entender o mecanismo de fratura e melhorar a aplicabilidade desse aço, caracterizações microestruturais foram realizadas e um mecanismo de fragilização pelo hidrogênio foi proposto (Fenske, 2010).

O amanteigamento pode ser feito objetivando a otimização das propriedades das juntas. Este consiste no depósito de um revestimento com espessura determinada seguido do preenchimento da junta com um metal diferente do utilizado no amanteigamento ou não. Encontra-se na literatura sobre os aços AISI 8630M, camadas de amanteigamento realizadas com aços baixo carbono e com ligas de níquel. Dessa forma, torna-se necessário apenas um tratamento térmico para alívio de tensões (TTAT) após o amanteigamento, revenindo o metal de base e protegendo-o dos ciclos térmicos de cada passe de preenchimento da junta. Com a finalidade de impedir falhas catastróficas nessas soldas, busca-se a otimização dos parâmetros de tratamento térmico pós – soldagem (TTPS) a fim de obter-se uma microestrutura tenaz na junta soldada. No entanto, o TTPS nem sempre é viável, uma vez que existe a possibilidade de perdas de propriedades mecânicas, além da dificuldade de soldar todo o componente mecânico (Azevedo, 2002).

Foi observado que a interface das juntas dissimilares amanteigadas com ligas de níquel é o ponto de maior ocorrência de falhas nas juntas soldadas dos aços AISI 8630M, sendo colocadas em estudo a fim de se entender o mecanismo de fratura e evitá-las. Observa-se que ocorre um elevado gradiente químico, formação de microconstituintes frágeis e carbeto do tipo M_7C_3 nessa região (Beaugrand, 2009). Como esses componentes mecânicos são protegidos catodicamente, íons H^+ podem difundir para regiões frágeis como a martensita virgem formada durante os passes de amanteigamento e, até mesmo se aglomerarem nos carbonetos formados na interface dissimilar, gerando caminhos de baixa energia de fratura (Fenske, 2010).

O amanteigamento do aço 8630M com aço baixo carbono surge como uma alternativa no que se refere à fragilização pelo hidrogênio destes em ambiente marítimo, uma vez que não se espera a formação de zonas parcialmente diluídas descontínuas frágeis na microestrutura da interface 8630M/aço baixo carbono (Duarte, 2014). No entanto, a principal limitação da junta 8630M/AWS ER 80S de amanteigamento consiste na elevada dureza verificada na ZTA, que limita a aplicação

desse sistema em ambiente marítimo segundo a norma NACE MR017, que impõe dureza máxima de 250 HV.

Esta camada amanteigada atua como absorvedora de tensões nos casos em que estas surgem numa camada sobreposta em que o material possui alta resistência e baixa ductilidade, tal como os revestimentos duros, e atuando também como uma camada protetora em situações que possam ocorrer difusão e precipitação de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda. O amanteigamento surge também como uma alternativa para situações em que a aplicação de tratamentos térmicos pós soldagem torna-se inviável, uma vez que os parâmetros de soldagem utilizados no amanteigamento podem ser ajustados com o intuito de promover o refinamento da zona termicamente afetada de grãos grosseiros (ZTA GG) do passe anterior pela submissão do aporte térmico do passe subsequente (Falcão, 1997).

1.2. Objetivos

1.2.1. Objetivo Geral

Este trabalho teve como objetivo geral avaliar a microestrutura e o perfil de microdureza da interface do amanteigamento do aço AISI 8630M com o metal de adição AWS ER 80S utilizando o processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*).

1.2.2. Objetivos Específicos

- Avaliar o efeito do tratamento térmico de alívio de tensões sobre a microestrutura e o perfil de microdureza na interface 8630M/AWS ER 80S;
- Relacionar o perfil de microdureza com as características microestruturais da interface 8630M/AWS ER 80S;

- Comparar a microestrutura e o perfil de microdureza da interface utilizando o aço AWS ER 80S com aquele utilizando a liga de Ni Inconel 625 como metal de adição.

2. Fundamentação Teórica

2.1. Aços Alta Resistência Baixa Liga (ARBL) e o aço 8630M

Os novos desafios no setor de exploração de petróleo possibilitaram o desenvolvimento de aços que combinassem alta resistência mecânica com elevada tenacidade. Esses materiais são conhecidos como aços alta resistência baixa liga (ARBL) ou *High Strength Low Alloy* (HSLA). Desse modo, aços com baixo e médio teor de carbono puderam aliar tenacidade e resistência mecânica, expandindo o campo de aplicação desses materiais graças a introdução de determinados elementos de liga. Outro ponto forte dos aços ARBL que também é devido a incorporação de elementos de liga em aços baixo e médio carbono reside na soldabilidade, sendo um fator fundamental para a aplicação desses materiais (Costa, 2013).

O mecanismo microestrutural responsável pela combinação de elevada tenacidade e alta resistência mecânica é adquirido durante os tratamentos térmicos ou devido ao aporte térmico dos processos de soldagem através da formação e precipitação de carbeto e nitreto dos seus principais elementos de liga na matriz metálica. O ganho na tenacidade é decorrente da redução do tamanho de grão austenítico durante o tratamento térmico ou processo de soldagem, uma vez que a precipitação desses carbeto e nitreto dificultam o crescimento dos grãos, além de aumentarem a resistência mecânica solubilizando na matriz (Oliveira, 2014).

O aço AISI 8630M (modificado) é um aço baixa liga com médio teor de carbono que possui maiores teores dos elementos níquel, cromo e molibdênio, além da incorporação de nióbio, vanádio e titânio, quando comparado com o aço AISI 8630. A presença de maiores teores de Ni, Cr e Mo e da incorporação Nb, V e Ti fornecem ao aço AISI 8630M propriedades, tais como elevada tenacidade, alta resistência mecânica e dureza, devido aos mecanismos de formação, precipitação e solubilização de carbeto e nitreto desses elementos na matriz, além da melhor soldabilidade em relação ao aço AISI 8630. Dessa forma, o aço AISI 8630M é considerado um aço ARBL, pois alia alta resistência mecânica com uma elevada tenacidade devido a incorporação desses elementos de liga. A tabela 1 apresenta a diferença entre as composições químicas desses dois aços. Na figura 1 é possível identificar diferenças

nas propriedades de dureza e de limite de escoamento em barras de 4,8 polegadas desses dois aços.

Tabela 1 - Composição química dos aços AISI 8630 e AISI 8630M (Cantarim, 2011).

Composição Química		
	AISI 8630 comum ⁽⁴⁾	AISI 8630 modificado ⁽⁵⁾
%C	0,280 - 0,330	0,280 - 0,430
%Mn	0,700 - 0,900	0,750 - 0,950
%Si	0,150 - 0,300	0,150 - 0,350
%Ni	0,400 - 0,700	0,700 - 0,900
%Cr	0,400 - 0,600	0,800 - 1,000
%Mo	0,150 - 0,250	0,350 - 0,450
%P	0,035 máx	0,025 máx.
%S	0,040 máx	0,025 máx
%Nb	-	0,005 máx
%V	-	0,005 máx
%Ti	-	0,005 máx

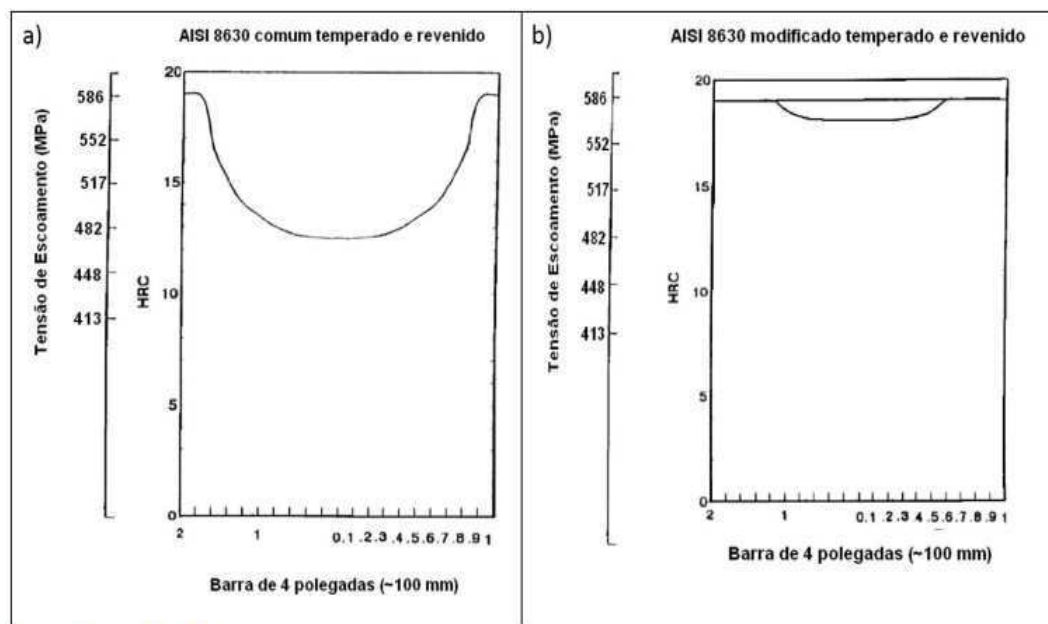


Figura 1 - Profundidade de têmpera dos aços AISI 8630 e AISI 8630M (Oliveira, 2013).

É perceptível a redução significativa do limite de escoamento e da dureza para o aço AISI 8630 na condição temperado e revenido. Entretanto, o aço AISI 8630M foi submetido ao mesmo tratamento térmico e apresentou pequena redução de dureza e do limite de escoamento em relação a profundidade da barra. A redução da dureza com a profundidade da barra se deve a substituição do microconstituente martensita pela ferrita no AISI 8630, uma vez que menores taxas de resfriamento são originadas em regiões mais centrais em relação a superfície (Chiaverinni, 2012).

Como discutido anteriormente, essas diferenças nas propriedades são devidas a formação, precipitação e solubilização de carbeto e nitretos (partículas estáveis) dos principais elementos de liga do aço AISI 8630M. Cada um desses elementos atua de forma específica:

- **Cromo (Cr)** – Forma o carbeto Cr_7C_3 , sendo fundamental na soldabilidade dos aços ARBL, uma vez que promove uma sensível redução no teor de carbono do aço;
- **Molibdênio (Mo)** – Responsável pelo aumento no limite de escoamento e na tensão de ruptura devido à precipitação do carbeto Mo_2C .
- **Titânio (Ti) e Nióbio (Nb)** - Atuam como fortes refinadores de grãos devido a precipitação intergranular dos carbeto TiC e NbC , respectivamente.
- **Vanádio (V)** – Atua aumentando a dureza e dificultando a difusividade de hidrogênio na matriz devido a formação do carbeto V_4C_3 .
- **Níquel (Ni)** – Adicionado para aumentar a ductilidade do aço. No entanto, este elemento propicia à fragilização do mesmo, sendo o teor controlado entre 0,6 e 1%.

A pesquisa, desenvolvimento e produção dos aços ARBL propiciou a incorporação e a combinação dos elementos de liga, que favorecem uma excelente relação resistência/tenacidade e uma sensível queda no teor de carbono, aumentando a soldabilidade desses aços, acarretando em menor fragilização dos mesmos.

De acordo com o Instituto Internacional de Soldagem (IIW), a soldabilidade de aços ARBL pode ser estimada para aços com teores de carbono superiores ou iguais a 0,12% em peso (situação do AISI 8630M), de acordo com o percentual dos seus elementos de liga segundo a equação 1, evidenciando o fator de cada elemento na

temperabilidade do aço, onde a somatória desses fatores fornece o carbono equivalente.

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (1)$$

Dessa forma, se $C_{eq} \geq 0,6$, o material é extremamente sensível a fissuração, tornando necessário a otimização de técnicas e/ou parâmetros de soldagem que minimizem a formação de uma microestrutura frágil. Se $C_{eq} \leq 0,4$, o aço apresenta menor tendência a fissuração (Costa et. al., 2014).

No decorrer das últimas décadas, pesquisadores destinaram forte preocupação para a obtenção de diagramas de transformação por resfriamento contínuo (TRC) dos aços ARBL com o intuito de avaliar e compreender a complexidade microestrutural desses aços. No caso do aço ARBL AISI 8630, Evans (1973) forneceu o TRC desse aço de forma expandida, como observado na figura 2, onde martensita, bainita, ferrita e perlita podem coexistir ou não na microestrutura do material dependendo da taxa de resfriamento imposta.

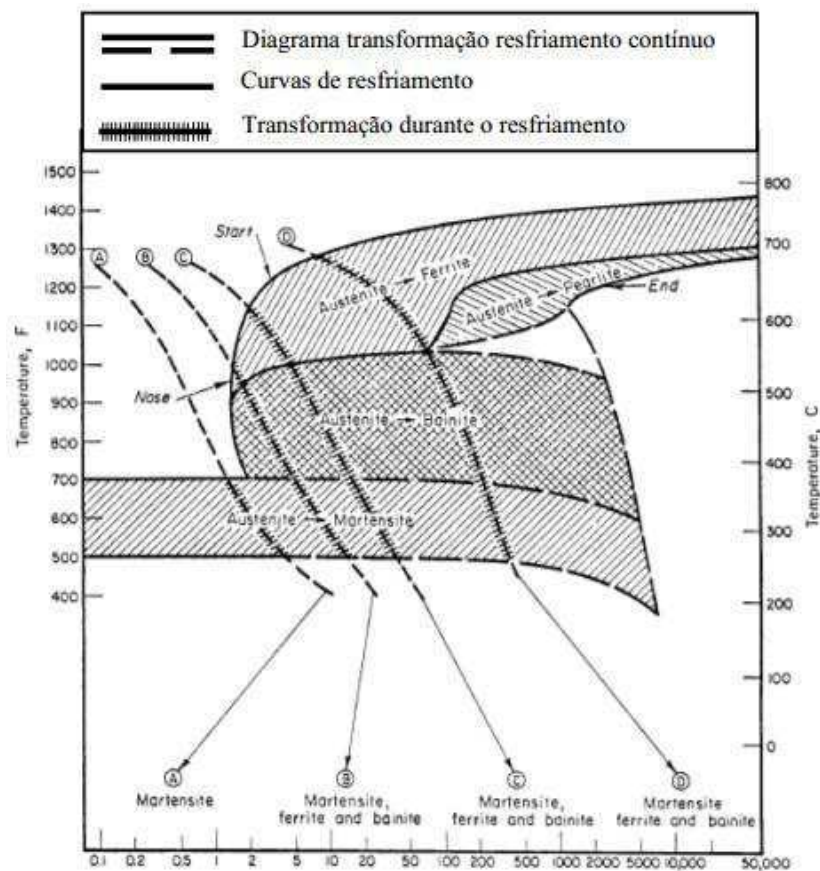


Figura 2 - Diagrama de transformação por resfriamento contínuo (TRC) para o aço AISI 8630 (Evans, 1973).

A partir desse diagrama pode ser constatada uma das principais características do aço AISI 8630, que é a textura martensítica de sua microestrutura, uma vez que para quase todas as taxas de resfriamento o microconstituente martensita é formado. A micrografia na Figura 3 abaixo demonstra o caráter martensítico desse aço.

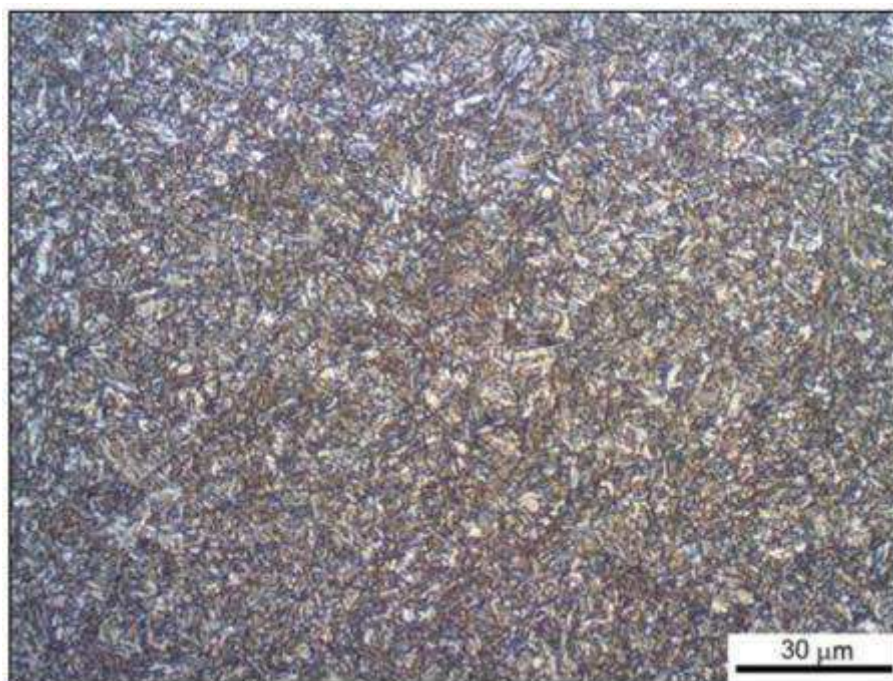


Figura 3. Imagem por microscopia óptica da textura martensítica do aço AISI 8630 temperado e revenido a 640 °C (Duarte, 2014).

2.2. Processo de Soldagem MIG/MAG (GMAW)

O processo de soldagem GMAW (Gas Metal Arc Welding) consiste na união de peças metálicas pelo calor gerado por um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico nu consumível e a peça a ser soldada. A proteção da região a ser soldada é feita através de um gás, que pode ser inerte ou ativo. No Brasil, se o processo utilizar um gás (ou mistura de gases) de proteção inerte, a terminação MIG (Metal Inert Gas) é utilizada. No entanto, se um gás (ou mistura de gases) de proteção ativo for usado durante a soldagem, utiliza-se a terminação MAG (Metal Active Gas). Esse procedimento de soldagem tem sido bastante utilizado na fabricação e manutenção de equipamentos e peças metálicas, na recuperação de peças desgastadas e no recobrimento de superfícies metálicas com materiais especiais (Modonesi, 2005).

Apesar da soldagem GMAW ser realizada manualmente, normalmente, esse processo é feito de maneira semiautomática, onde a alimentação do arame eletrodo

é feita mecanicamente através de um alimentador motorizado, sendo a responsabilidade da iniciação e interrupção do arco elétrico do soldador. A manutenção do arco é garantida pela alimentação contínua do arame eletrodo, enquanto o comprimento do arco é mantido aproximadamente constante pelo sistema, independentemente dos movimentos do soldador, dentro de certos limites, nos sistemas mais comuns utilizados neste processo (Brandi, 1992).

2.2.1. Vantagens e Desvantagens do Processo MIG/MAG (GMAW)

Uma das vantagens do processo GMAW consiste na ampla faixa de espessura de metais a serem soldados, variando entre 0,8 e 2,4 mm, além de abranger materiais ferrosos e não ferrosos. Quando realizada com gás ou mistura de gases ativos, apenas materiais ferrosos são utilizados, tendo o CO₂ ou misturas ricas neste gás como gás de proteção. A utilização de gás ou mistura de gases inertes é adequada para ferrosos e não ferrosos, como alumínio, cobre, magnésio, níquel e suas ligas (Brandi, 1992).

A alta taxa de deposição, versatilidade do processo em termos de materiais e espessuras destes, não existência de fluxos de soldagem, com conseqüente ausência da operação de remoção de escória e menor exigência técnica do soldador podem ser tidos como vantagens do processo GMAW quando comparado à soldagem com eletrodos revestidos. No entanto, esse processo de soldagem apresenta uma maior sensibilidade aos parâmetros de soldagem, que influenciam diretamente na qualidade do cordão de solda depositado na junta, além da necessidade de um ajuste rigoroso destes para obtenção do cordão desejado, uma vez que os mesmos atuam de forma preponderante em aspectos diferentes do cordão depositado, tais como largura, altura e penetração (Modonesi, 2005).

2.2.2. Equipamentos de Soldagem

O equipamento básico para soldagem GMAW é composto de uma fonte de energia, um alimentador de arame, uma tocha de soldagem e uma fonte de gás protetor, além de cabos e mangueiras. Dispositivos auxiliares como posicionadores e sistemas de movimento da tocha podem ser usados na soldagem mecanizada. Quando comparado com o processo de soldagem com eletrodos revestidos, o maior custo do equipamento e a conseqüente necessidade de maior manutenção dos mesmos, além de uma menor variedade de consumíveis são tidas como outras

limitações do processo GMAW em relação ao citado anteriormente. A figura 4 mostra um esquema dos equipamentos utilizados nesse processo.

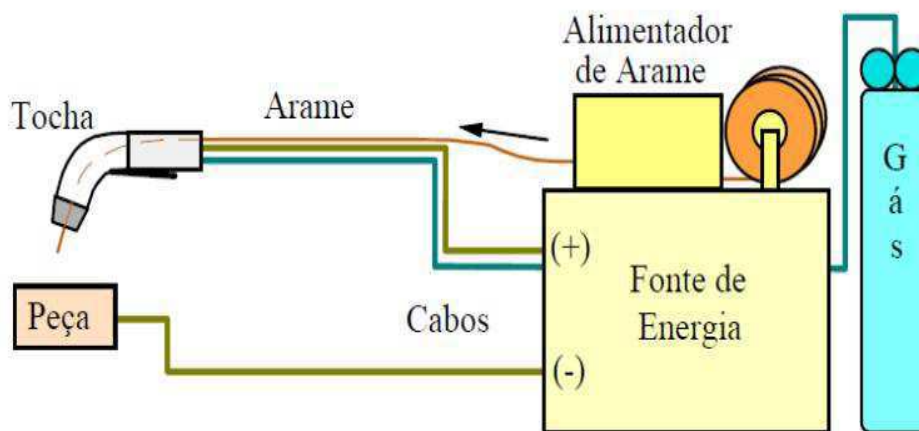


Figura 4. Ilustração esquemática dos equipamentos utilizados na soldagem GMAW (Costa, 2013).

Normalmente, a soldagem GMAW é realizada com uma fonte estática de saída do tipo tensão constante em conjunto com um alimentador de arame de velocidade constante. Nessa configuração, a tensão, reguladora do comprimento do arco, e a velocidade de alimentação do arame permanecem quase constantes durante o processo. Logo, as perturbações das condições de soldagem pré-estabelecidas são reguladas por alterações na corrente de soldagem e no comprimento energizado do eletrodo consumível com o intuito de manter o comprimento do arco constante durante todo o processo, sendo o principal motivo, juntamente com a facilidade de abertura do arco, as principais razões da grande popularidade desse modo de operação (Brandi, 1992).

As fontes convencionais são do tipo transformador – retificador, uma vez que este processo utiliza corrente contínua, sendo possível o ajuste da tensão de saída numa faixa entre 18 e 50 V. No que concerne aos alimentadores de arame, estes são acionados por um motor de corrente contínua, tornando a alimentação de arame com velocidade constante, ajustável em uma ampla faixa. É importante salientar que modificando a velocidade de alimentação de arame, modifica-se também a corrente de soldagem no mesmo sentido. Até a saída do arame pelo bico da tocha, esse passa por um conjunto de roletes de alimentação. Qualquer variação entre o alimentador e a tocha como variações no diâmetro do arame ou furo do bico de contato podem atuar de forma resistiva a passagem do eletrodo, gerando alterações na velocidade de

alimentação. Além disso, pequenos diâmetros de arame ou de materiais dúcteis podem sofrer flambagem entre os roletes alimentadores e conduíte, causando a interrupção do processo. Adicionalmente, bico de contato desgastado, acúmulo de detritos e ângulo de inclinação agudos do conduíte são outros pontos a serem observados pelo soldador a fim de não provocar a interrupção do processo de soldagem (Modonesi, 2011).

Os arames de aço utilizados na soldagem GMAW passam, geralmente, por um processo de cobreamento. Esse fato é justificado pela proteção à corrosão que o revestimento de cobre fornece aos arames de aço, além de melhorar o contato elétrico na passagem dos mesmos pelo bico de contato na tocha de soldagem. A ação protetora desse revestimento é ocasionada pela formação de uma camada contínua com a finalidade de proteger o arame do meio corrosivo. Assim, uma espessura mínima é necessária para garantir essa finalidade. É importante atentar para o fato de que arames com defeitos superficiais e mal dimensionados, além de uma composição química não controlada podem causar problema de instabilidade no arco e, conseqüentemente, no cordão de solda depositado.

A tocha é constituída de punho, bico de contato (responsável pela energização do arame eletrodo), de um bocal para fluxo do gás protetor e de um gatilho para acionamento e desligamento da operação de deposição do cordão de solda. O tubo de contato possui diâmetro superior ao do arame para permitir o deslizamento e é feito de cobre, atuando como contato elétrico deslizante. Já o bocal é feito de cobre ou material cerâmico, sendo necessário que seu diâmetro seja compatível com o fluxo de gás utilizado durante o procedimento. O gatilho é responsável pelo ligamento do circuito, acionando a alimentação de arame e uma válvula solenoide que comanda o fluxo de gás. Essas tochas sofrem refrigeração à água ou pelo próprio gás de proteção, dependendo da intensidade da operação.

Assim como ilustra a Figura 4, os gases de proteção e refrigeração são acondicionados em cilindros que contêm reguladores de pressão e vazão. Os gases inertes puros são vinculados à soldagem de metais não ferrosos, atentando para os mais reativos, tais como o alumínio, titânio e magnésio, como relatado anteriormente. Ainda nesse contexto, a adição de gases ativos contendo oxigênio melhora a estabilidade do arco elétrico formado e a transferência metálica entre o arame eletrodo

e a peça devido a presença de óxidos, que facilitam a transferência de elétrons (Brandi, 2012). Uma boa estratégia normalmente utilizada para a redução de custos para a soldagem de aços carbono e aços baixa liga consiste na utilização de CO_2 , uma vez que este apresenta boa estabilidade à temperatura ambiente e se decompõe em CO e O quando submetido às elevadas temperaturas do arco elétrico, tornando-se ativo. Misturas contendo gás Hélio (He) são utilizadas na soldagem de peças com elevadas espessuras. Isso é devido a sua maior condutividade térmica quando comparado ao Argônio (Ar) (Modonesi, 2011).

2.2.3. Parâmetros de Soldagem

Como afirmado anteriormente, os parâmetros de soldagem atuam diretamente na qualidade do cordão. No entanto, a compreensão de como os parâmetros de soldagem influenciam e se relacionam no processo GMAW é de fundamental importância para o sucesso operacional, garantindo características metalúrgicas e mecânicas à junta soldada de acordo com as condições de serviço. Dentre os parâmetros de controle, estão: polaridade, tensão do arco, corrente de soldagem, distância do bico à peça (DBCP), velocidade de soldagem e gás de proteção.

A polaridade de soldagem no processo GMAW é, geralmente, a polaridade inversa $\text{CC}+$. A polaridade direta $\text{CC}-$ com corrente contínua gera uma taxa de deposição cerca de 30% superior a polaridade inversa, apesar desta última gerar maior penetração (Brandi, 1992). Dessa forma, a polaridade $\text{CC}-$ é mais adequada para a soldagem de revestimentos no processo de soldagem GMAW. A figura 5 apresenta, de forma esquemática, o efeito das polaridades inversa e direta.

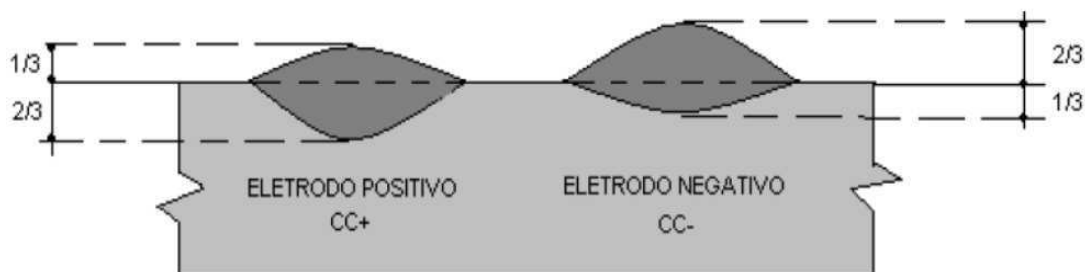


Figura 5. Efeito das polaridades inversa e direta no processo GMAW (Duarte, 2014).

A tensão de saída da fonte atinge primariamente o comprimento do arco elétrico estabelecido entre o eletrodo consumível e a peça metálica. À medida que se aumenta a tensão de soldagem, aumenta-se o comprimento do arco, acarretando em

características específicas para o cordão de solda. Assim, tensões de soldagem elevadas tendem a gerar cordões mais largos e de menor altura. No entanto, é necessário identificar um ponto ideal para a tensão de soldagem com a finalidade de se obter uma boa estabilidade do arco (Duarte, 2014).

A DBCP consiste na distância do bico da tocha até a peça. Quanto maior essa distância, maior será a extensão do arame eletrodo entre o bico de contato na tocha e a peça metálica e, portanto, maior será o aquecimento resistivo ou efeito Joule (I^2R). Desse modo, com o aumento da DBCP tem-se uma redução na corrente necessária para fundir o arame. No entanto, essa elevação acarreta na transferência de metal de solda com baixo calor, reduzindo a penetração e provocando cordões de solda irregulares.

Por definição, a velocidade de soldagem é tida como o percurso executado pela tocha em relação ao tempo gasto por ela para a realização do cordão de solda. A velocidade de soldagem está diretamente ligada a taxa de deposição. Logo, baixas velocidades de soldagem geram maior taxa de deposição em um mesmo volume de material, acarretando em cordões de solda com maiores dimensões quando comparados com os cordões formados sob altas velocidades de soldagem.

Os gases de proteção, assim como referido anteriormente, atuam protegendo a poça de fusão da contaminação de elementos ou substâncias presentes na atmosfera ou região de trabalho. Estes atuam como variável do processo, uma vez que, dependendo do gás ou mistura de gases utilizada, maior condutividade térmica, penetração e largura dos cordões de solda podem ser conseguidos. Como exemplo, é possível citar a maior condutividade térmica do gás He e do CO_2 , que em elevadas temperaturas dissocia-se em CO e O, favorecendo a transferência de metal de solda para a poça de fusão (Duarte, 2014).

Por fim, tendo em vista todas essas variáveis, torna-se evidente a importância da compreensão prática e teórica de cada um desses parâmetros para que se obtenham soldas com os fins práticos desejáveis e com o mínimo de defeitos, garantindo uma união consistente e atendendo aos requisitos de projeto. Esses parâmetros também afetam diretamente nas características metalúrgicas do metal de solda e da ZTA do metal de base, tornando ainda mais evidente a necessidade do controle desses parâmetros na otimização de soldas de alta qualidade.

2.3. Regiões da Junta Soldada

A junta soldada é constituída por diferentes regiões macroscópicas: metal de solda (MS); metal de base (MB); zona de ligação (ZL); zona termicamente afetada (ZTA), como mostrado na figura 6. A soldagem com passes múltiplos torna essa configuração mais complexa, uma vez que o ciclo térmico de um passe promove modificações estruturais na configuração do passe anterior.

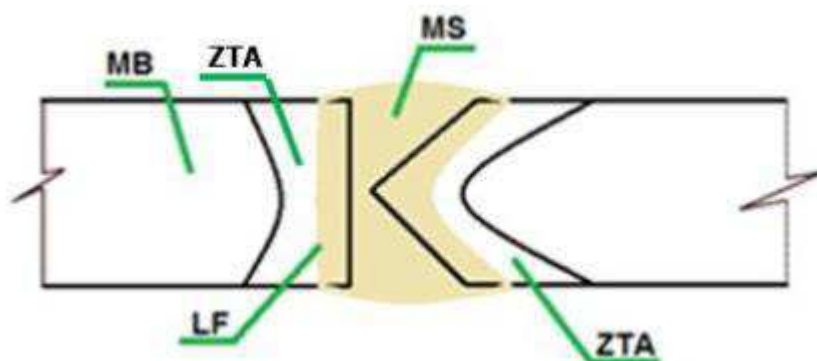


Figura 6. Diferentes regiões macroscópicas de uma junta soldada com passe único (Farias 2013).

2.3.1. Metal de Solda ou Zona Fundida

Consiste em uma região onde as temperaturas de pico durante o processo foram superiores ao ponto de fusão do metal de solda, causando a fusão do mesmo. Regiões do metal de base adjacentes ao metal fundido atingem a temperatura liquidus e mistura-se com este. Desse modo, a zona fundida é caracterizada por uma composição química heterogênea e com propriedades mecânicas e microestrutura dependente dos consumíveis utilizados durante o processo de soldagem.

A diluição que ocorre corresponde ao percentual do metal de base que fundiu e misturou-se com o metal de solda devido ao aporte térmico durante o processo de soldagem e compõem a zona fundida da junta. Quanto maior a energia de soldagem utilizada, maior a tendência de ocorrer uma diluição mais intensa, acarretando em mudanças composicionais, microestruturais e de propriedades mecânicas da zona fundida. A diluição pode ser expressa através das áreas transversais do metal de base na ZF (A) e da área do metal de solda (B) na ZF de acordo com a equação 2 (Modonesi, 2011):

$$D = \frac{A}{A + B} \times 100 \quad (2)$$

A soldagem é um processo de fabricação/união de materiais que concentra considerável aporte térmico em um volume de material pequeno. Isso resulta em altas taxas de resfriamento quando comparado a outros processos de fabricação. Os grãos do metal fundido apresentam direções de crescimento diferentes, onde os que possuem direções alinhadas com o gradiente térmico são favorecidos em decorrência do impedimento dos que não possuem. Esse fenômeno é conhecido como crescimento competitivo de grãos. A figura 7 ilustra esse fenômeno. Outro fato também evidenciado na ilustração é que a microestrutura da zona fundida apresenta grãos que se desenvolvem a partir da direção de crescimento dos grãos adjacentes no metal de base (crescimento epitaxial) (Costa, 2013).

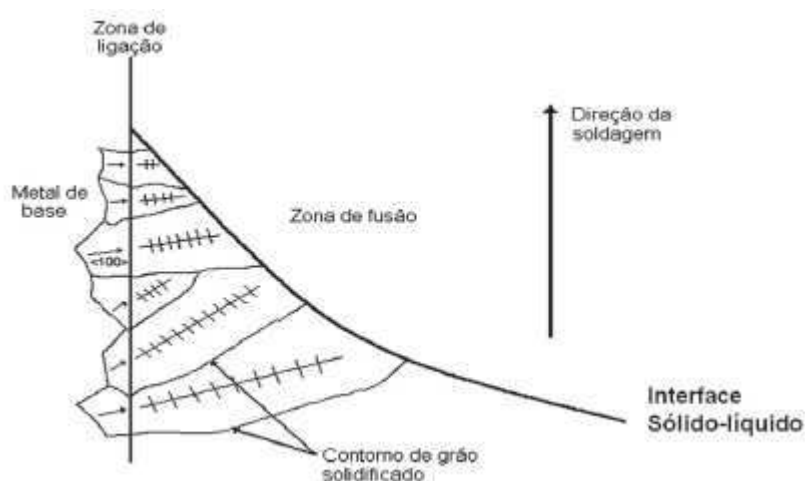


Figura 7. Crescimento competitivo de grãos (Duarte, 2014).

2.3.2. Zona de Ligação

A zona de ligação consiste na região entre a ZTA e o metal de solda. O crescimento de grãos é iniciado a partir do metal de base. Apresenta a transição metalúrgica do metal de base para a zona fundida a partir da linha de fusão. A figura 7 representa essa região como uma linha entre o metal de solda e o metal de base a partir da qual ocorre o crescimento epitaxial dos grãos na zona fundida.

2.3.3. Zona Termicamente Afetada (ZTA)

A ZTA é a região da junta soldada onde ocorreu mudança nas propriedades mecânicas do metal de base devido a alterações microestruturais relacionadas aos

ciclos térmicos de cada ponto e onde não ocorreu variação da composição química do metal. Consiste em uma área crítica de interesse devido aos problemas de fraturas nessa região relatados na literatura e por apresentar sub-regiões de grãos grosseiros, grãos finos, parcialmente modificadas, precipitações e revenidas, ocasionando heterogeneidades em propriedades mecânicas como dureza e tenacidade (Modonesi, 2011). A figura 8 mostra duas macrografias especificando as zonas termicamente afetadas ou zonas afetadas pelo calor (ZAC) para uma situação de passe único e de passes múltiplos na soldagem. É possível observar a influência na configuração das regiões na junta soldada mais complexa na última situação devido ao efeito do aporte térmico de um cordão de solda no outro.

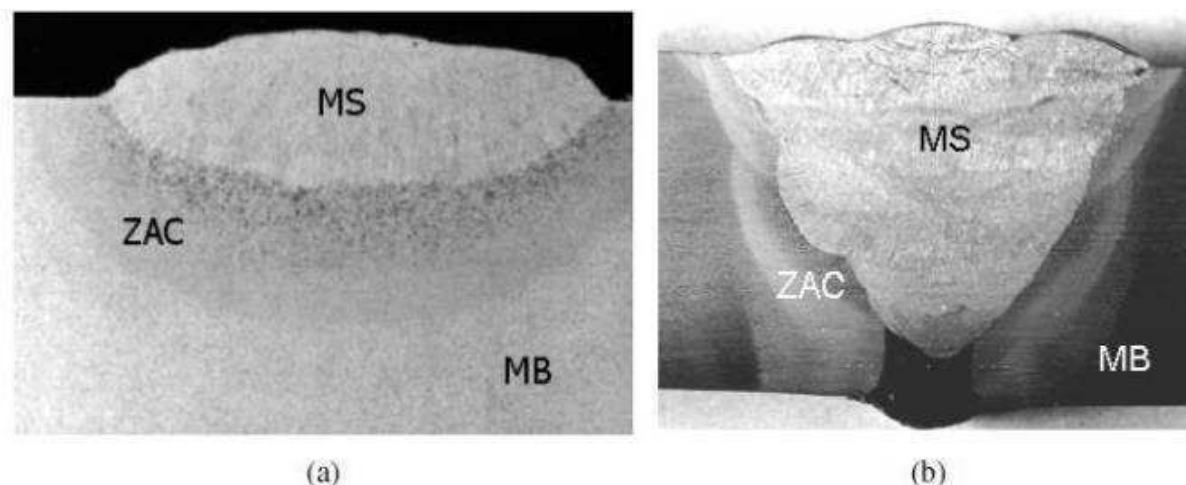


Figura 8. (a) solda com passe único e (b) solda com passes múltiplos (Duarte, 2014).

2.4. Microestrutura do metal de solda ou zona fundida

A microestrutura da zona fundida para um metal de solda baixo carbono e baixa liga é resultado do crescimento epitaxial do metal de solda solidificado, sendo influenciado pela composição química, tamanho de grão, micro segregações e grau de deformação da austenita, além das condições de aquecimento e resfriamento, bem como da presença de elementos de liga (Siderley et. al., 2006)

Para uma solda monopasse, a microestrutura da zona fundida será função dos produtos de decomposição da austenita em ferrita durante o resfriamento. No entanto, a ferrita assume várias morfologias, sendo algumas muito semelhantes. Para soldas multipasse, a microestrutura será formada por regiões reaquentadas e alteradas pelos ciclos térmicos de passes posteriores e por regiões que não sofreram nenhuma influência do aporte térmico dos passes posteriores.

As fases resultantes da decomposição da austenita são basicamente: ferrita, cementita e martensita. Além destas, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas (austenita retida), precipitados e inclusões também podem surgir na microestrutura. Segundo o Instituto Internacional de Soldagem (IIW), os constituintes mais comuns da zona fundida são:

A Ferrita Primária de Contorno de Grão - PF (G): É o primeiro constituinte que se forma pela decomposição da austenita e consiste em cristais de ferrita que nuclearam nos contornos de grãos austeníticos em elevadas temperaturas de transformação (800 – 850 °C). Entre os seus grãos podem ser observados constituintes ricos em carbono e em impurezas, segregados durante a transformação de fase. Devido a estas características, grande quantidade de ferrita de contorno de grão é indesejável em soldas que devem apresentar elevada resistência à fratura por clivagem;

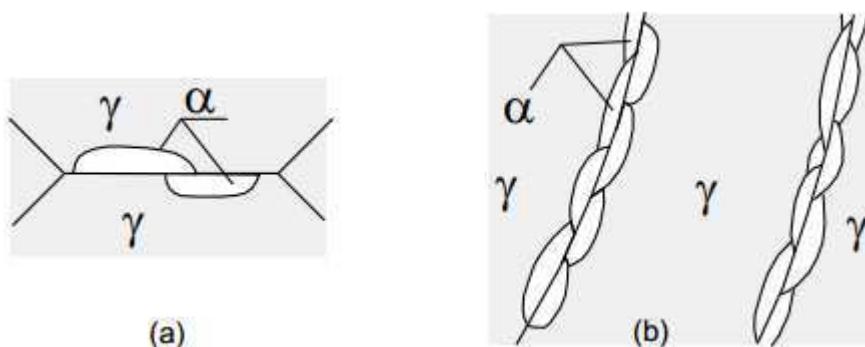


Figura 9. (a) Ilustração dos veios de ferrita de contorno de grão e (b) formação de veios de ferrita na estrutura de grãos austeníticos colunares (Modonesi, 2011).

A Ferrita Poligonal Intragranular – PF (I): Se a austenita tiver um tamanho de grão muito maior que o da ferrita que está sendo formada no contorno de grão e houver sítios para nucleação intragranular, grãos de ferrita podem ser formados no interior da austenita. Também pode ocorrer a segregação de constituintes ricos em carbono como a perlita entre os grãos de ferrita Intragranular;

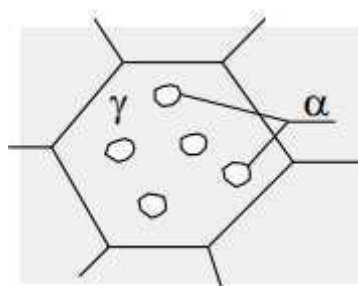


Figura 10. Ilustração esquemática da ferrita Intragranular (Modonesi, 2011).

A Ferrita de Segunda Fase Alinhada – FS (A): Cresce para o interior dos grãos austeníticos, mantendo com estes uma relação cristalográfica bem definida. As regiões da austenita entre as placas de ferrita se enriquecem de carbono durante seu crescimento e dão origem a regiões de perlita ou outros constituintes ricos em carbono. Esta morfologia é favorecida por maiores tamanhos de grão austenítico, teores de carbono intermediários (0,2 – 0,4%) e, principalmente, por um super-resfriamento em relação a A_3 ;

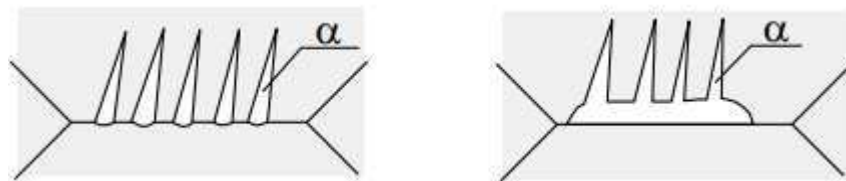


Figura 11. Ferrita de Segunda Fase Alinhada nucleada no contorno de grão e nucleada na PF (Modonesi, 2011).

A Ferrita de Segunda Fase Não Alinhada – FS (NA): Segundo o IIW, a FS (NA) é formada por ferrita envolvendo completamente carbonetos aproximadamente equiaxiais e distribuídos aleatoriamente ou grãos de ferrita acicular;

A Ferrita Acicular – AF: Corresponde ao tipo mais frequente de ferrita nucleada no interior dos grãos austeníticos, sendo formadas em temperaturas tão baixas quanto aquelas de formação da bainita em aços baixo carbono e baixa liga resfriados continuamente. A ferrita acicular forma-se intragranularmente, nucleando-se preferencialmente de forma heterogênea em sítios como inclusões, precipitados e outras irregularidades nos grãos austeníticos (Juno, 2014);

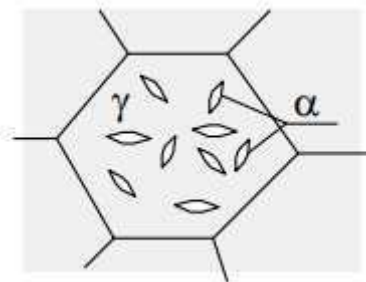


Figura 12. Ilustração da nucleação de ferrita acicular no interior dos grãos austeníticos (Modonesi, 2011).

Agregados ferrita – carboneto: Incluem a perlita, a bainita inferior e o constituinte AM, que se formam durante a decomposição da austenita rica em carbono rejeitado pela ferrita transformada em elevadas temperaturas. Para o metal de solda baixo carbono e baixa liga, esses constituintes aparecem em pequena quantidade e, quando observados por microscopia ótica e ataque de Nital 2%, formam áreas escurecidas na microestrutura, sendo de difícil identificação (Duarte, 2014);

Martensita: Em aços com maior teor de carbono ou de outros elementos de liga e em soldagens com maiores velocidades de resfriamento, a formação de ferrita pode ser parcial ou completamente suprimida, havendo a formação de uma estrutura predominantemente martensítica na zona fundida. Esta estrutura apresenta alta resistência mecânica e baixa tenacidade (Chiaverinni, 2012).

2.5. Microestrutura da ZTA para soldagem passe único

A microestrutura do aço na ZTA depende diretamente das temperaturas de pico atingidas durante o processo de soldagem. Assim, a partir da linha de fusão, ocorre uma redução gradual nessas temperaturas até que estas não sejam capazes de alterar a microestrutura do aço. A ZTA dos aços podem ser divididas em quatro regiões basicamente: ZTA de grãos de grosseiros (ZTA GG); ZTA de grãos finos (ZTA GF); ZTA intercrítica (ZTA IC) e ZTA subcrítica (ZTA SC).

A ZTA GG ou zona termicamente afetada de grãos grosseiros recebe esse nome devido ao crescimento de grão da austenita que ocorre em temperaturas entre 1200 °C e 1500 °C. Com o crescimento de grão austenítico nessa faixa, tem-se um aumento da temperabilidade, tendendo a formação de uma microestrutura frágil com baixa tenacidade. Essa região da ZTA é a que expõe maiores riscos de fratura (Modonesi, 2011).

A ZTA GF ou zona termicamente afetada de grãos finos decorre da austenitização do aço sob temperaturas de pico entre 900 °C e 1200 °C. Nessa faixa de temperaturas não ocorre crescimento considerável do grão austenítico. Apesar da possível transformação martensítica que pode ocorrer dependendo das taxas de resfriamento, é tida como uma região com melhor tenacidade em relação a ZTA GG. Dependendo das condições metalúrgicas iniciais do aço e das condições de soldagem, a ZTA GF pode apresentar dureza inferior ao metal de base (Duarte, 2014).

A ZTA IC ou zona termicamente afetada intercrítica corresponde a região da ZTA em que as temperaturas de pico atingiram valores entre A_{c1} e A_{c3} . Desse modo, ocorre uma austenitização parcial da microestrutura, podendo ocasionar a formação de martensita. Além disso, também pode ocorrer solubilizações locais de inclusões. Logo, resulta em uma microestrutura mista de uma combinação dos microconstituintes ferrita, martensita, austenita retida, inclusões e perlita.

A ZTA SC ou zona termicamente afetada subcrítica recebe esse nome pelo fato das temperaturas entre 500 °C e 700 °C serem capazes de aliviar tensões internas, esferoidizar o aço e revenir a estrutura de aços temperáveis sem ocasionar a austenitização.

A figura 13 mostra esquematicamente as diferentes regiões da junta soldada e da ZTA. Alguns parâmetros, tais como temperatura de pico, temperabilidade do aço e velocidade de resfriamento são muito importantes para a microestrutura final da ZTA.

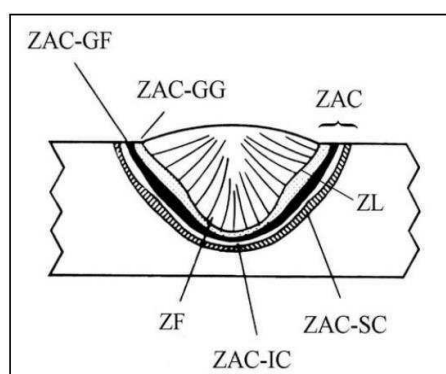


Figura 13. Regiões da ZTA de um aço a partir da linha de fusão para soldagem com passe único (Duarte, 2014).

2.6. Microestrutura da ZTA para soldagem com passes múltiplos

Como já mencionado anteriormente, na soldagem com passes múltiplos se tem a influência do ciclo térmico de soldagem sobre o passe anterior e assim sucessivamente. Ocorre um refino parcial da microestrutura pelo passe subsequente que aumenta a heterogeneidade na microestrutura e nas propriedades mecânicas da peça soldada. Além disso, a reaustenitização e o aquecimento subcrítico podem gerar efeitos consideráveis nas propriedades da junta (Falcão, 1997).

A redução da tenacidade na soldagem com passes múltiplos está vinculada com pequenas regiões dentro da ZTA GG do passe adjacente, conhecidas como

zonas frágeis localizadas (crescimento de grão e consequente aumento da temperabilidade). Além disso, tem-se a formação de microestruturas dentro da região de grãos grosseiros do passe adjacente que seguem o mesmo sentido de transformação microestrutural da soldagem com passe único: ZTA GG inalterada; ZTA GG reaquecida intercriticamente (ZTA GGRI) e a ZTA GG reaquecida subcriticamente (ZTA GGRS). Na figura 14 é possível observar de forma ilustrativa essa configuração.

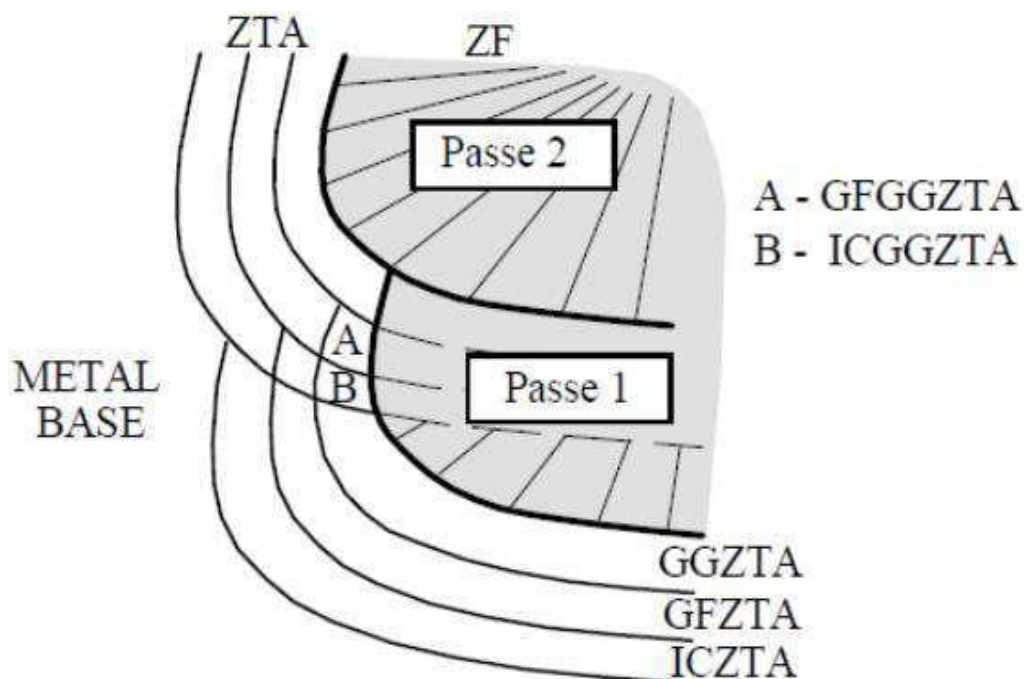


Figura 14. Efeito do aporte térmico de soldagem na ZTA do passe anterior de soldagem (Modonesi, 2011).

Dentre as vantagens da soldagem com passes múltiplos, a redução na velocidade de resfriamento por conta do aquecimento do aço no passe anterior, refino do grão e o revenimento em aços temperáveis são destacadas. Com base nessas vantagens, a técnica da dupla camada é tida como uma operação que otimiza os parâmetros de soldagem e o efeito do aporte térmico de um passe sobre outro afim de obter uma microestrutura tenaz e com dureza adequadas que dispense o tratamento térmico pós soldagem (TTPS) (Azevedo, 2002).

2.7. Amanteigamento

Devido às diferentes propriedades físicas e mecânicas entre o substrato e o metal a ser depositado como revestimento ou preenchimento da junta, torna-se necessário a existência de uma camada intermediária entre estes materiais com a

finalidade de diminuir os efeitos que surgem na soldagem. O amanteigamento consiste, então, na aplicação por soldagem dessa camada intermediária (Pontes, 2012).

O amanteigamento também atua como uma camada absorvedora de tensões nos casos de soldagem de peças espessas com elevado limite de escoamento e como uma camada protetora em situações que possam ocorrer difusão e precipitação de elementos de liga indesejáveis do metal de base para o metal de solda (Fenske, 2012).

Algumas características devem ser observadas na aplicação do amanteigamento:

1. Compatibilidade química com o material do substrato e o metal de adição utilizado no amanteigamento;
2. Surgimento de compostos intermetálicos ou regiões de elevada fragilidade na interface entre a camada amanteigada e o substrato devido ao gradiente químico entre essas regiões;
3. De maneira geral, menores diluições acarretam em menor proporção de regiões frágeis entre a camada de amanteigamento e a diluição.

Em diversas situações práticas, as dimensões dos componentes soldados não permitem a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem, inviabilizando o mesmo. Além disso, o custo de tratamentos térmicos após a soldagem é considerável e demorado, uma vez que as peças a serem tratadas devem ser colocadas em fornos adequados e precisam permanecer no mesmo em temperaturas específicas para a realização dos tratamentos (Siquara, 2006). A soldagem de amanteigamento surge como uma alternativa para essas situações, uma vez que os parâmetros de soldagem podem ser ajustados com o intuito de promover o refinamento da ZTA GG do passe anterior pela submissão do aporte térmico do passe subsequente.

As técnicas da meia camada e da dupla camada apresentam a mesma finalidade, ou seja, o refinamento da estrutura na ZTA GG do passe anterior com intuito de melhorar a tenacidade da junta soldada. A primeira técnica consiste na deposição de uma primeira camada de amanteigamento e a retirada da metade desta por esmerilhamento para a deposição da segunda camada com diâmetro de eletrodo maior, que irá promover o refinamento da ZAC GG desenvolvida pela primeira camada. Importante atentar para o fato do aumento no tempo e no custo devido a

etapa de remoção de material. Em relação a técnica da dupla camada, a deposição da primeira camada é realizada cuidadosamente com eletrodos de pequeno diâmetro com a finalidade de se obter cordões de solda uniformes e a garantir o mínimo aporte térmico. Em seguida, a segunda camada é depositada com diâmetro de eletrodo levemente maior sobre a primeira sem a remoção de material desta, refinando a estrutura da ZTA GG da primeira camada. A utilização de maior diâmetro de eletrodo visa a boa geometria da penetração na primeira camada maximizando o refinamento da ZTA GG desta. É importante destacar que a aplicação dos ciclos térmicos gerados pela segunda camada pode promover o revenimento da ZTA GG em aços temperáveis, aumentando as vantagens geradas pelo amantecimento em relação aos tratamentos térmicos pós soldagem (Cruz, 2006).

Alguns trabalhos mostram os parâmetros que devem ser controlados na técnica da dupla camada. Estes são:

- Dimensões dos cordões da primeira camada;
- Adequação das energias de soldagem entre as camadas;
- Temperatura de pré-aquecimento e de interpasse;
- Ângulo de ataque do eletrodo.

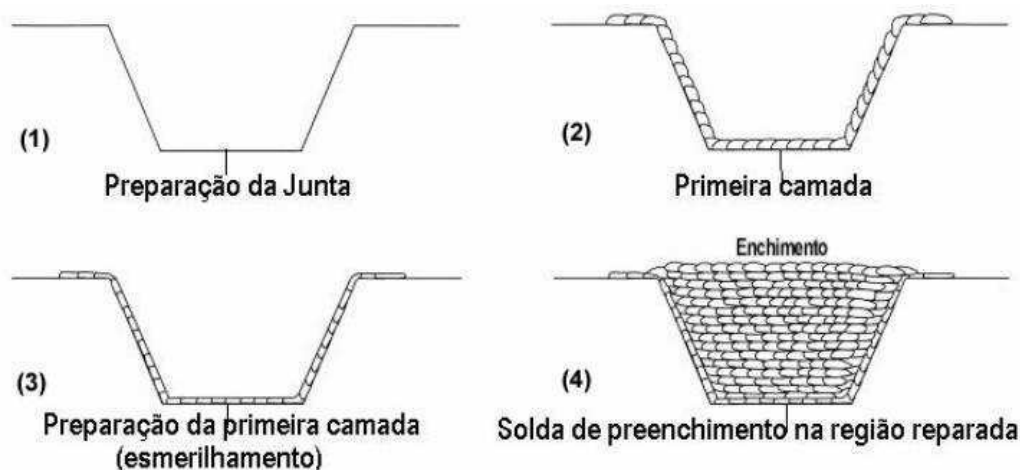


Figura 15. Esquematização das etapas na técnica da meia camada (Cruz, 2006).

O efeito de alívio de tensões em aços temperados e do refinamento na ZTA GG é explicado com base na energia de soldagem da primeira e da segunda camada de amantecimento de acordo com as temperaturas de pico atingidas. Desse modo, parâmetros como temperatura de pré-aquecimento e de interpasse podem ser otimizadas de modo a atingir as propriedades mecânicas objetivadas. A figura 14 é

reapresentada nesta seção para ilustrar os efeitos entre os passes da primeira e segunda camadas. Toda a discussão feita no interior é diretamente aplicada a soldagem de amanteigamento.

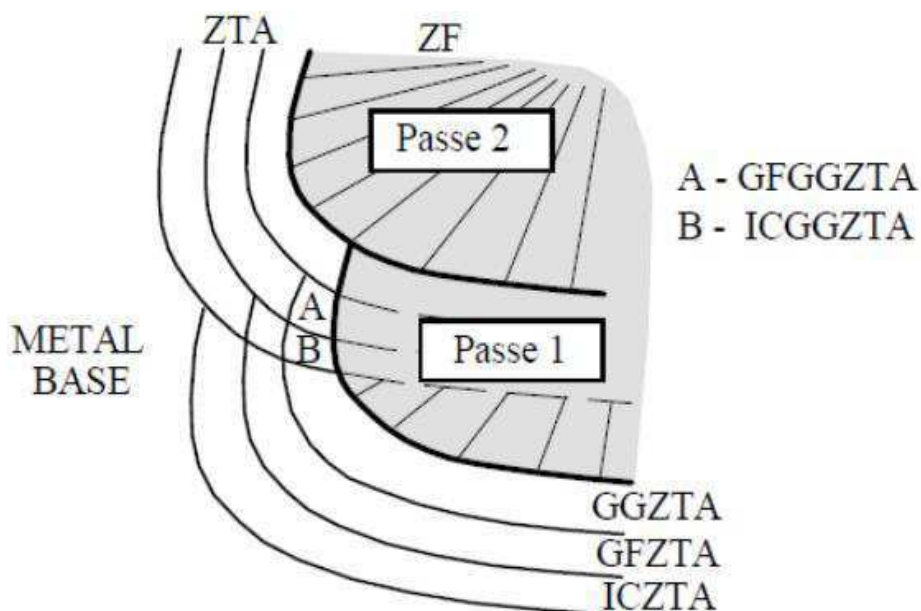


Figura 14. Efeitos do aporte térmico entre os passes das camadas depositadas (Modonesi, 2011).

2.8. Amanteigamento do aço AISI 8630M

O aço AISI 8630M é um aço com elevada temperabilidade e, portanto, com alto grau de tensões internas. O amanteigamento desse aço surge da necessidade em reduzir os efeitos deletérios devido aos diferentes coeficientes de expansão térmica entre este e o metal de adição. Ligas de níquel são utilizadas para amanteigamento do aço AISI 8630M devido a sua tenacidade e elevada resistência à corrosão (Rodrigues, 2007). Outra possibilidade de amanteigamento do aço AISI 8630M consiste em aços baixo carbono. No entanto, as diferenças microestruturais e, conseqüentemente, de propriedades mecânicas são bastante diferentes ao utilizar um desses grupos para realizar o amanteigamento no aço AISI 8630M (Silva, 2012).

Válvulas submarinas são fabricadas com o aço AISI 8630M e são soldadas às tubulações de extração de petróleo. Nesse contexto, as elevadas pressões e baixas temperaturas aliadas com microestruturas frágeis presentes na região de solda juntamente com o efeito deletério do hidrogênio pode ocasionar a falha mecânica desses dispositivos mecânicos em uso. Devido a essa aplicação submarina, são

realizadas pinturas anticorrosivas no aço e proteção catódica afim de reduzir a corrosão do componente mecânico fabricado com o mesmo. Foram observadas fraturas de característica frágil na região de interface 8630M/Inconel. Com o intuito de entender o mecanismo de fratura e melhorar a aplicabilidade desse aço, caracterizações microestruturais foram realizadas e um mecanismo de fragilização pelo hidrogênio foi proposto (Fenske, 2010).

Ao ser amanteigado com Inconel, uma liga níquel rica em cromo e molibdênio, ocorre uma mistura de composições durante a soldagem juntamente com a difusão de carbono do aço AISI 8630M e com a precipitação de carbeto durante o TTAT produz-se uma microestrutura complexa ao longo dos metais dissimilares. O níquel é um elemento que diminui a temperatura de transformação austenítica (A_3) e ao ser misturado com o aço na zona de ligação da junta favorece a formação de zonas parcialmente diluídas descontínuas com microestrutura martensítica na ZTA GG do aço 8630M (Beaugrand, 2009). Como ocorre difusão de carbono durante o TTAT realizado no amanteigamento, tem-se a formação de grãos grosseiros de ferrita na ZTA GG e precipitação de carbeto em uma zona de transição planar e em uma região interdendrítica contínua, conhecida como zona parcialmente diluída contínua. Esses carbeto são do tipo M_7C_3 , onde M corresponde a um metal, e atuam como armadilhas de hidrogênio (Ferreira, 2014). No entanto, o aprisionamento de hidrogênio nessas armadilhas diminui a energia de coesão entre a matriz metálica e a inclusão. Desse modo, os carbeto precipitados na zona parcialmente diluída contínua formam caminhos de baixa energia de propagação de trincas, conectando as zonas parcialmente diluídas descontínuas frágeis. Esse mecanismo é proposto por Fenske et. al. (2011) para explicar a observação de fraturas com característica frágil em juntas dissimilares 8630M/Inconel e está ilustrado na figura 16.

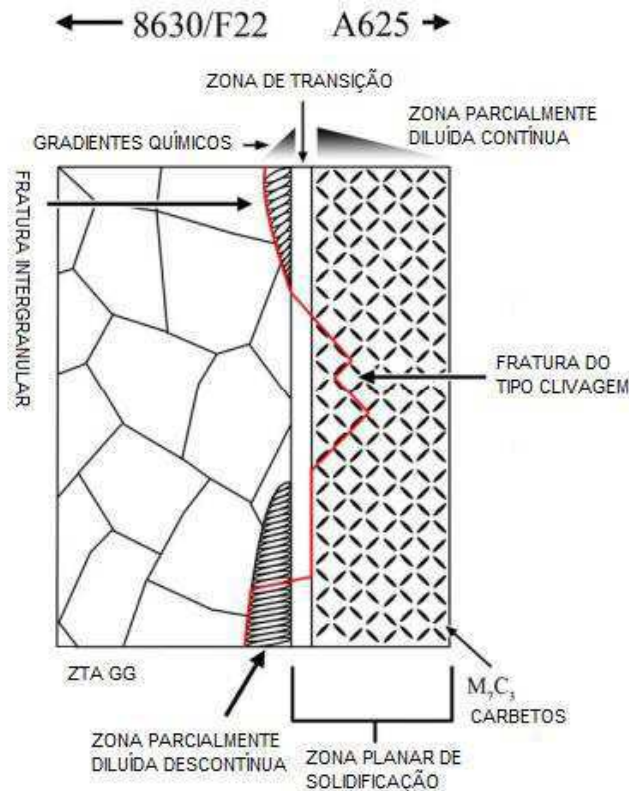


Figura 16. Esquemática da microestrutura da interface 8630M/Inconel 625 (Fenske, 2011).

Esse modelo de fratura para junta 8630M/Inconel é reforçado pelas micrografias da figura 17, onde torna-se evidente a fratura intergranular nas zonas parcialmente diluídas descontínuas na ZTA GG do metal de base e a característica frágil na zona parcialmente diluída contínua gerada pelas armadilhas de hidrogênio. Os carbetos precipitados nessa zona foram identificados por microscopia eletrônica de transmissão (MET) e verificou-se que estes se apresentam alinhados em uma direção cristalográfica preferencial [100] (Figura 18).

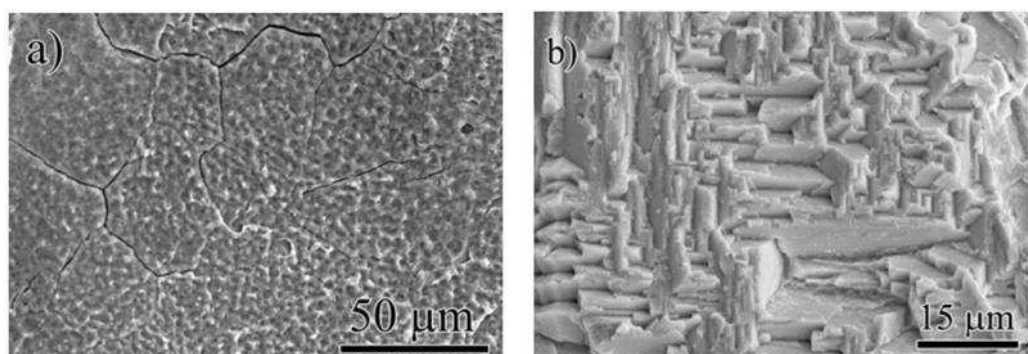


Figura 17. (a) fratura intergranular na ZPD descontínua e (b) superfície de fratura na região interdendrítica (Fenske, 2011).

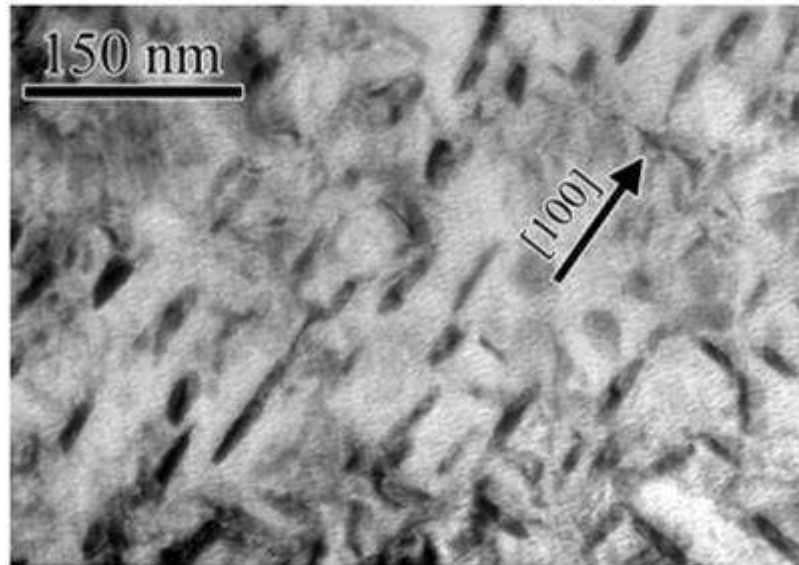


Figura 18. Carbetos M_7C_3 na região interdendrítica alinhados com na direção cristalográfica [100] (Fenske, 2011).

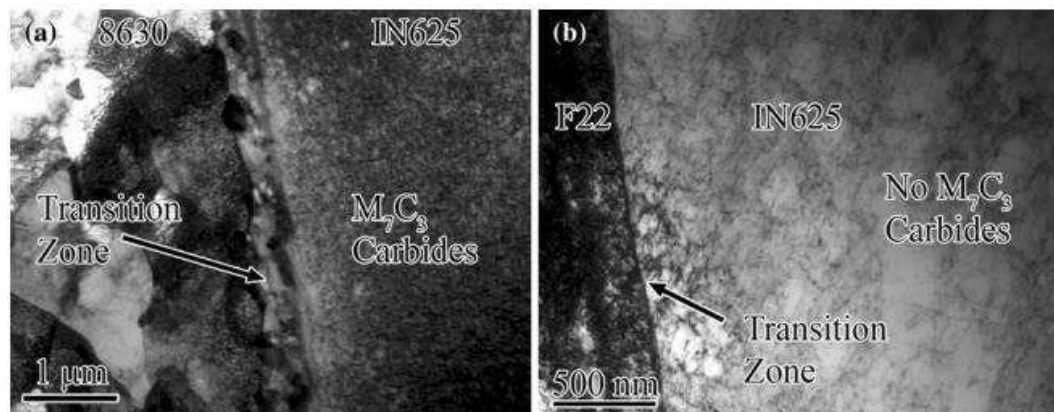


Figura 19. (a) Zona de transição na interface 8630M/Inconel e (b) zona de transição na interface F22/Inconel (Beaugrand, 2009).

Na figura 20 abaixo é possível visualizar grãos de ferrita (grãos claros) e de martensita na ZTA GG do 8630M amanteigado com Inconel 625. Como discutido anteriormente, apesar da temperabilidade considerável do 8630M, os fenômenos de difusão de carbono e precipitação reduzem localmente o teor carbono reduzindo a temperabilidade do aço com conseqüente formação de ferrita.

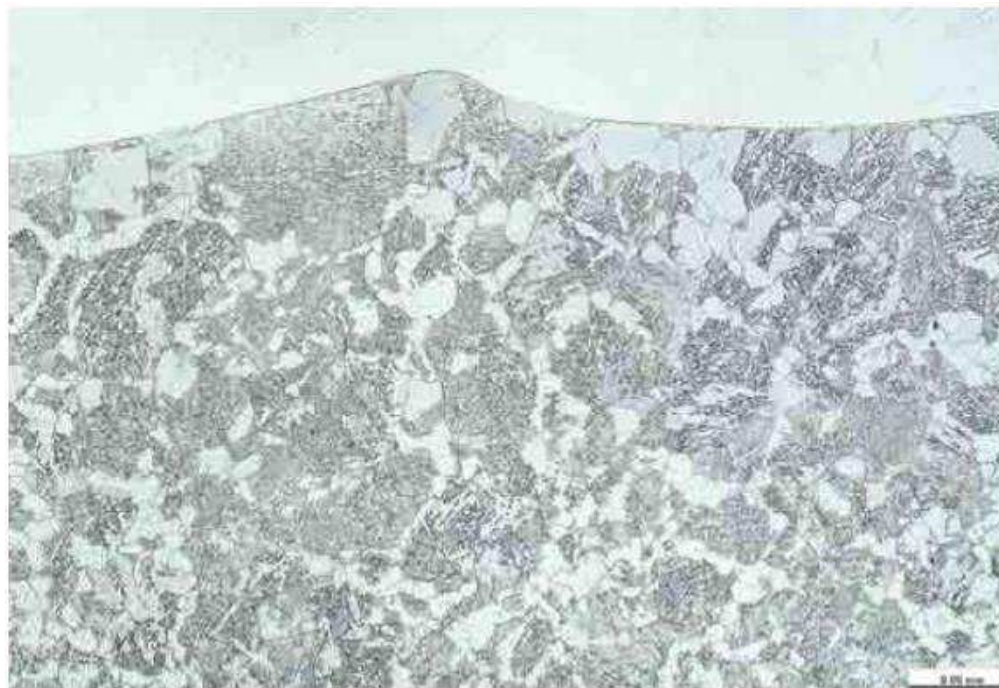


Figura 20. Microestrutura da ZTA GG do aço 8630M amanteigado com Inconel 625 (Batista, 2016).

2.9. Interface 8630M/AWS ER 80S

O amanteigamento do aço 8630M com aço baixo carbono surge como uma alternativa no que se refere à fragilização pelo hidrogênio destes em ambiente marítimo, uma vez que não se espera a formação de zonas parcialmente diluídas descontínuas frágeis na microestrutura da interface 8630M/Aço baixo carbono (Duarte, 2014). No entanto, a principal limitação da junta 8630M/AWS ER 80S de amanteigamento consiste na elevada dureza verificada na ZTA, que limita a aplicação desse sistema em ambiente marítimo segundo a norma NACE MR017, que impõe dureza máxima de 250 HV.

Assim como na junta 8630M/Inconel, os fenômenos de difusão de carbono e precipitação de carbeto também são observados nessa interface do aço AISI 8630M amanteigado com aço baixo carbono. Essa difusão e precipitação reduzem os níveis locais de carbono no metal de base próximo à linha de fusão, favorecendo a formação de ferrita na ZTA GG. Como discutido anteriormente, as elevadas temperaturas de pico nessa região promovem o crescimento de grão de austenítico, reduzindo a área de contornos de grãos e facilitando a formação de martensita. Dessa forma, na ZTA GG do aço 8630M na interface de amanteigamento, espera-se uma microestrutura

constituída principalmente de ferrita, martensita e precipitados de carbono e de outros elementos de liga nos contornos de grãos. Ainda com base nas temperaturas de pico e nos efeitos dos aportes térmicos dos passes subsequentes no processo de soldagem, pode ser verificado a formação da ZTA GF e uma transição contínua suave entre o metal de base e o metal de solda na junta amanteigada (Duarte, 2014).

Em termos de propriedades mecânicas, estudos observaram a ocorrência de uma diminuição na microdureza na região de interface para o aço 8630M amanteigado com aço baixo carbono para uma peça que foi submetida a um TTAT quando comparada com uma junta que não foi submetida a tratamento térmico de alívio de tensões. Isso decorre do revenimento com conseqüente alívio de tensões no aço temperado e não revenido (Irikura, 2006). A tendência no aumento de dureza da ZTA nesta junta se deve a precipitação de carbeto (Beaugrand, 2009). Além disso, comparou-se a resistência à propagação de uma trinca para a junta do 8630M amanteigado com aço baixo carbono com as juntas 8630M/Inconel e F22/Inconel, verificando melhor tenacidade para a primeira. Isso pode ser explicado pela redução no percentual de microestruturas frágeis em relação aos amanteigamos com Inconel (Fenske, 2012). As figuras 21 e 22 apresentam esses resultados.

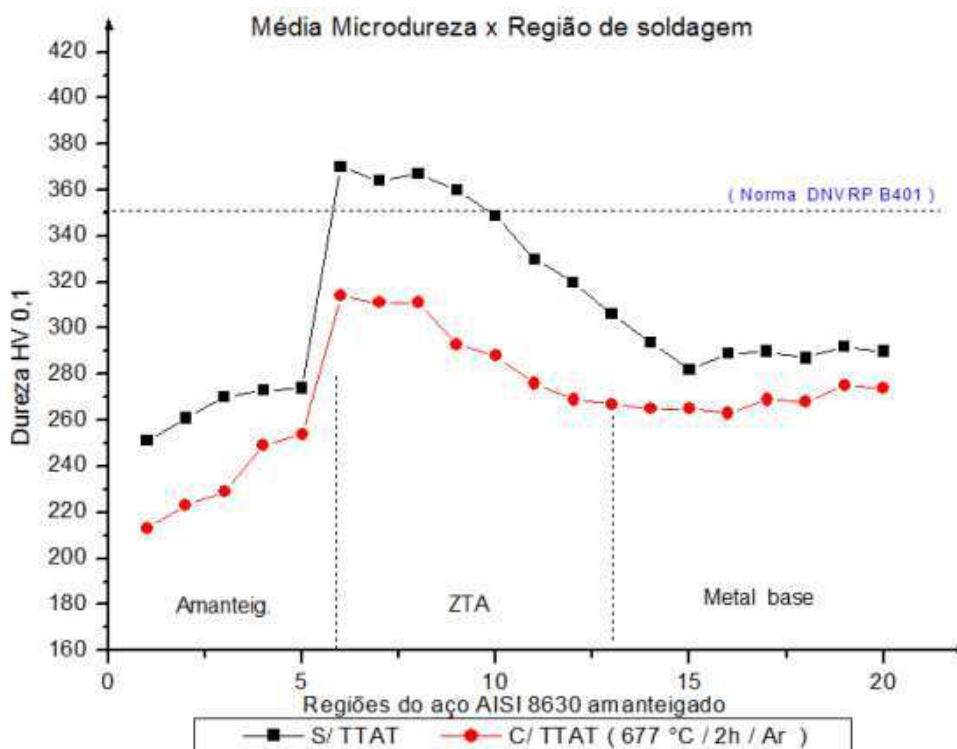


Figura 21. Dureza média nas diferentes regiões da interface 8630M/Aço Baixo Carbono com e sem TTAT (Duarte, 2014).

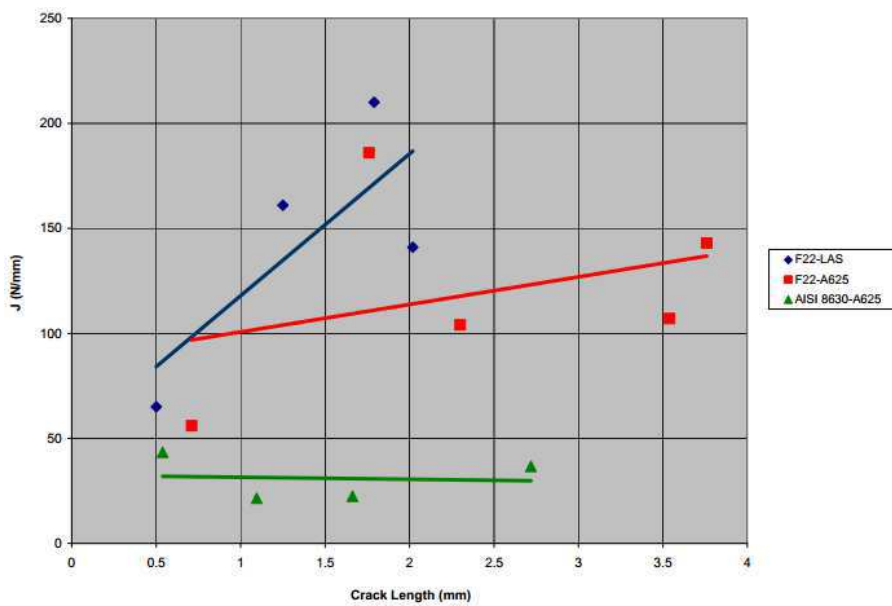


Figura 22. Resistência à propagação de trinca para as juntas 8630M/Aço Baixo Carbono, 8630M/Inconel 625 e F22/Inconel 625 (Fenske, 2012).

3. Materiais e Métodos

3.1. Materiais

Como metal de base utilizou-se o aço AISI 8630M temperado e revenido e como metal de adição o arame AWS ER 80S com diâmetro de 1,2 mm. O aço foi utilizado no formato de chapa com dimensões 250 x 87 x 32 mm. As composições químicas dos aços utilizados estão discriminadas na Tabela 2.

Tabela 2. Composição química (% em peso) do aço AISI 8630M e do arame AWS ER 80 S utilizados.

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
AWS ER 80S	0,08	0,76	1,96	0,008	0,012	0,06	0,40	0,04	-	-

Fonte: Certificado de qualidade do fabricante.

O gás utilizado durante os amateigamentos foi o argônio (Ar) puro. Foi feito uso da fonte DIGI Plus A7 800 da IMC Soldagem, sendo esta do tipo tensão e corrente contínua, com limite de amperagem de 800 A. A figura 23 abaixo ilustra o equipamento utilizado.



Figura 23 – Equipamento de soldagem multiprocesso da IMC (Batista, 2016).

3.2. Métodos

3.2.1. Parâmetros de Soldagem

Com a finalidade de encontrar os parâmetros de soldagem, este trabalho baseou-se nos testes realizados variando a velocidade de alimentação do arame, velocidade de soldagem, vazão do gás de proteção, distância do bico de contato à peça (DBCP) e a angulação da tocha de soldagem com a vertical (Batista, 2016). A tabela 3 apresenta os parâmetros utilizados nesta etapa de preparação das amostras. Foram sobrepostas três camadas de amateigamento as quais foram cortadas com o objetivo de atingir a espessura de 10 mm para evitar que os ciclos térmicos do processo de união afetassem o metal de base, uma vez que o sucesso de uma das finalidades do amateigamento é garantida por uma espessura mínima adequada.

Tabela 3. Parâmetros de soldagem para amanteigamentos.

Parâmetro	AWS ES 80
Velocidade do arame	7 m/min
Velocidade de soldagem	22 cm/min
Voltagem	26 V
Vazão do Gás	22 l/min
DBCP	22 mm
Angulação da tocha	0°

**Figura 24** – Sequência da deposição das três camadas de amanteigamento.

3.2.1. Tratamentos Térmicos

A chapa do aço 8630M foi submetida a um processo de têmpera com aquecimento à temperatura de 870°C e tempo de permanência de 40 min com resfriamento em óleo à temperatura ambiente. O revenimento foi realizado à temperatura de 500°C durante 120 min e resfriado em água. O tratamento térmico de alívio de tensões foi feito à temperatura de 676°C por 120 min com resfriamento no forno. Todas as taxas de aquecimento dos tratamentos térmicos corresponderam a 20°C/min (Garzón, 2006).

3.2.3. Microscopia Óptica

Inicialmente, após a preparação dos cortes sobre a camada amanteigada, foram descartados o início e o fim das chapas e, posteriormente, uma amostra (em forma de tablete) para cada junta amanteigada foi retirada transversalmente à direção de soldagem com o intuito da análise da microestrutura por microscopia óptica.

Para a observação microestrutural por essa técnica de caracterização, um microscópio ótico da Olympus modelo BX51 acoplado a um computador contendo um software analisador de imagens foi utilizado. Após o corte, as amostras foram submetidas ao procedimento metalográfico padrão. Ou seja, foram submetidas ao lixamento com lixas de granulação variando de 100 até 1200 mesh, em seguida, polidas em alumina com granulometrias de 1 μm , 0,3 μm e 0,05 μm em uma politriz metalográfica. O ataque foi feito com Nital 2%.

Buscou-se a observação microestrutural de regiões do metal de base, ZTA e metal de solda, ou seja, da região de interface de amanteigamento, afim de serem observadas a região de grãos grosseiros no MB e a presença de microestruturas fragilizadoras. Regiões mais afastadas da zona de interface, tal como pontos em que não foram afetados pelos ciclos térmicos de amanteigamento do aço AISI 8630M foram verificadas com o intuito de analisar a presença de martensita revenida, característica do aço em questão.



Figura 26 – Microscópio ótico Olympus BX51 (Batista, 2016).

3.2.4. Microdureza

Os perfis de microdureza foram realizados por meio de um microdurômetro digital FM-700 da Future Tech. Foram traçados três perfis de microdureza perpendiculares à linha de interface dos amanteigamentos, contemplando pontos do metal de base, da ZTA e do metal de solda com a finalidade de observar a variação da dureza ao longo dessa região.

Para a realização dessa análise, utilizou-se uma carga de 100 gramas (gf) durante 15 segundos, com identações separadas por 200 μm de distância para cada uma das três linhas de pontos traçados perpendicularmente à linha de interface dos amanteigamentos.



Figura 27 – Microdurômetro digital Future Tech FM-700 (Batista, 2016).

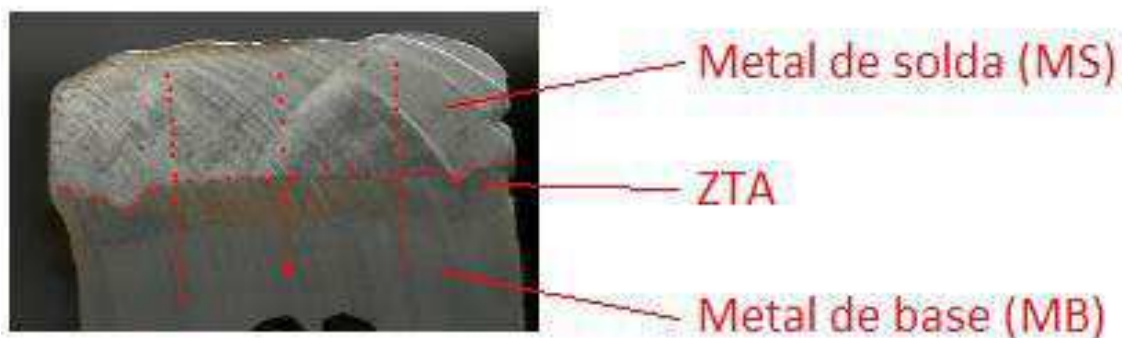


Figura 28 – Disposição dos pontos de microdureza (Batista, 2016).

3.2.5. MEV

A região de interface de amantejamento também foi analisada por microscopia eletrônica de varredura com a finalidade de verificar a microestrutura e o perfil de composição química na interface via EDS.



Figura 29 – Microscópio eletrônico de varredura (Batista, 2016).

4. Resultados

4.1. Caracterização por Microscopia Óptica sem TTAT da interface 8630M/AWS ER 80S.

A Figura 31 (a) e (b) apresenta as regiões da interface do aço AISI 8630M amanteigado com o arame AWS ER 80 S. Observa-se claramente a presença de três regiões, sendo a região amanteigada mais clara localizada à direita da micrografia e separada pela linha de fusão da zona termicamente afetada (ZTA) do metal de base. A ZTA, por sua vez, é constituída pela região de grãos grosseiros (ZTA GG), mais próxima a linha de fusão e pela região de grãos finos (ZTA GF), surgindo a distâncias maiores da linha de fusão. É possível verificar a textura martensítica nas duas regiões correspondentes a ZTA do aço AISI 8630M, temperado e revenido, além da textura ferrítica do metal depositado. Nota-se uma transição contínua entre as três diferentes regiões da interface 8630M/AWS ER 80 S.

Os ciclos térmicos pontuais gerados pelo aporte térmico durante a deposição do metal de adição são responsáveis pela formação da região de grãos grosseiros e grãos finos no metal de base. As regiões próximas à linha de fusão atingem temperaturas de pico suficientemente altas para ocasionar a austenitização e o crescimento de grãos austeníticos (entre 1200 °C e 1500 °C). O crescimento de grãos nessa região aumenta a fragilidade da região, ainda mais se tratando de uma estrutura martensítica, que apresenta elevada dureza e pouca tenacidade. Com o aumento da distância à linha de fusão, as temperaturas de pico atingidas (entre 1000 °C e 1200 °C) durante os ciclos térmicos em cada ponto são suficientes para promover a austenitização, mas são incapazes de promover o crescimento dos grãos austeníticos formados (Modonesi, 2011). Como os grãos estão mais refinados na ZTA GF, essa é a região que provavelmente terá melhor balanceamento entre resistência mecânica e tenacidade, visto que sua microestrutura é martensítica (resistência mecânica), enquanto o refinamento dos grãos é responsável pelo ganho de tenacidade.

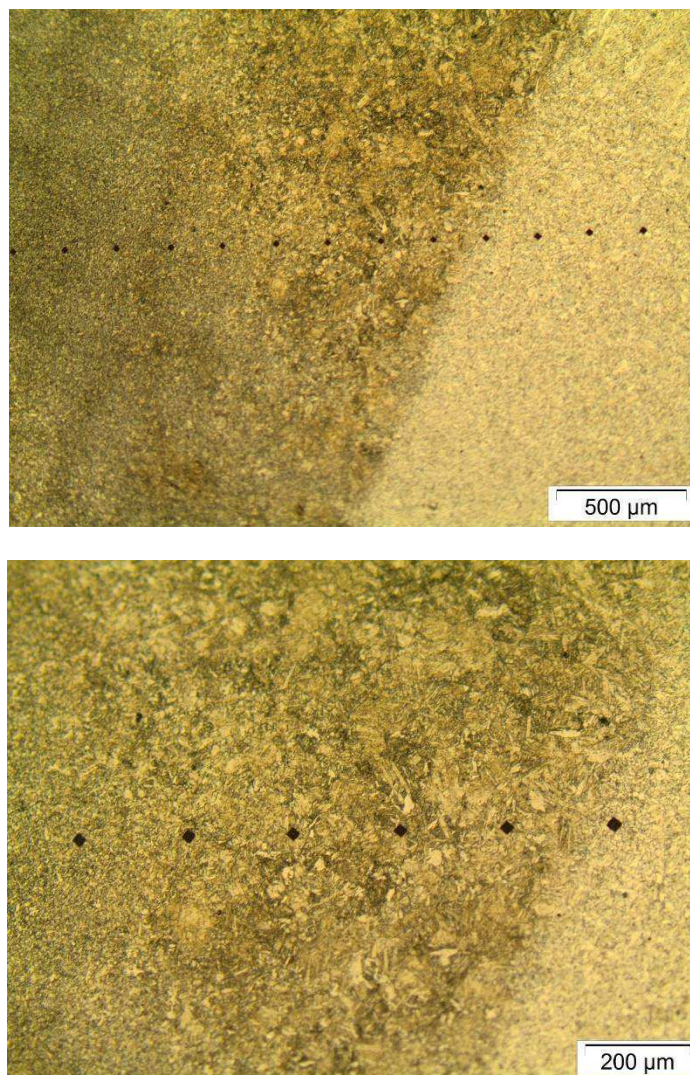
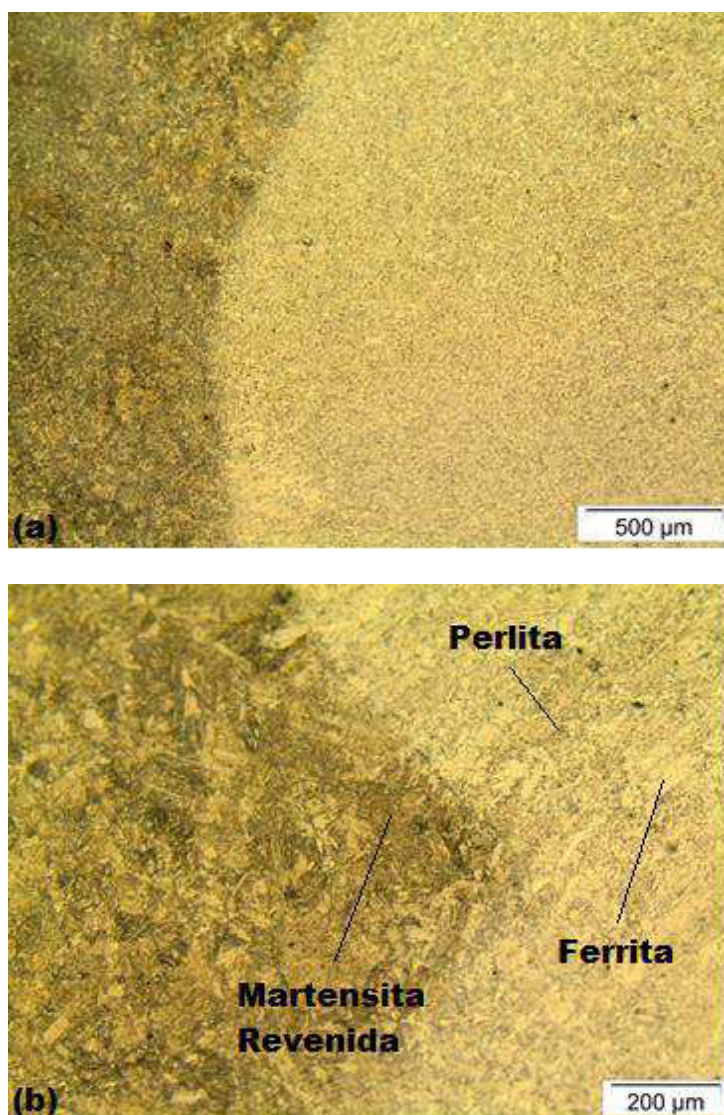


Figura 31. Regiões da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT. Ampliação de (a) 50 x e (b) 100x. Ataque Nital 2%.

A figura 32 (a), (b) e (c) mostra a linha de fusão separando o metal de adição da ZTA GG do metal de base em três diferentes ampliações. Aparentemente, não ocorreu difusão de carbono no sentido do metal de base para a camada amanteigada, tendo em vista que não pode ser identificada uma região mais clara da ZTA nas intermediações da linha de fusão. No entanto, é provável que tenha ocorrido a precipitação de carbonetos de cromo nessa região que poderiam aumentar a dureza dessa zona, como será visto mais à frente. Outro fato que fortalece essa hipótese é a predominância da textura martensítica na ZTA GG. Se ocorresse difusão de carbono para o metal de adição, esta seria responsável por uma redução na temperabilidade da ZTA GG, favorecendo o aparecimento de ferrita próximo à linha de fusão. Fato este

que é claramente notado no amanteigamento do aço AISI 8630M com a liga Inconel 625 (Kejelin, 2006).

Uma diferença brusca de propriedades mecânicas é estimada através da linha de fusão, por se tratar de uma região com mudança de microestrutura com características diferentes. Enquanto a camada do metal de solda é constituída de ferrita e perlita, a ZTA GG tem predominância de martensita revenida. Isso decorre da composição química do metal de base (0,3% em peso de C) e da composição química do metal de adição (0,17 % em peso de C). Assim, aliado ao resfriamento brusco inerente ao processo de soldagem, o metal de base tem maior temperabilidade em relação ao metal de adição.



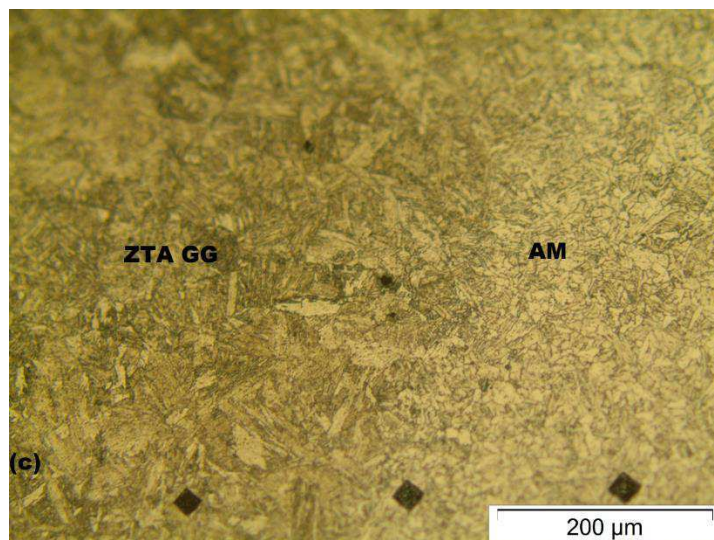


Figura 32. Linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80 S sem TTAT. Ampliação de (a) 50 x; (b) 100 x e (c) 200x. Ataque Nital 2%.

A Figura 33 apresenta uma micrografia do metal de base que não sofreu influência do ciclo térmico dos passes de amanteigamento. Assim, como já discutido, o aço AISI 8630M apresentou textura martensítica por se tratar de um aço de elevada temperabilidade. Já a Figura 34 (a) e (b) são micrografias da região de amanteigamento que evidenciaram a microestrutura da região. Observou-se microestrutura predominantemente ferrítica. No entanto, é possível identificar a presença de diferentes morfologias de ferrita, tais como a ferrita primária de contorno de grão (PF), ferrita de segunda fase alinhada (FS) e ferrita acicular (AF). Dentre estas, a que apresenta melhor relação resistência/tenacidade é a ferrita acicular. Isso decorre do fato da sua granulometria ser refinada e por esta apresentar elevado teor de deslocamentos em sua estrutura (Siderley, 2011). As manchas observadas na Figura 34 decorrem da etapa de ataque químico no procedimento metalográfico, onde os primeiros ataques não foram suficientes para revelar a microestrutura, sendo necessário ataques com maior tempo de duração que acabaram promovendo queima na amostra.

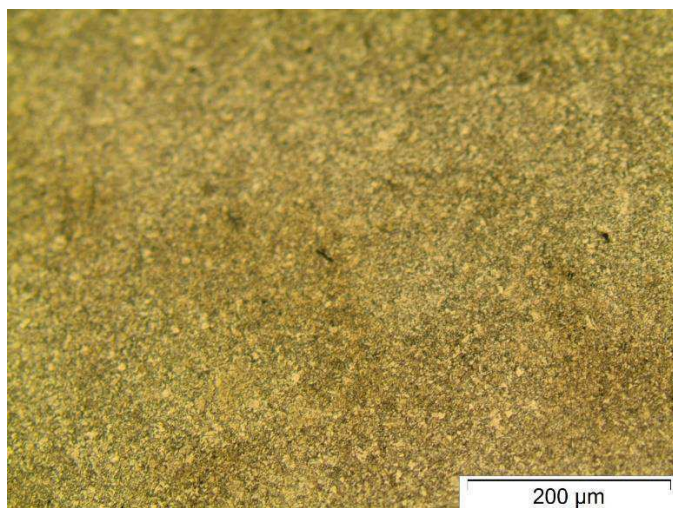


Figura 33. Textura martensítica do metal de base. Ampliação de 100 x. Ataque Nital 2%.

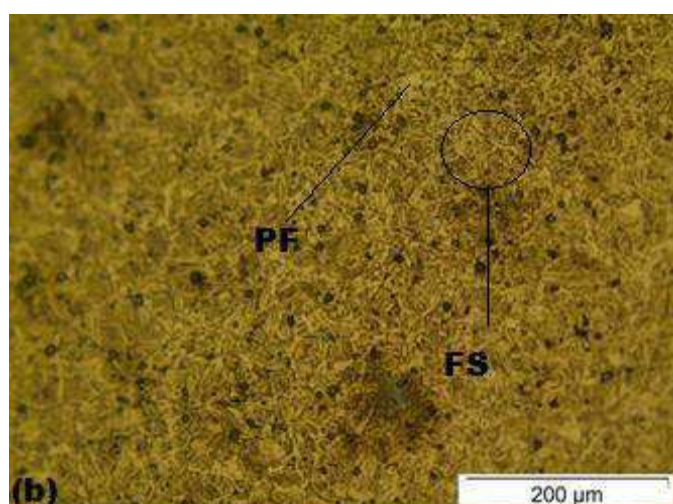
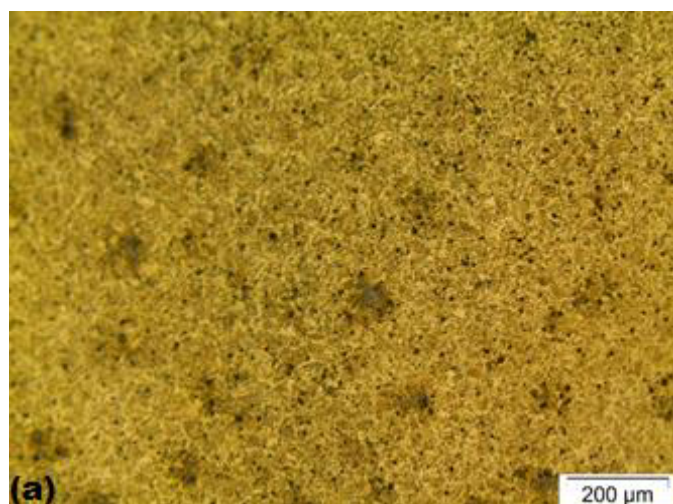


Figura 34. Amantecimento. Ampliação de (a) 100 x e (b) 200 x. Ataque Nital 2%.

A interface 8630M/AWS ER 80S (aço com baixo teor de carbono) ainda não é estudada demasiadamente. No entanto, a interface 8630M/Inconel 625 foi estudada por diversos autores, tais como Fenske et al. (2011), Beaugrand et al. (2009), Kejelin et.al. (2006), Cantarim et al. (2013) e Batista (2016). Com base nos resultados de microscopia óptica apresentados até o momento neste trabalho em comparação com resultados de microscopia óptica da interface 8630M/Inconel 625, é possível afirmar a complexidade microestrutural desta última em relação a interface 8630M/AWS ER 80S. Verifica-se a presença de uma zona parcialmente diluída da ordem de microns. Esta zona apresenta composição química entre a do metal de base (AISI 8630M) e a liga de níquel (Inconel 625). Devido a essa diferença de composição química, durante o processo de amateigamento, elementos de liga presentes no Inconel 625 difundem-se para o metal de base, enquanto ferro e carbono migram do metal de base para o metal de adição. Essa descarbonetação na região do metal de base próximo à linha de fusão reduz localmente a temperabilidade, favorecendo a formação de ferrita. Assim, uma faixa da ZTA GG adjacente a linha de fusão é constituída de grãos de ferrita e martensita. Ainda nesse contexto, a migração de carbono para o metal de adição juntamente com as altas temperaturas inerentes ao processo de soldagem favorece a formação e precipitação de carbonetos responsáveis pela elevação da dureza em uma região interdendrítica denominada zona π no metal de adição. Adicionalmente, a descarbonetação favorece o crescimento de grão na região, uma vez que o efeito mecânico de impedimento de crescimento de grãos é reduzido devido à redução de precipitados formados em altas temperaturas na ZTA GG próximo à linha de fusão. A Figura 35 apresenta micrografias obtidas por Batista (2016) em seu estudo que comprovam a existência dessas regiões na interface 8630M/Inconel 625.

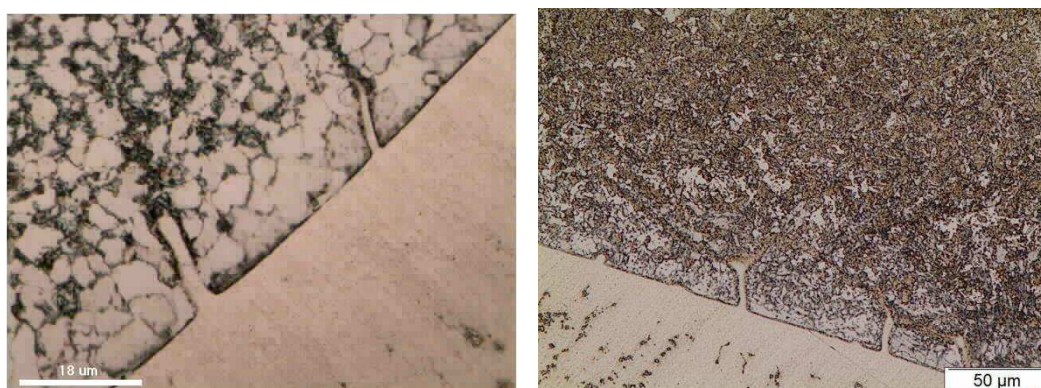


Figura 35 – Interface 8630M/Inconel 625 (Batista, 2016).

As imagens da interface 8630M/AWS ER 80S demonstram a menor complexidade microestrutural em comparação com a interface 8630M/Inconel 625, uma vez que as zonas descarbonetadas, ϕ , π e a presença de dedos não foram verificadas no presente trabalho. Todas essas zonas são fundamentais para a fragilização da interface 8630M/Inconel 625 e se tornam um atrativo no amantecimento do aço AISI 8630M com aço baixo carbono. Na ZTA da interface 8630M/AWS ER 80S avaliada, verificou-se a presença de uma região grãos finos refinados, que consiste em um mecanismo de aumento de tenacidade, e uma zona de grãos grosseiros, que consiste em uma região frágil, tendo ambas elevadas resistências mecânicas por apresentar microestrutura predominante martensítica. A camada amantecida, por ter textura ferrítica, deverá apresentar menor resistência mecânica. No entanto, essas hipóteses só poderão ser confirmadas através de ensaios mecânicos como os de dureza, tração e impacto.

4.2. Caracterização por Microscopia Óptica com TTAT da interface 8630M/AWS ER 80S.

A Figura 36 apresenta as regiões da interface 8630M/AWS ER 80S após a aplicação do tratamento térmico de tensões à 676 °C durante 2 horas. Verifica-se que o TTAT não alterou a morfologia da região de interface, uma vez que as três regiões vistas sem aplicação de TTAT se mantiveram, sendo a região amantecida mais clara à direita e separada pela linha de fusão da ZTA do metal de base. A ZTA, por sua vez, está dividida em duas regiões: de grãos grosseiros (ZTA GG) e de grãos finos (ZTA GF) e esta transição se deu de maneira contínua.

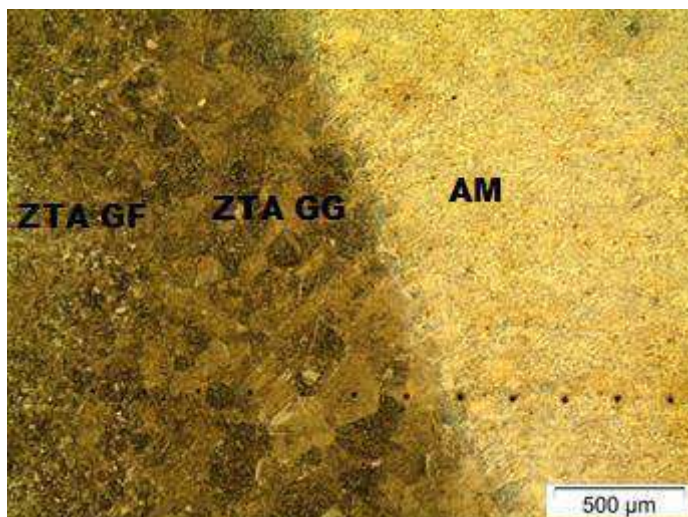


Figura 36. Regiões da interface 8630M/AWS ER 80S com TTAT. Ampliação 100x. Ataque Nital 2%.

A Figura 37 (a), (b) e (c) são micrografias com diferentes ampliações da linha de fusão, sendo possível verificar as microestruturas presentes na região. Novamente, não foi possível detectar uma migração de carbono para o metal de adição devido ao não surgimento de uma faixa mais clara na ZTA GG do metal de base. Além disso, verificamos a textura martensítica na região de grãos grosseiros da ZTA e a textura ferrítica da camada amanteigada próxima ao metal de base. Adicionalmente, nas Figura 37 (b) e (c), observa-se a predominância de ferrita de segunda fase alinhada e de ferrita primária na camada amanteigada próxima à linha de fusão, além do crescimento epitaxial. Por se tratar da soldagem de dois aços, o crescimento epitaxial é favorecido, ou seja, os grãos do metal de adição crescem a partir da linha de fusão sob as direções cristalográficas dos grãos de metal de base adjacente à linha de fusão.

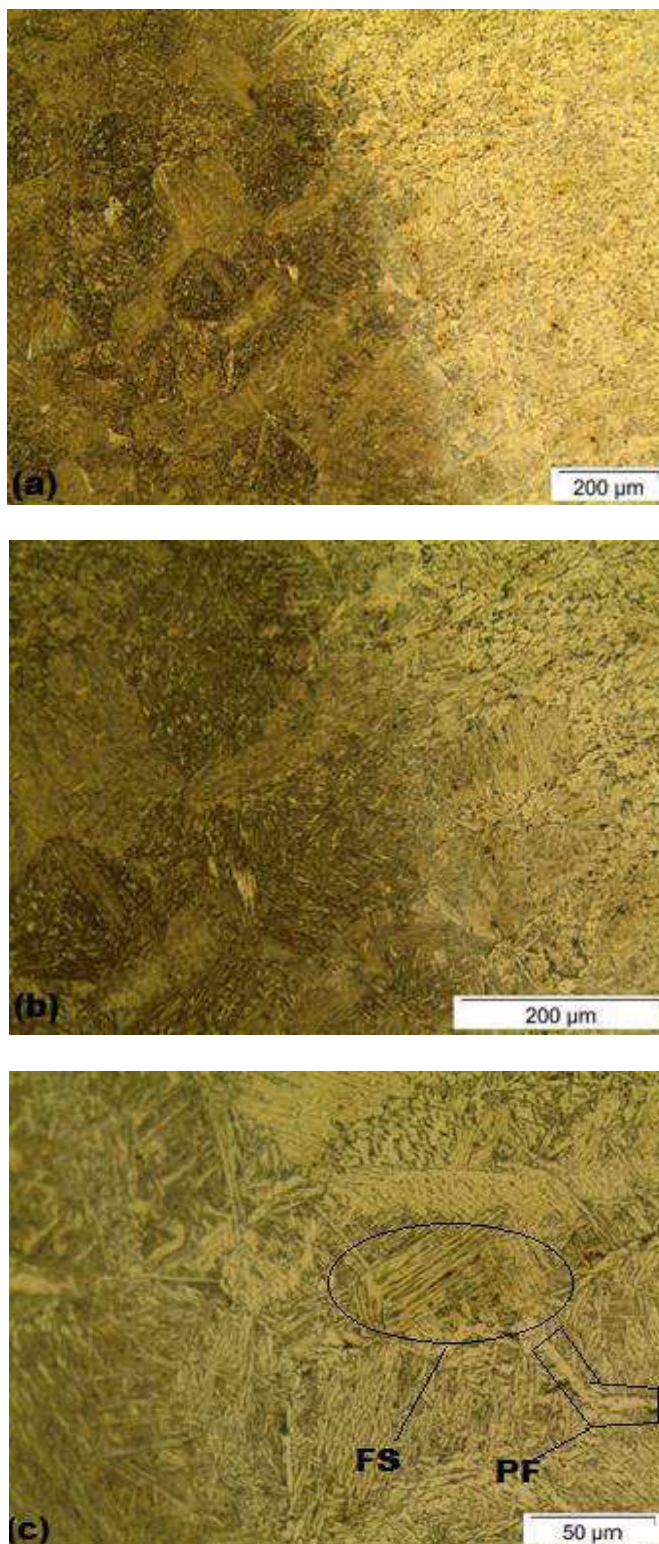


Figura 37. Linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80 S com TTAT. Ampliação de (a) 100x; (b) 200x e (c) 500x. Ataque Nital 2%.

Assim como as outras regiões da interface 8630M/AWS ER 80S não sofreram alterações microestruturais perceptíveis, a ZTA GG com TTAT não apresentou mudanças. A Figura 38 evidencia essa afirmação, onde é perceptível a textura

martensítica nessa região. No entanto, por ter sido submetida ao TTAT, a dureza da martensita reduziu, como pode ser verificado na análise de microdureza. Nessas micrografias, torna-se claro os contornos de grãos da austenita prévia, sendo de geometria poligonal.

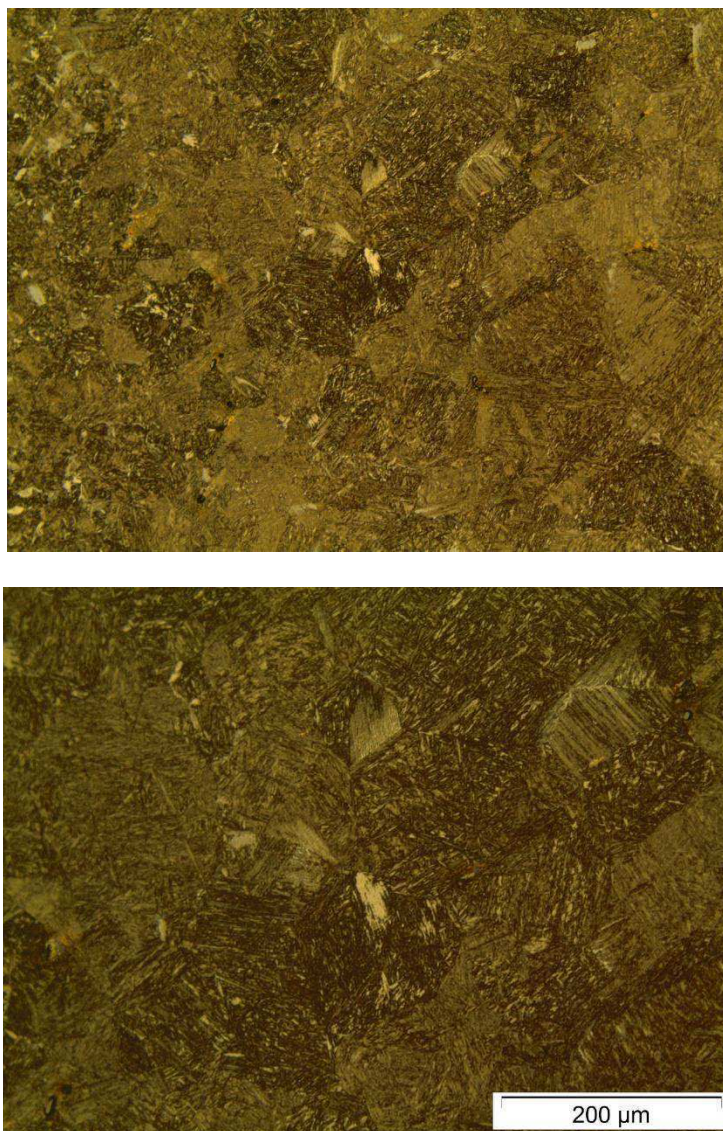


Figura 38. ZTA GG do metal de base com TTAT. Ampliação de (a) 200 x e (b) 500x. Ataque Nital 2%.

A Figura 39 mostra a transição contínua da ZTA GG para ZTA GF no metal de base, enquanto a Figura 40 apresenta a textura martensítica no metal de base.

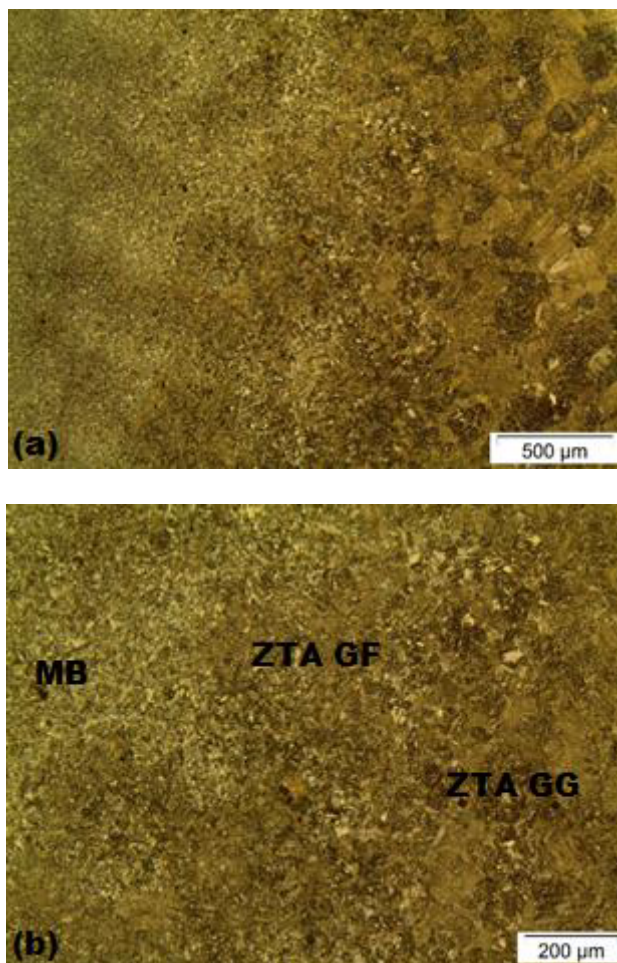


Figura 39. Transição ZTA GG – ZTA GF com TTAT. Ampliação de (a) 50x e (b) 100x. Ataque Nital 2%.

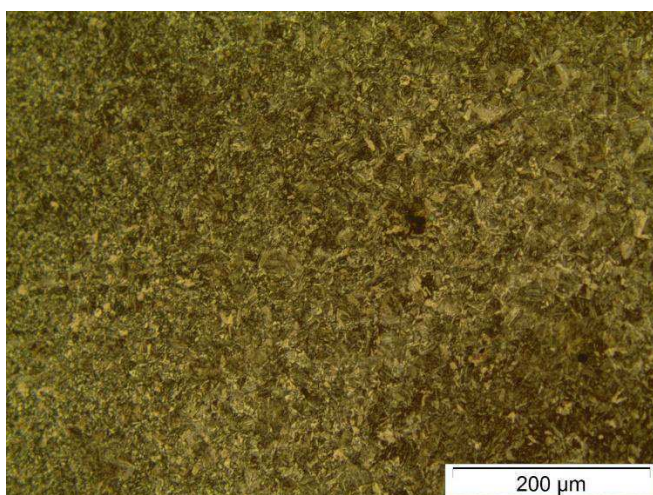
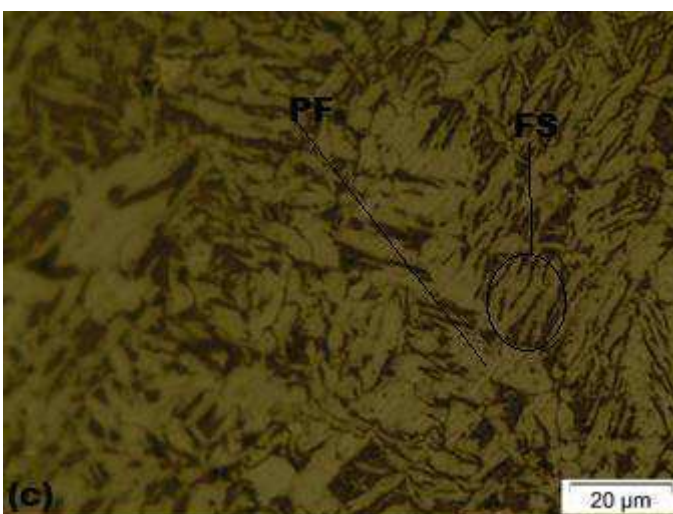
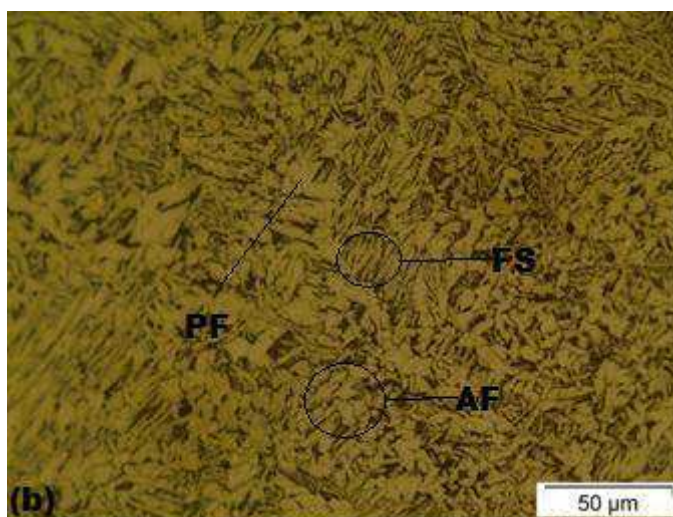
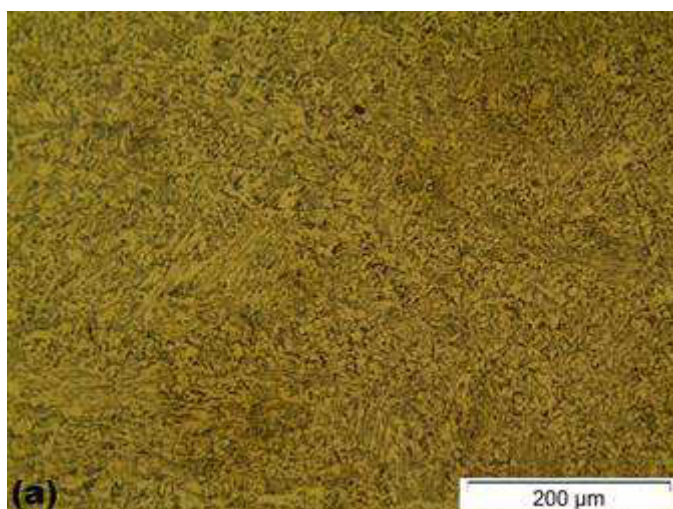


Figura 40. Metal de base com TTAT. Ampliação 100x. Ataque Nital 2%.

A Figura 41 explicita a microestrutura da camada amanteigada após o TTAT. Verifica-se a presença das mesmas morfologias de ferrita observadas na amostra que

não sofre TTAT: PF, FS e AF. No entanto, a predominância é de PF e FS, onde fica claro na observação da Figura 41 (c) e (d).



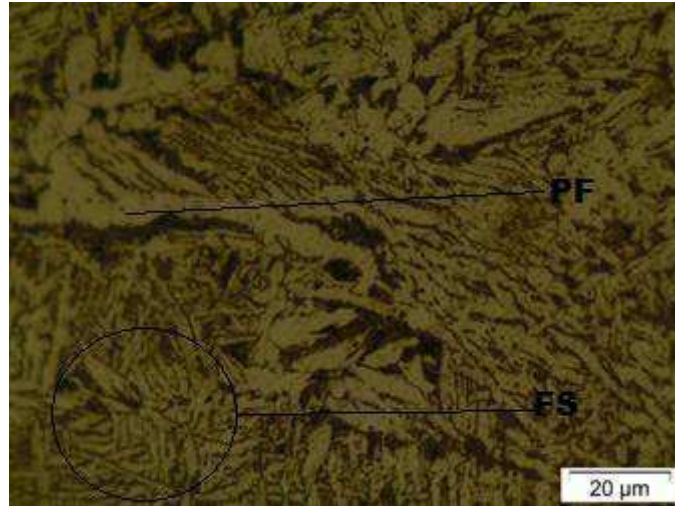


Figura 41. Camada amanteigada com TTAT.

A aplicação do TTAT durante 2 horas não acarretou em mudanças microestruturais perceptíveis por microscopia ótica. As amostras antes e após o TTAT apresentam textura martensítica na ZTA, que possui 2 regiões, sendo uma de granulação grosseira e outra de granulada fina. A camada amanteigada manteve sua textura ferrítica após o TTAT e não foi perceptível uma zona descarbonetada nas interfaces mesmo após a aplicação do TTAT.

Em seu estudo, Batista (2016) utilizou a mesma temperatura e o mesmo tempo de duração do TTAT do presente trabalho. No entanto, algumas modificações puderam ser constatadas. Observou-se que ocorreu um aumento da zona descarbonetada nas interfaces 8630M/Inconel 625 (passaram a ser de 50 μm a 250 μm) e um aumento da granulação na ZTA GG, que foi atribuída a menor eficiência do impedimento mecânico no crescimento de grãos devido a menor formação e precipitação de carbonetos, uma vez que a zona descarbonetada aumentou. Esses fatos também foram observados por outros autores como Kejelin et. Al. (2006)., Kvaale e Pope (2013). A Figura 42 mostra micrografias da interface 8630M/Inconel 625 após o TTAT.

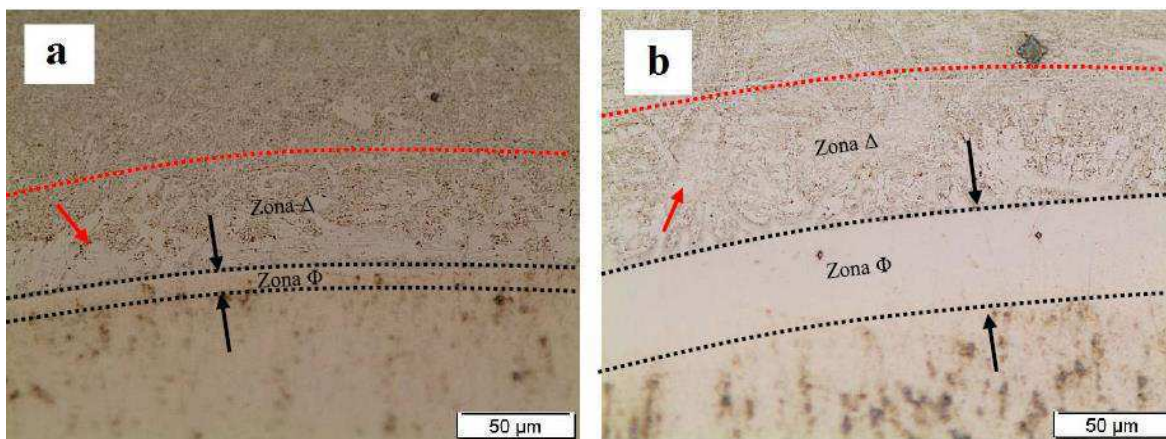


Figura 42 – Efeito do TTAT na interface 8630M/Inconel 625 (Batista, 2016).

4.3. Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT.

A análise microestrutural através da técnica de microscopia eletrônica de varredura tem como objetivo maior precisão na identificação das microestruturas presentes na interface 8630M/AWS ER 80S. A Figura 43 mostra claramente a predominância de ferrita de segunda fase alinhada e a presença de ferrita primária de contorno de grão na camada amanteigada antes do TTAT. As ripas de FS crescem a partir do contorno de grão prévio da austenita em direção ao centro ou a partir da PF, também em direção ao centro do contorno de grão. A presença desses microconstituintes não é muito desejável em juntas soldadas devido à baixa tenacidade que estes apresentam.

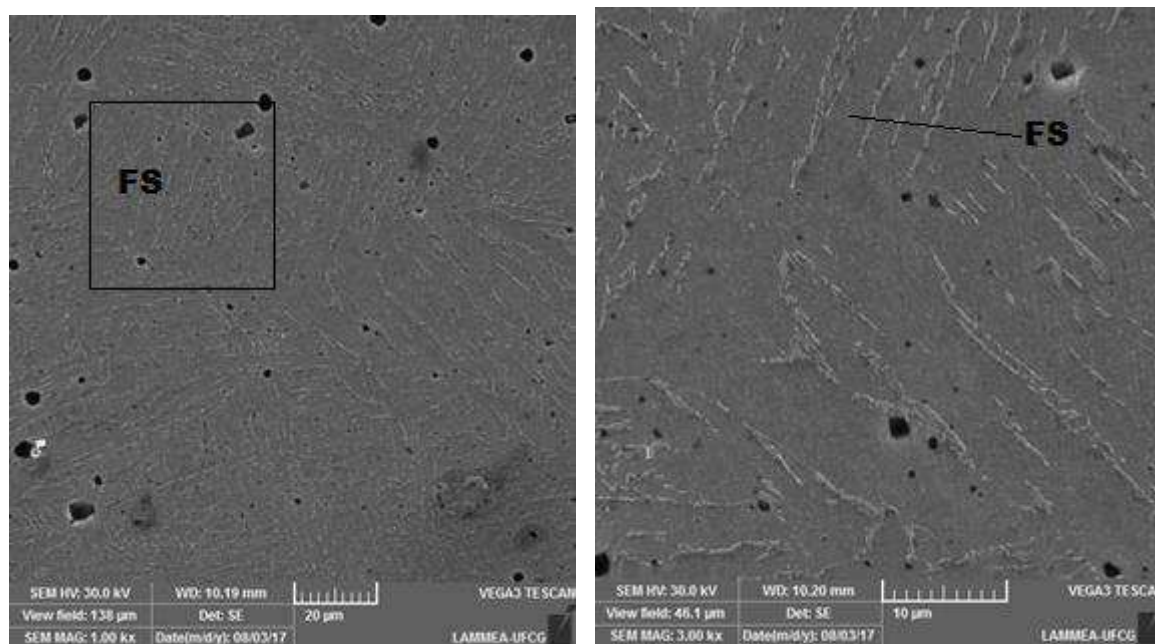


Figura 43. Ripas de ferrita de segunda fase alinhada da camada amanteigada sem TTAT. Ampliação (a) 1000x e (b) 3000x.

A Figura 44 mostra a mudança de microestrutura na linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80S sem TTAT. É possível verificar a espessura das ripas de ferrita secundária (FS). Essa variação de microconstituintes é responsável por gerar diferenças consideráveis na microdureza através da linha de fusão, uma vez que a martensita revenida tem maior dureza e pouca tenacidade devido ao seu elevado nível de tensões internas, enquanto a ferrita primária de contorno de grão e a ferrita de segunda fase alinhada apresentam menor dureza que a martensita, mas, por se tratar, de PF e FS, pouca tenacidade está associada a esses dois microconstituintes.

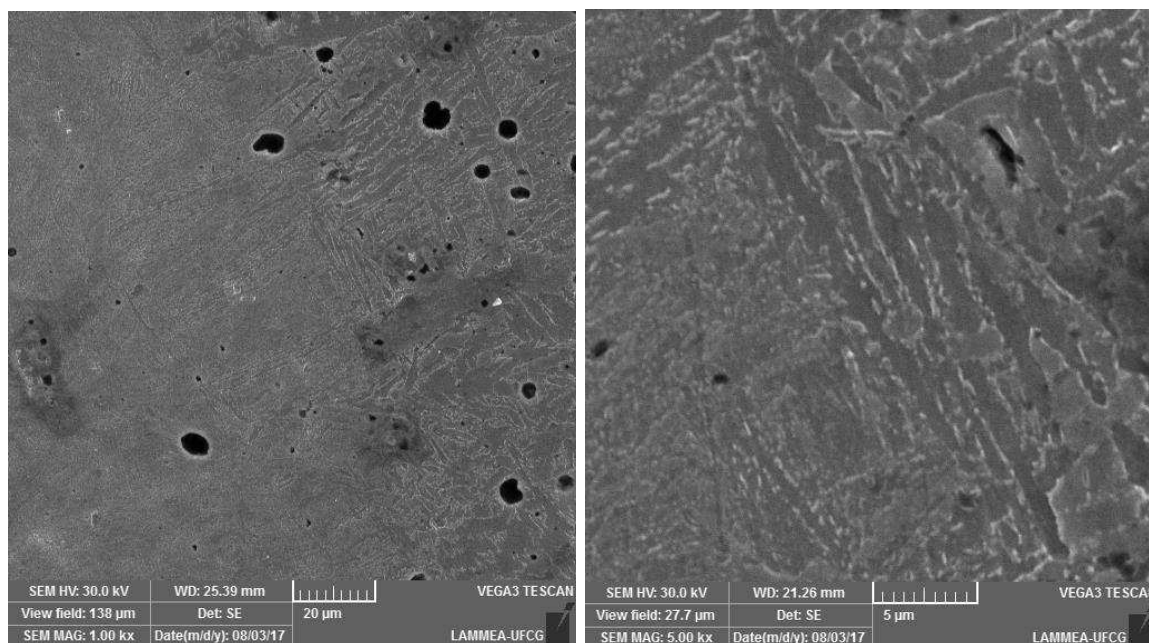


Figura 44. Linha de fusão sem TTAT. Ampliação de (a) 1000x e (b) 5000x.

A Figura 45 apresenta a textura da martensita revenida presente na região de grãos grosseiros da ZTA do aço AISI 8630M. Assim, como observado na análise por microscopia óptica, a Figura 46 apresenta micrografias com diferentes ampliações evidenciando as agulhas de martensita revenida da região da ZTA GF do aço AISI 8630M, assim como a Figura 47 apresenta o mesmo microconstituente no metal de base que não sofreu efeito dos ciclos térmicos de soldagem.

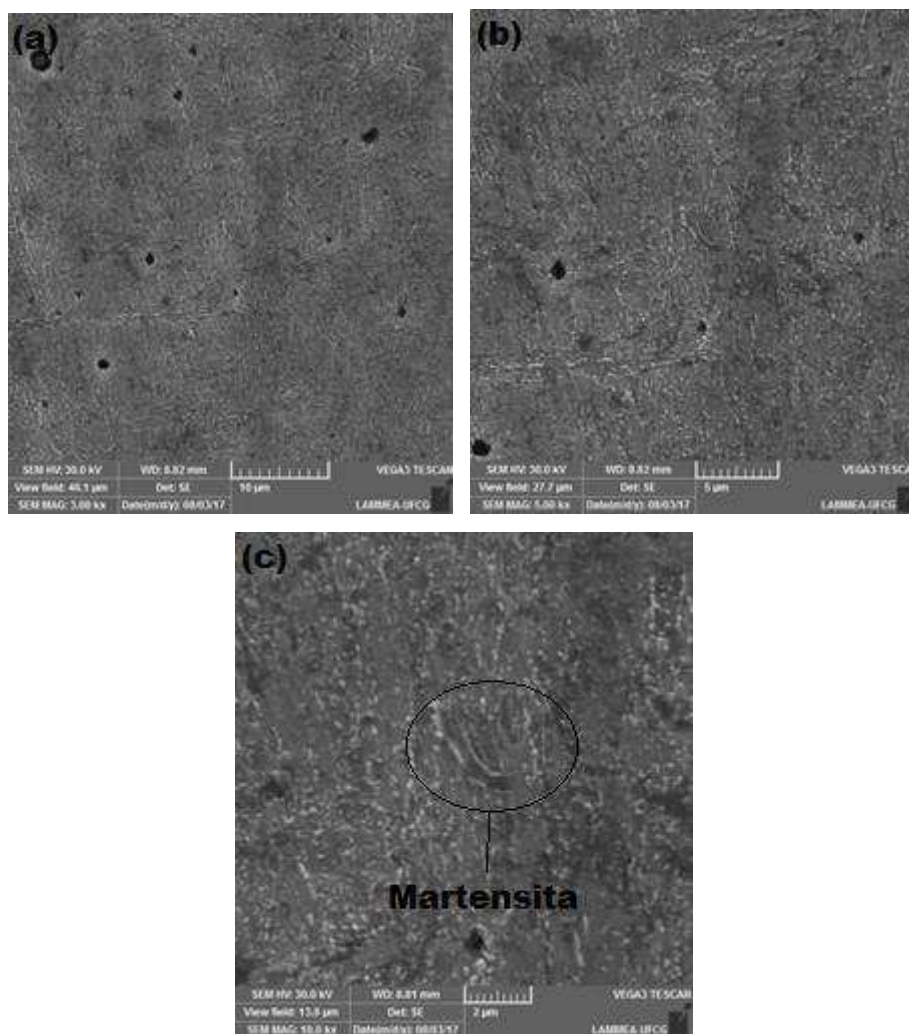


Figura 45. Martensita revenida presente na ZTA GG sem TTAT. Ampliação de (a) 3000x; (b) 5000x e (c) 10000x.

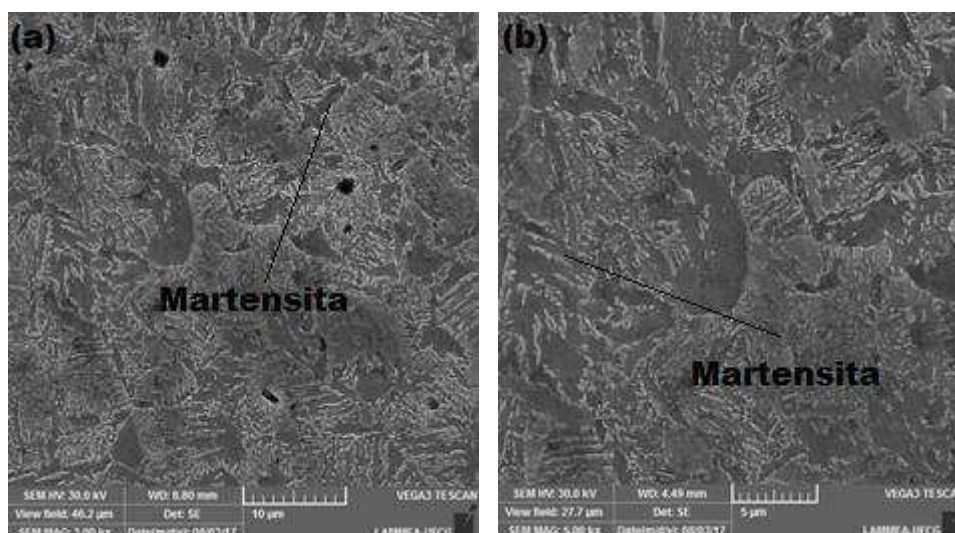


Figura 46. Textura martensítica da ZTA GF do aço AISI 8630M sem TTAT. Ampliação de (a) 3000x e (b) 5000x.

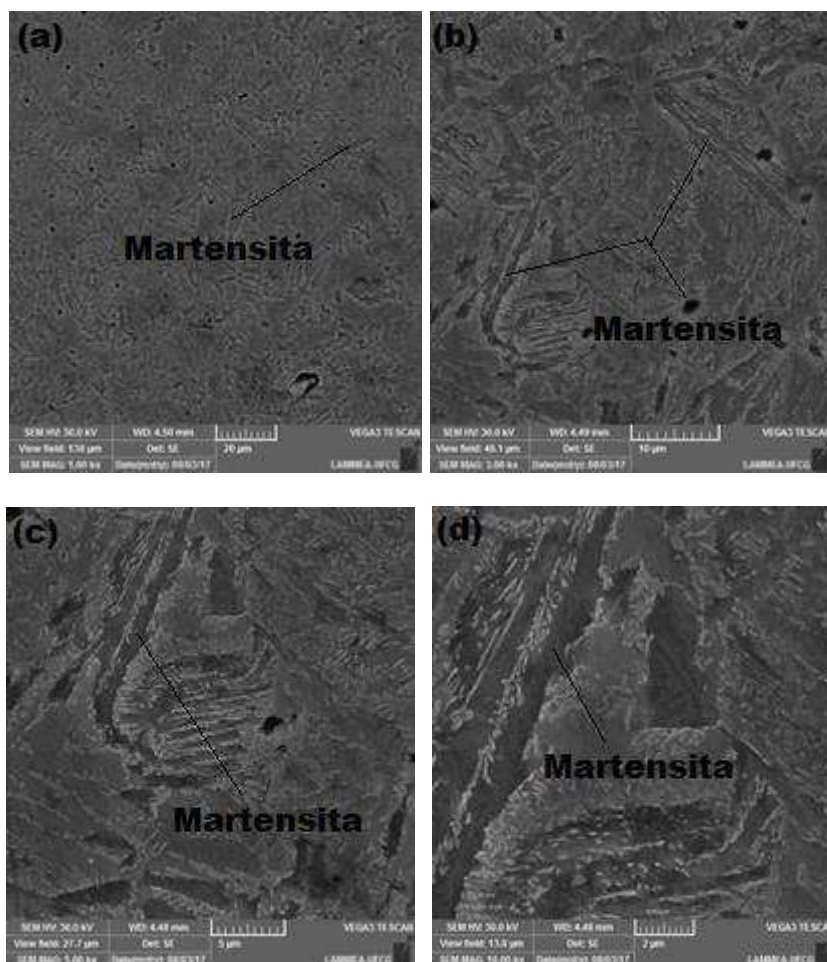


Figura 47. Agulhas de martensita revenida do metal de base sem TTAT. Ampliação de (a) 1000x; (b) 3000x; (c) 5000x e (d) 10000x.

A interface 8630M/Inconel 625 também foi avaliada por microscopia eletrônica de varredura por outros autores com o intuito de obter maior precisão na análise. Todas as regiões para essa interface foram constatadas por MEV, além da presença de segunda ou precipitados. A Figura 48 apresenta micrografias eletrônicas de varreduras obtidas por Batista (2016) em seu estudo da interface 8630M/Inconel 625, onde as zonas descarbonetadas (Δ), ϕ , π foram evidenciadas. A presença de precipitados na zona π foi constatada através da análise química pontual por EDS por esse autor.

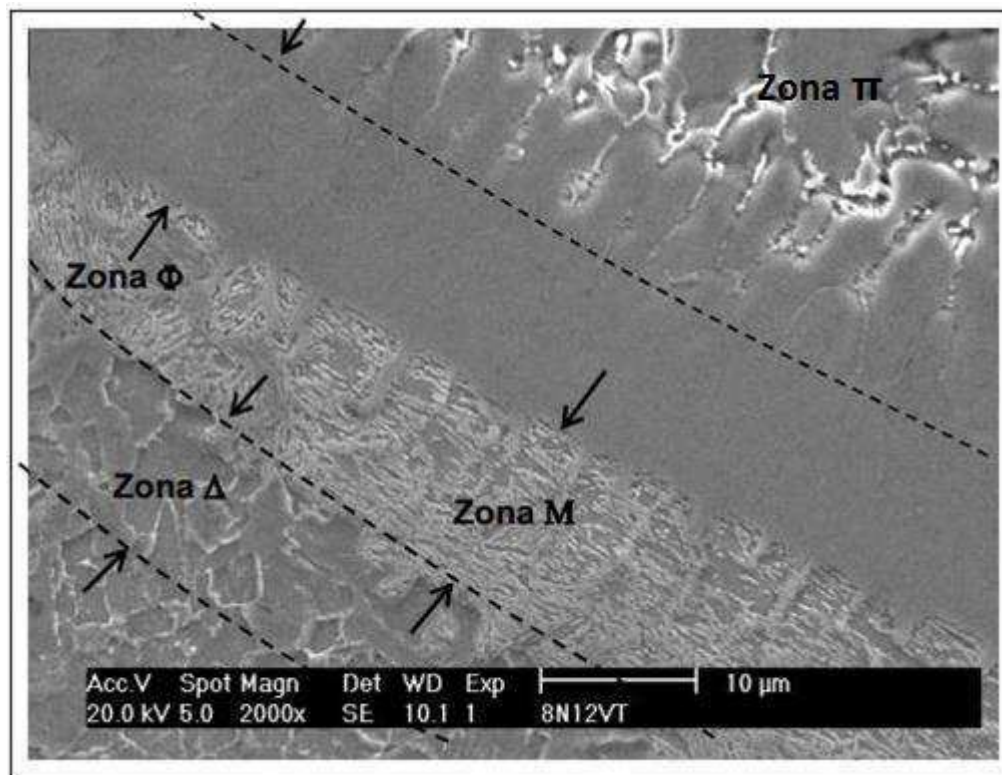


Figura 48 – Regiões da interface 8630M/Inconel 625 obtidas por MEV (Batista, 2016).

4.4. Caracterização por Microscopia Eletrônica de Varredura da interface 8630M/AWS ER 80 S com TTAT

A Figura 49 apresenta a microestrutura da camada amanteigada com o arame AWS ER 80S que sofreu aplicação do TTAT. Percebe-se uma mudança na morfologia de ferrita nessa camada. A ferrita adquiriu geometria predominantemente poligonal ao passo em que antes do TTAT identificou-se predominância de ferrita de segunda fase alinhada. Esse comportamento pode ser atribuído a um rearranjo microestrutural ocorrido durante o TTAT com o intuito de adquirir uma microestrutura mais estável. Além disso, verifica-se a presença de precipitados nos contornos de grãos em toda a interface.

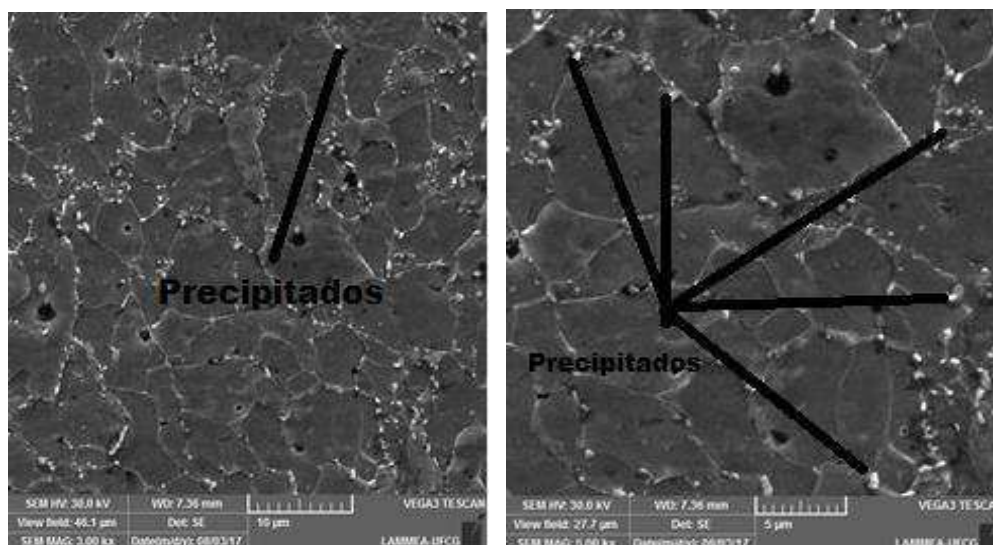
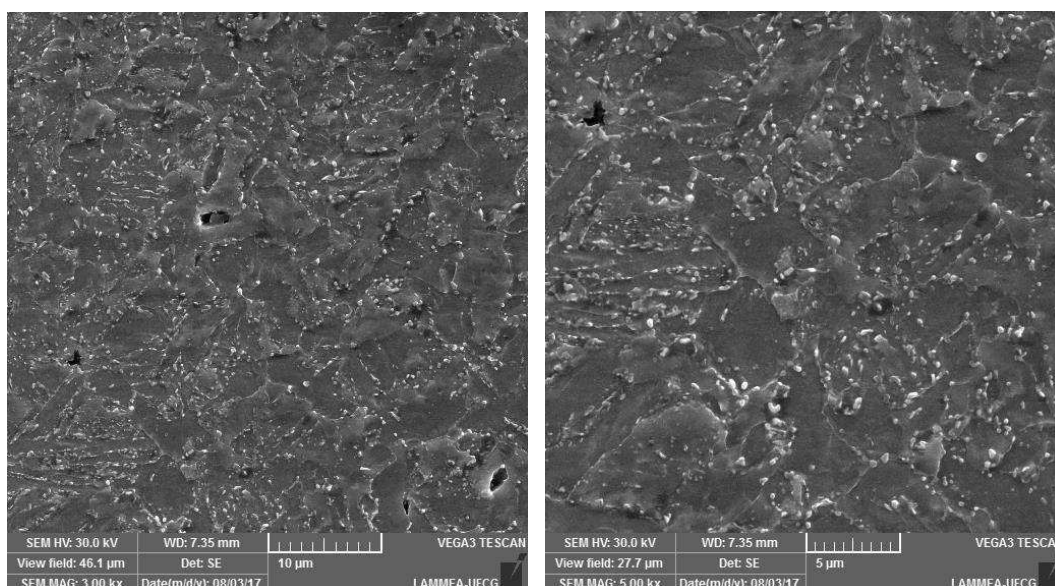


Figura 49. Camada amanteigada com TTAT. Ampliação de (a) 3000x e (b) 5000x.

A Figura 50 mostra a microestrutura da interface 8630M/AWS ER 80S na linha de fusão, onde pode-se constatar a variação da morfologia de ferrita na camada de amanteigamento, uma vez que fica evidente a mudança entre as agulhas de martensita revenida e a ferrita poligonal. Assim como na situação sem TTAT, a variação de microestrutura nessa região após o TTAT também deverá ser responsável por uma mudança brusca nos valores de microdureza através da linha de fusão, tendo em vista que a ferrita poligonal tem menor resistência mecânica que a martensita revenida. Além disso, espera-se que os valores de microdureza ao longo dessa interface sejam inferiores em relação às amostras que não sofreram TTAT, uma vez que as tensões na estrutura interna foram aliviadas.



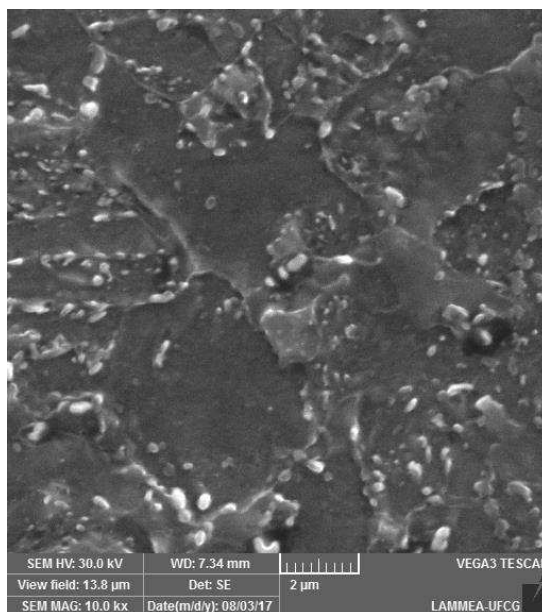
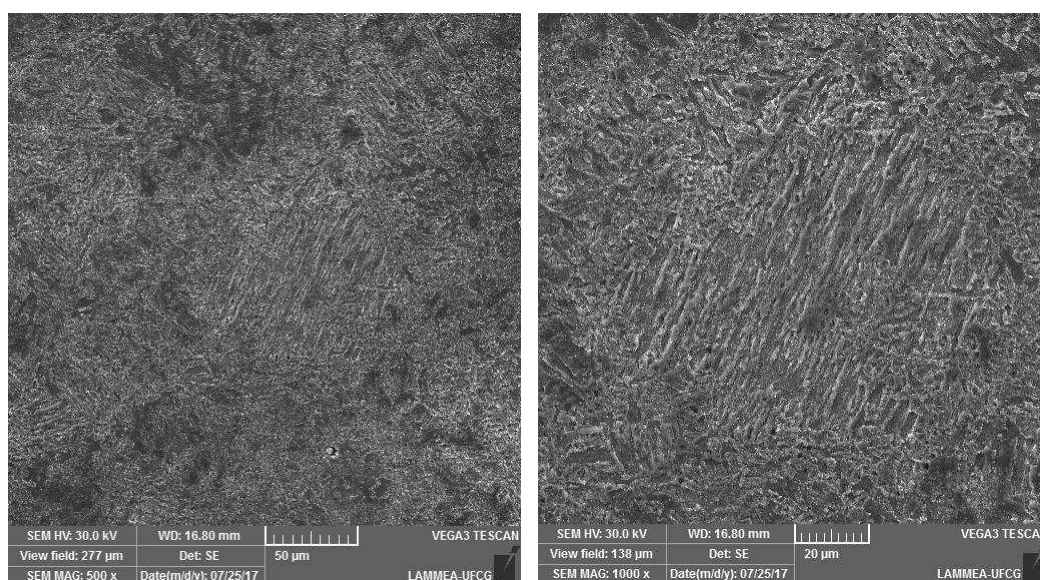


Figura 50. Linha de fusão após TTAT. Ampliação de (a) 3000x; (b) 5000x e (c) 10000x.

A Figura 51 apresenta micrografias sob diferentes ampliações da ZTA GG do metal de base, evidenciando a martensita revenida da região e os contornos de grãos prévios da austenita. Não se observa alteração microestrutural em relação as amostras que não sofreram TTAT. No entanto, como já discutido anteriormente, toda a interface teve suas tensões parcialmente aliviadas, como será apresentado na análise de microdureza.



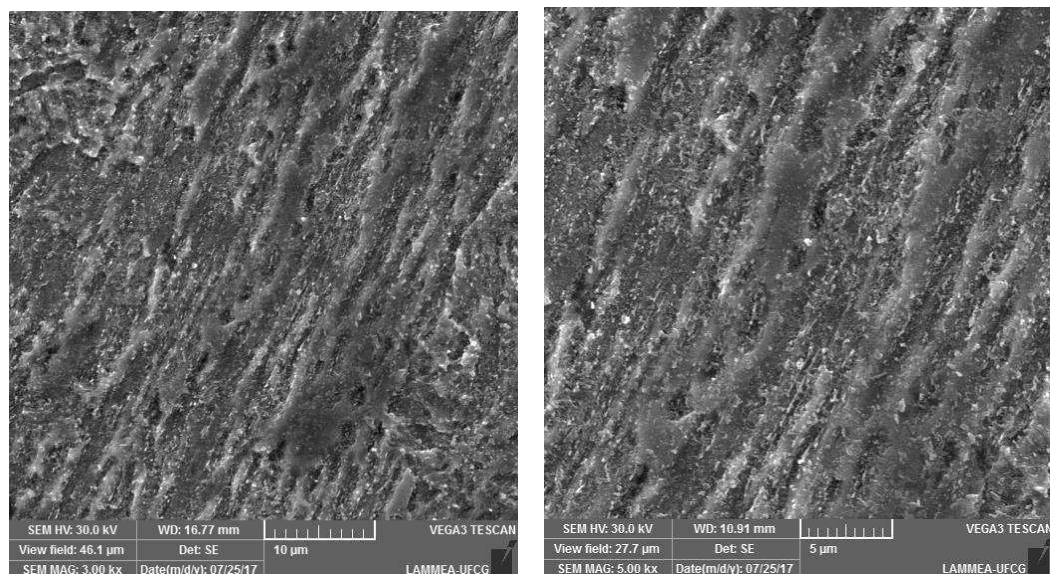
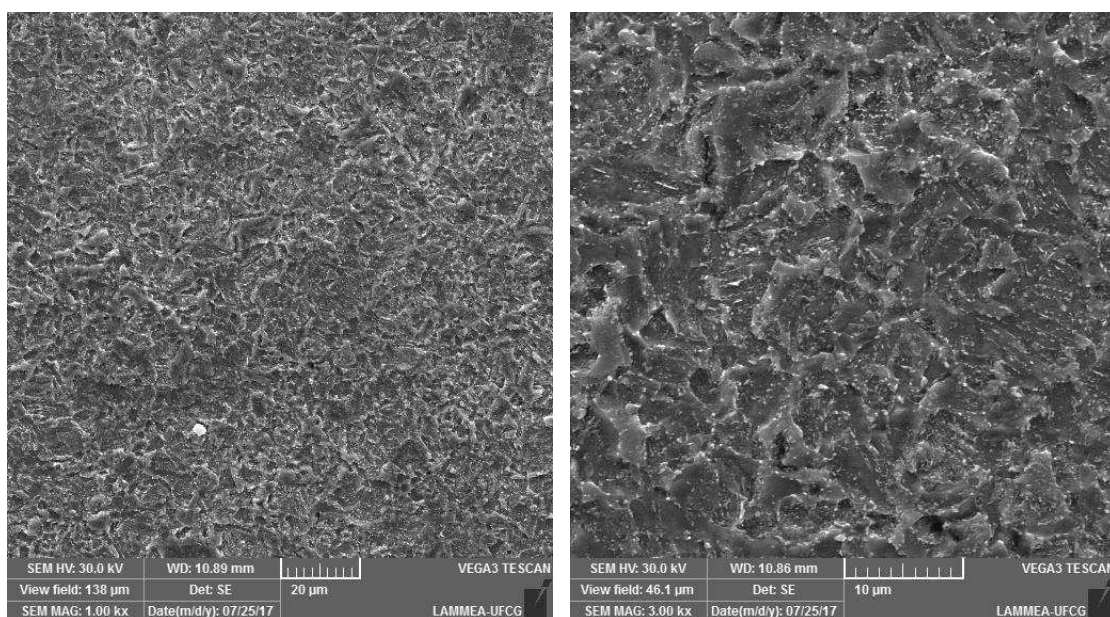


Figura 51. Martensita revenida presente na ZTA GG do metal de base após o TTAT. Ampliação de (a) 500x; (b) 1000x; (c) 3000x e (d) 5000x.

Na Figura 52, estão mostradas imagens por microscopia eletrônica de varredura sob diferentes ampliações da ZTA GF do metal de base. Verifica-se a granulação refinada da região e a presença de agulhas de martensita revenida. Novamente, nenhuma alteração microestrutural em relação a ZTA GF da amostra que não sofreu TTAT foi verificada, apenas um alívio de tensões como será abordado na última seção.



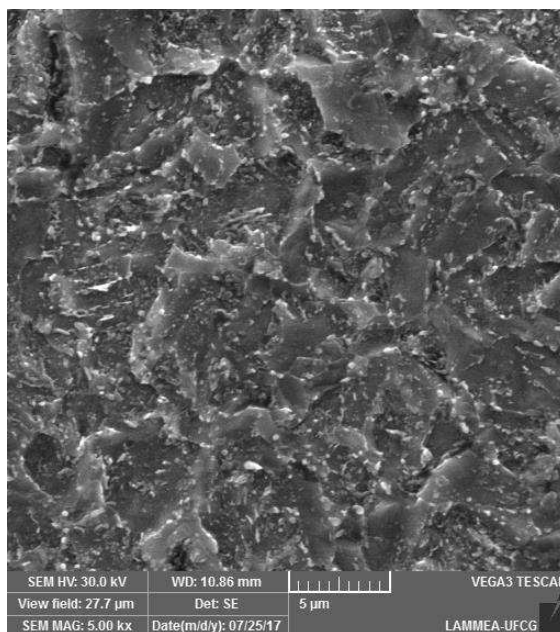


Figura 52. ZTA GF do metal de base após TTAT. Ampliação de (a) 1000x; (b) 3000x e (c) 5000x.

Na Figura 53 fica evidente que o metal de base manteve sua microestrutura de martensita revenida mesmo após o TTAT. É possível verificar as ripas de martensita presentes e os contornos de grãos nessa região. Por fim, após o TTAT, nenhuma alteração foi verificada no metal de base. No entanto, uma alteração da morfologia da ferrita presente na camada amanteigada próxima à linha de fusão foi constatada.

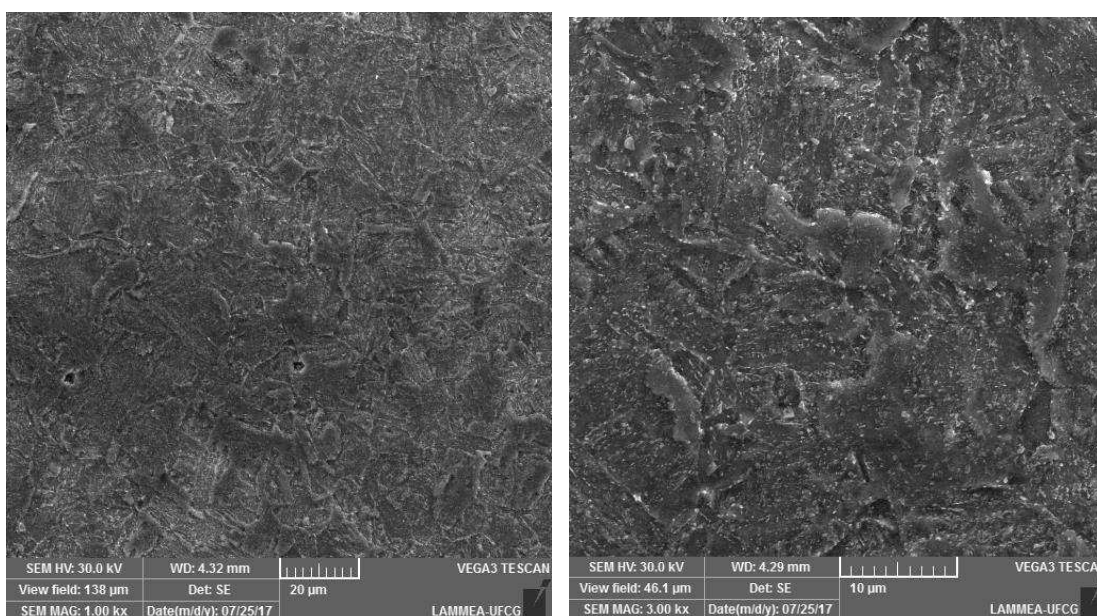
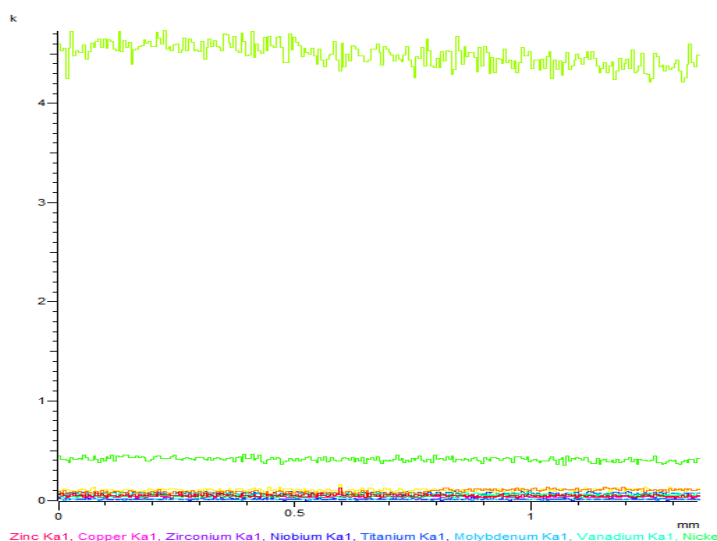


Figura 53. Metal de base após TTAT. Ampliação de (a) 1000x e (b) 5000x.

4.5. Análise química da interface 8630M/AWS ER 80S por EDS

O perfil de composição química foi traçado através da interface 8630M/AWS ER 80S por EDS. Vale salientar que o elemento carbono não é identificado por essa análise. No entanto, a presença de Fe e outros elementos de liga, tais como Cr, Ni, e Mo podem ser acusados caso estejam presentes. O perfil foi traçado ao longo de uma linha perpendicular à linha de fusão com o intuito de varrer toda a interface, desde o metal de base até o metal de solda. Não se constatou nenhuma mudança considerável entre os perfis das amostras antes e após o TTAT.

A Figura 54 apresenta os dois perfis gerados, sendo a Figura 54 (a) correspondente a uma amostra não submetida ao tratamento térmico de alívio de tensões, e a Figura 54 (b) correspondente a uma amostra submetida ao TTAT. Percebe-se que o teor de Fe se mantém praticamente constante, oscilando em torno de um ponto médio. Além disso, verificou-se a presença de Ni oscilando em torno de um valor médio. Esse perfil de Fe deve estar relacionado com o fato do metal de base e de adição serem ligas de Fe. Sabe-se que o Ni é um elemento presente na composição do aço AISI 8630M e do arame AWS ER 80S. Com base nesses resultados, conclui-se que a composição química interface 8630M/AWS ER 80S se manteve praticamente constante após o TTAT. No entanto, é relatado em outros trabalhos, que são formados e precipitados carbonetos na ZTA GG da interface, responsáveis pelo impedimento mecânico do crescimento dos grãos na região e pela elevação da microdureza. Desse modo, uma análise química pontual foi realizada em três regiões da interface com a finalidade de identificar a presença de Cr, Mo e Nb, elementos químicos que reagem com o carbono formando carbonetos.



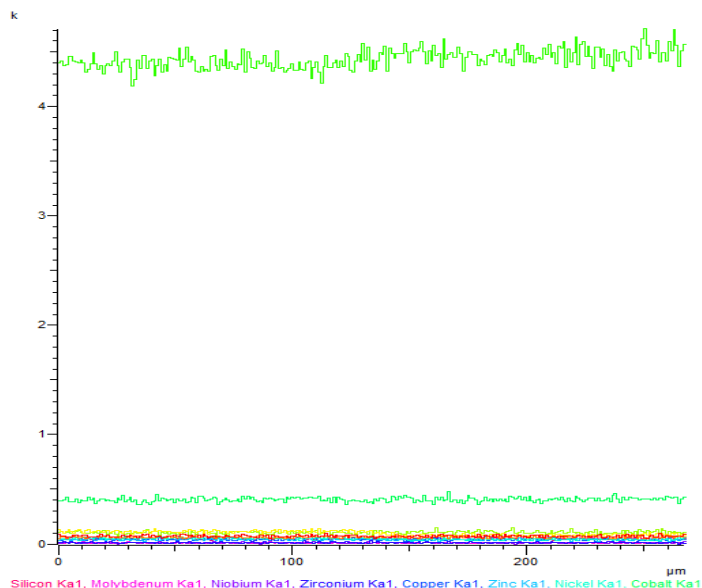


Figura 54. Perfil de composição química da interface 8630M/AWS ER 80 S (a) sem TTAT e (b) com TTAT.

As Figuras 55, 56 e 57 apresentam as regiões escolhidas para a análise química pontual por EDS e a Tabela 4 apresenta os valores percentuais em massa e atômico para cada uma das regiões. Com base nos resultados apresentados, através dos maiores percentuais de Cr, Ni, Mo e Mn, sugere-se que provavelmente está acontecendo a precipitação de carbonetos na interface responsáveis pelo impedimento de crescimento de grãos e aumento de microdureza.

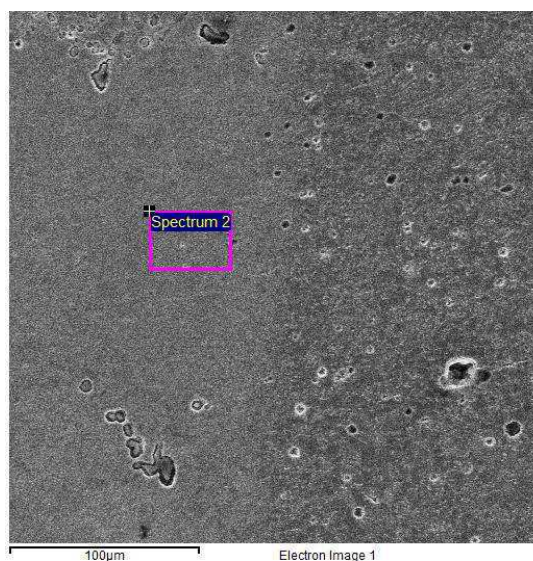


Figura 55. Região da ZTA GG da interface 8630M/AWS ER 80 S analisada quimicamente por EDS.

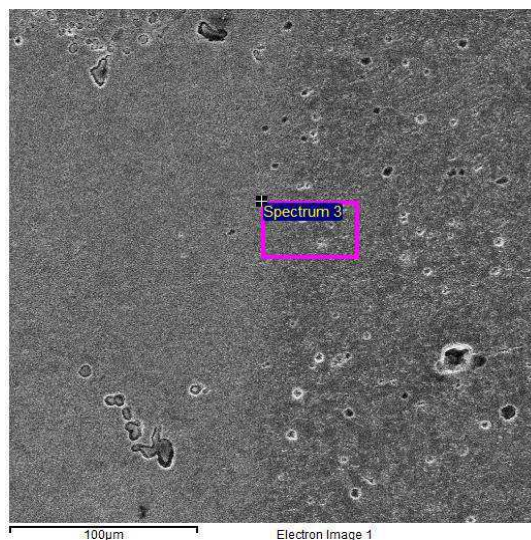


Figura 56. Região da linha de fusão da interface 8630M/AWS ER 80 S analisada quimicamente por EDS.

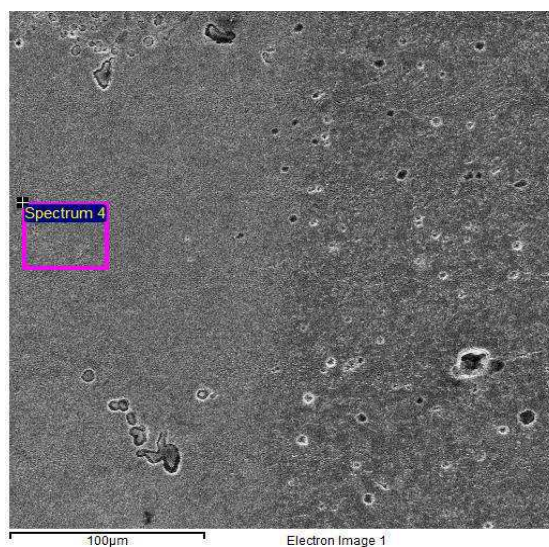


Figura 57. Região da ZTA GF da interface 8630M/AWS ER 80 S analisada quimicamente por EDS.

Tabela 4. Composição química pontual por EDS das regiões 1, 2 e 3 selecionadas na interface 8630M/AWSER80 S.

Elemento	Si	V	Cr	Mn	Fe	Co	Ni	Co	Zn	Mo
Região 1	0,40	0,0	0,80	0,87	95,58	1,10	0,50	0,14	0,02	0,50
Região 2	0,53	0,0	0,39	0,93	96,31	1,07	0,24	0,06	0,01	0,32
Região 3	0,40	0,01	0,76	1,36	93,55	1,08	0,50	0,10	0,0	1,79

Afim de uma comparação entre o perfil de composição química da interface 8630M/Inconel 625 com a interface 8630M/AWS ER 80S, foi feito o amanteigamento de uma barra do aço AISI 8630M sem ter sido submetida à têmpera e revenido com Inconel 625, utilizando os mesmos parâmetros de amanteigamento. A figura 58 apresenta o perfil de composição química obtido. Verifica-se que ocorre uma oscilação na concentração de Fe, Ni, Mn e Cr. Primeiramente, devido ao gradiente químico existente entre a composição do metal de base e do metal de adição, ocorre uma difusão de Fe do metal de base para o metal de adição até atingir o patamar inferior no metal de solda. A partir da linha de fusão, começa a ser observado o aumento da concentração de Ni e Cr, ambos elementos presentes na liga Inconel 625. De acordo com autores como Beaugrand (2009), Cantarim (2013) e Batista (2016), esses elementos ocorrem na zona ϕ e π na forma de carbonetos cromo e molibdênio. A difusão de carbono do metal de base para o metal de adição que ocorre favorece a precipitação desses carbonetos nessas regiões. Dessa forma, diferentemente da interface 8630M/AWS ER 80S, a composição química ao longo da interface 8630M/Inconel 625 é caracterizada por apresentar composição química variável entre a do metal de base e a do metal de adição.

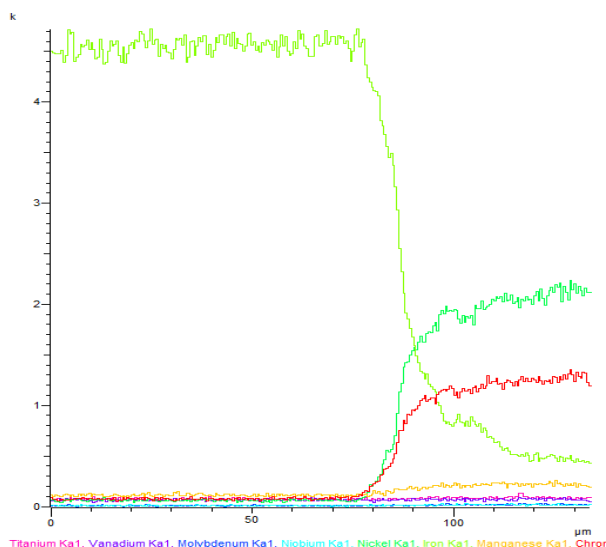


Figura 58. Perfil de composição química ao longo da interface 8630M/Inconel 625.

4.6. Avaliação do perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S com e sem TTAT

A Figura 59 apresenta o perfil de microdureza apresentado pela interface 8630M/AWS ER 80S. A tabela 5 mostra os valores médios de dureza e seus desvios padrões para cada região da interface antes e após o TTAT. De acordo com a Figura 59 e com a Tabela 5, constata-se que os menores valores de microdureza estão na região amanteigada da interface (média de 193,22 HV). Esse fato já era esperado, uma vez que a camada de amanteigamento apresentou a ferrita como microconstituente principal, que não tem elevada resistência mecânica. Ao penetrar na ZTA do metal de base, uma oscilação drástica é apontada, uma vez que a martensita é o microconstituente principal dessa região. Além disso, os picos de microdureza verificados no início da ZTA podem estar associados à precipitação de carbonetos de cromo, como sugere a discussão passada. No fim da ZTA GG, os valores de microdureza começam a cair até atingir os valores de microdureza referentes ao metal de base. De acordo com a norma NACE MR017, que estabelece valor máximo de microdureza de 250 HV, apenas a região amanteigada não ultrapassou o valor solicitado por essa norma. No entanto, para norma DNV RP 401, que estabelece valor médio máximo de microdureza de 350 HV, toda a interface está adequada. As médias

de microdureza da ZTA e do metal de base foram 314,38 HV e 309,27 HV, respectivamente.

Tabela 5. Valores médios de microdureza e desvios padrões para as condições com e sem TTAT.

Situação	Média AM	Desvio Padrão AM	Média ZTA	Desvio Padrão ZTA	Média MB	Desvio Padrão MB
SEM TTAT	193,22 HV	9,47	314,38 HV	14,14	309,27 HV	4,69
COM TTAT	187,54 HV	12,81	249,30 HV	14,89	233,27 HV	10,19

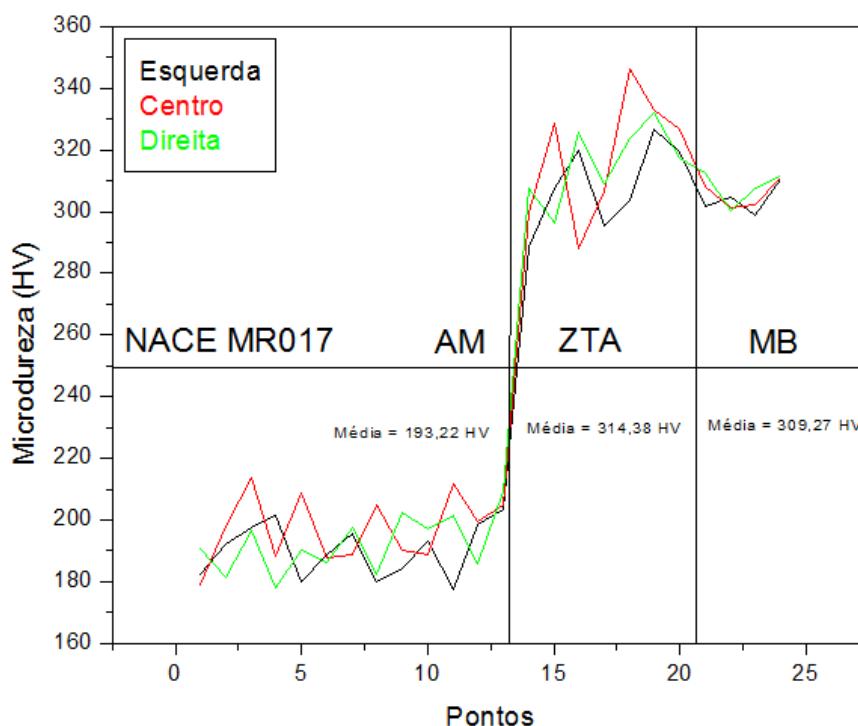


Figura 59. Perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80 S sem TTAT.

Na Figura 60 estão plotados os perfis de microdureza para interface 8630M/AWS ER 80S com TTAT. Verifica-se que os valores médios para cada região

da interface foram consideravelmente inferiores para a situação sem TTAT, demonstrando a eficácia do TTAT no enquadramento da interface na norma NACE MR017. Além disso, a região amanteigada possuiu os menores valores de microdureza, enquanto a ZTA e o MB tiveram valores consideravelmente maiores, seguindo a mesma lógica da interface sem TTAT, uma vez que a ZTA e o MB apresentam textura martensítica. Os picos de microdureza verificados na ZTA podem estar associados a precipitação de carbonetos de cromo, como abordado anteriormente. Os valores médios de cada região da interface estão indicados no gráfico da Figura 60.

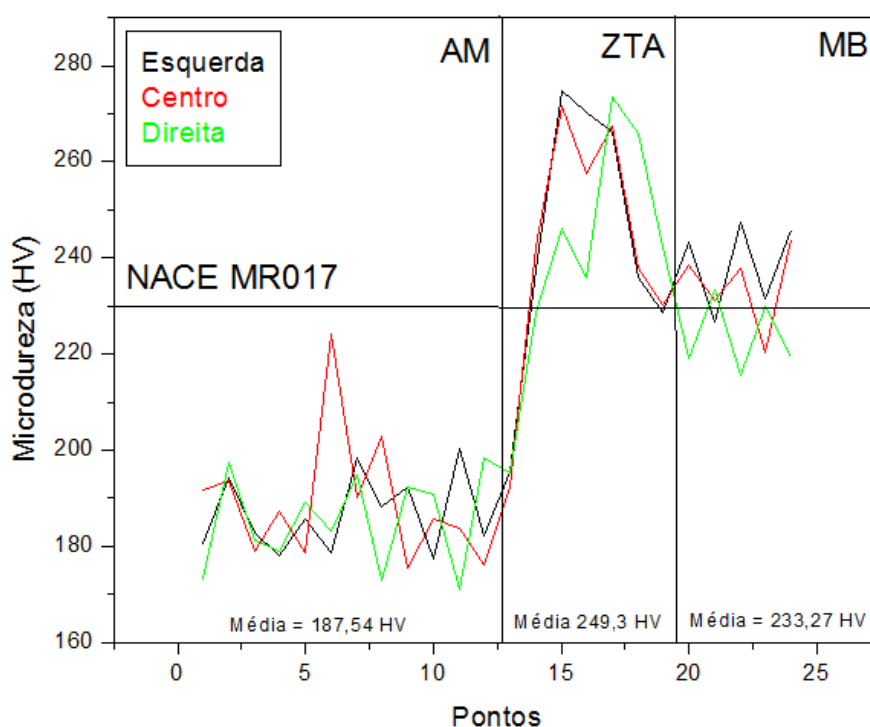


Figura 60. Perfil de microdureza da interface 8630M/AWS ER 80S com TTAT.

Os valores médios de cada região da interface com e sem TTAT estão indicados no gráfico da Figura 61 que demonstra a eficiência do TTAT, onde os valores médios de microdureza medidos estão apresentados. Fica evidente a redução dos valores dessa propriedade mecânica com a aplicação de TTAT, confirmando esse tratamento como uma forte ferramenta para aplicação dessa interface. Os valores máximos foram atingidos na ZTA GG para cada situação. Novamente, é provável que os picos de microdureza que ocorrem na ZTA GG se devam a precipitação de carbonetos, principalmente de cromo, uma vez que consiste na região do metal de base que sofre maior aporte térmico dos passes de soldagem. A Figura 62 (a) e (b)

mostra as identificações ao longo das interfaces com e sem TTAT, explicitando os valores pontuais verificados.

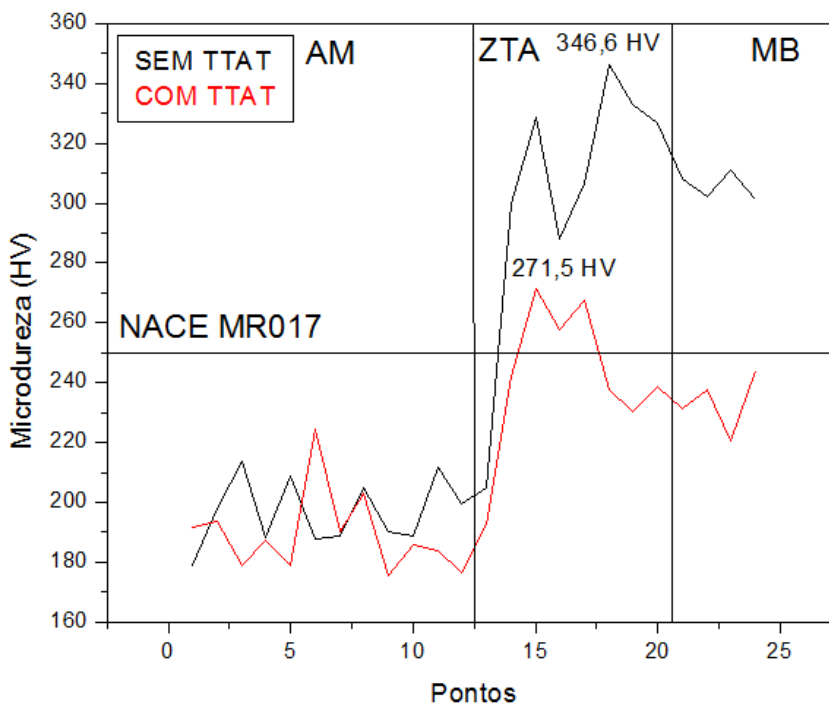


Figura 61. Comparação entre as microdurezas médias da interface 8630M/AWS ER 80 S antes e após o TTAT.

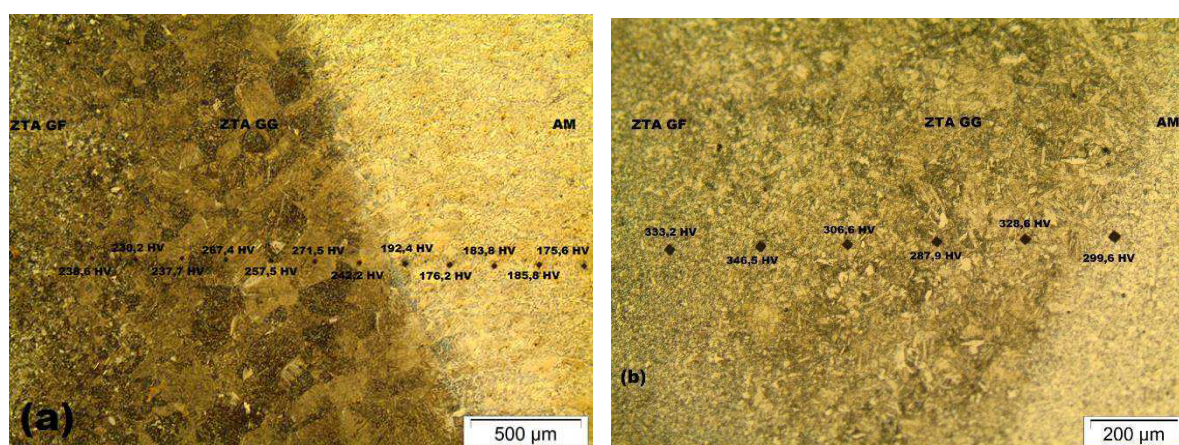


Figura 62. Identificações antes e após o TTAT. (a) com TTAT e (b) sem TTAT.

Em seu estudo, ao analisar o perfil de microdureza para a interface 8630M/Inconel 625 fabricada pelo processo MIG antes e após o TTAT com temperatura de 676 °C e duração de 2 h, Batista (2016) constatou que o TTAT não influenciou no tamanho das ZTA's. Além disso, o TTAT teve uma influência

significativa nos valores de microdureza, diminuindo-os em todas as regiões. A Figura 63 mostra o perfil de microdureza obtido por Batista (2016), evidenciando o efeito do TTAT para duas amostras do aço 8630M amanteadas pelo processo PTA-P, sendo uma submetida ao TTAT e indicada pela letra “T” e a outra não. A Figura 64 apresenta identificações na interface da linha de fusão, onde Batista (2016) constatou valores de microdureza elevados, tais como 404,9 HV e 602,1 HV. Esses valores são característicos das zonas parcialmente diluídas e da zona ϕ devido a precipitação de carbonetos de Cr, Ni e Mo gerada pela difusão durante o processo de amanteadamento, assim como constatou Beaugrand et al. (2009).

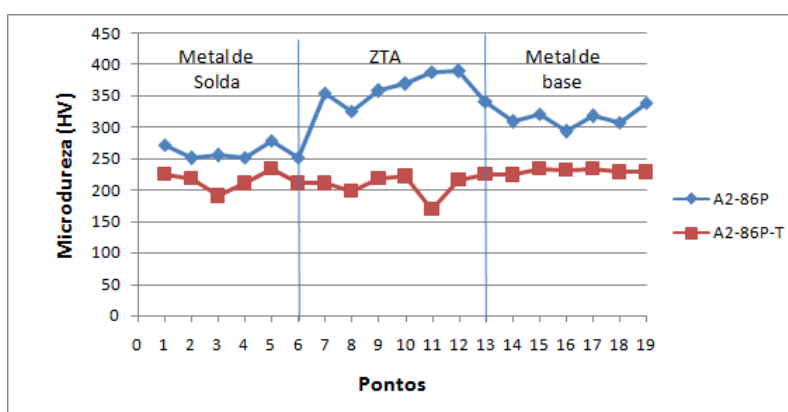


Figura 63 – Perfil de microdureza antes e após o TTAT na interface 8630M/Inconel 625 obtida pelo processo PTA-P (Batista, 2016).

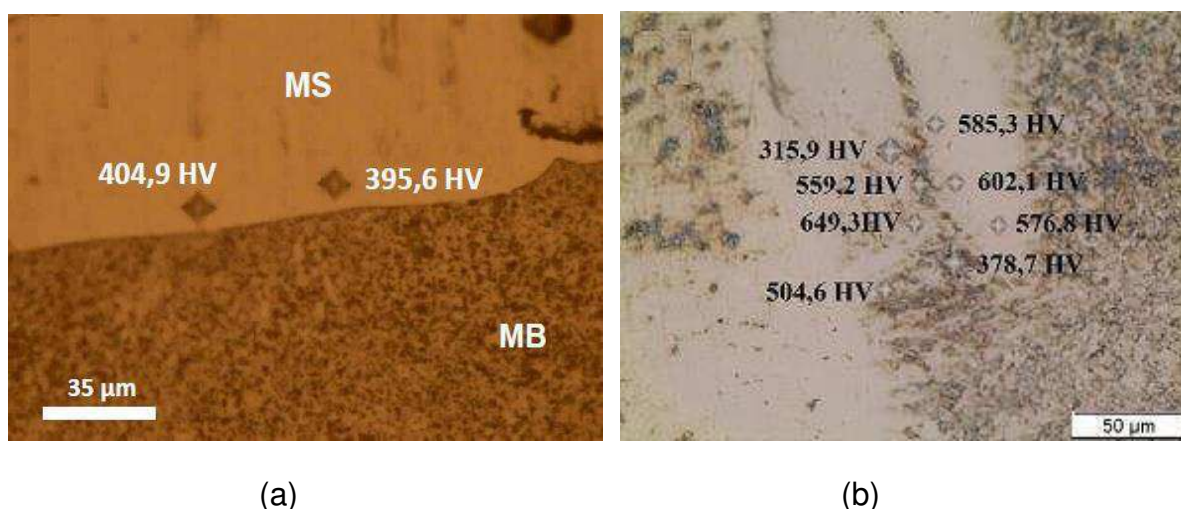


Figura 64 – Identificações na interface 8630M/Inconel 625 obtidos pelo processo (a) PTA-P e (b) MIG (Batista, 2016).

5. Conclusões

Tendo em vista a literatura ainda relativamente escassa sobre a utilização de aços baixo carbono no amanteigamento de aços ARBL como o aço AISI 8630M, este trabalho buscou caracterizar a interface de amanteigamento 8630M/AWS ER 80S produzidas pelo processo de soldagem MIG. Com base nos resultados antes e após o TTAT de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura, microdureza e com suas respectivas comparações com a interface 8630M/Inconel 625, conclui-se:

1. Em termos microestruturais, a camada amanteigada apresentou estrutura homogênea predominantemente ferrítica, enquanto a ZTA e o metal de base mantiveram a estrutura predominantemente martensítica;
2. O tratamento térmico de alívio de tensões foi eficaz proporcionou uma redução de 35,08 HV nos valores de microdureza da ZTA e de 5,68 HV no metal depositado, ficando abaixo do máximo permitido pelas normas NACE MR017 e DNV RP 401;
3. Não se constatou a formação de ferrita na ZTA GG próxima à linha de fusão e nem a formação de zonas parcialmente diluídas (ZPD's) na interface 8630M/AWS ER 80S;
4. O TTAT alterou a morfologia da ferrita na camada de amanteigamento nas intermediações da linha de fusão;
5. Foram identificados picos de microdureza na ZTA GG provavelmente relacionados à formação e precipitação de carbonetos de Cr, Mn e Mo como previsto por outros trabalhos;
6. Não foi perceptível a formação de uma zona descarbonetada na ZTA GG, como previsto por outros trabalhos.

Sugestões para Trabalhos Futuros

- Avaliar o efeito de diferentes tratamentos térmicos de alívio de tensões sobre a microestrutura 8630M/AWS ER 80S;
- Avaliar o efeito de diferentes processos de soldagem sobre a microestrutura da interface 8630M/AWS ER 80S;
- Realizar ensaios de mecânicos de dureza, tração e tenacidade à fratura;
- Identificação dos precipitados.

Referências Bibliográficas

Almeida, J. G. **Análise da influência do hidrogênio na tenacidade quase estática de juntas soldadas de aços ARBL. 2014.** 199f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba – UFPB, João Pessoa – PB.

Anders, W.; Marc, A.; Arne, F.; Lorents, R.; Kenneth, A. M.; Anthony, D. M. Base material fatigue data for low alloy forged steels used in the subsea industry: Part 1: In air S-N data. Elsevier, v. 80, p. 496-508, 2015.

Anders, W.; Marc, A.; Arne, F.; Lorents, R.; Kenneth, A. M.; Anthony, D. M. Base material fatigue data for low alloy forged steels used in the subsea industry: Part 2: Effect of cathodic protection. Elsevier, v. 80, p. 477-495, 2015.

Azevedo, A. G. L. **Aplicação da técnica da dupla camada na soldagem do aço ABNT 1045.** 2002. 102f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais). Programa de Mestrado em Engenharia e Ciências de Materiais, Universidade Federal do Ceará – UFC, Fortaleza – CE.

Batista, V. R. **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 de petróleo.** 2016. 181f. Tese (Doutorado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de Campina Grande – UFCG, Campina Grande – PB.

Batista, V. R.; Araújo, E. M.; Fraga, R.; Maciel, T. M. Caracterização da interface de depósitos de solda de Inconel 625 sobre os aços AISI 8630 e AISI 4130 temperados e revenidos. Em: 22º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Natal, 2016.

Batista, V.R.; Silva, M. M.; Melo, R. H.F.; Maciel, T. M.; 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. 6.3, p. 181-187, 2011.

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.

Beaugrand, V. C. M.; Smith, L. S.; Gittos, M. F. Hydrogen Embrittlement of 8630M/A625 Subsea Dissimilar Joints: Factors that influence the performance. ASME 2009 28th International Conference on Ocean, Offshore and Arctic Engineering. Honolulu, Hawaii, 2009a.

Beuagrand V. C., 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.

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

Braz, M. H. P. **Propriedades de fadiga de solda de alta resistência e baixa liga com diferentes composições microestruturais**. 1999. 118f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos -UFSCar, São Carlos – SP.

Cantarim, 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.

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

COSTA, E. C. **Caracterização do aço SAE 8630 modificado, amantegado 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 Amantegamento Com

o Inconel 625, com e sem Tratamento Térmico de Alívio de Tensões. Em: CONEM, 2014. Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, Uberlândia-MG, 2014.

Chiaverini, V. **Aços e Ferros Fundidos. Características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos**. Abm – Associação Brasileira 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.

Cruz, R. L. S. **Avaliação dos efeitos da técnica da dupla camada na soldagem do aço ASTM A 516 grau 60**. 2006. 117f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Programa de Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará – UFC, Fortaleza – CE.

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

Dodge, M. F.; Dong, H. B.; Gittos M. F. Effect of post-weld heat treatment on microstructure evolution in dissimilar joints for subsea oil and gas systems. *Materials Research Innovations*, v. 18, p. 907-913, 2014.

Duarte, S. M. A. **Caracterização do aço AISI 8630M amanteigado com o arame AWS ER 80S – D2 pelo processo de soldagem “MAG”**. 2014. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica). Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Universidade Federal da Paraíba – UFPB, João Pessoa – PB.

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.

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.

Falcão, C. A. J. **Avaliação da tenacidade à fratura na zona termicamente afetada de soldas múltiplos passes em um aço ARBL**. 1997. 104f. Dissertação (Mestrado em Ciência e Engenharia de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Ciência e

Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos – UFSCar, São Carlos – SP.

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.

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 API X65 Aspergido Termicamente Utilizado em Componentes Offshore**. Tese de Doutorado. Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais. Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Porto Alegre, 2003.

Ferreira, D. C. F. Fragilização por hidrogênio de juntas dissimilares em forjados submarinos. Em: Rio Welding 2014. Rio de Janeiro, 2014.

Filho, A. J. S. M. **Avaliação de juntas soldadas dos aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 amanteigadas pelo processo PTA com a liga de níquel UNS N06625**. 2014. 113f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência de Materiais). Programa de Pós-Graduação em Engenharia e Ciência de Materiais, Universidade Federal do Ceará – UFC, Fortaleza – CE.

Garzón, C. M.; Tschiptschin, A. P. Modelamento Termodinâmico e Cinético por meio do Método Calphad do Processamento Térmico e Termoquímico de Aços. **Revista Matéria**, v. 11, p. 70 – 87, 2006.

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.

Irikura, S. I.; Hyraiama, R.; Tokimatsu, R. C.; Ventralla, V. A.; Gallego, J.; Yamakami, W. J. Análise microestrutural de uma junta soldada – microdureza e fração volumétrica. 17º CBECiMat – Congresso Brasileiro de Ciência e Engenharia de Materiais, Foz do Iguaçu, 2006.

Jesualdo P. F.; Alessandra, G. L. A.; Cleiron, C. S. SCO-045 – Efeito da técnica da dupla camada sobre a tenacidade de peças de aço ABNT 1045. Em: 2º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Uberlândia, 2003.

Juno, G.; Vicente, A. V. Inclusões na formação de ferrita acicular: caracterização por microscopia eletrônica de transmissão. Em: 69º congresso anual da abm – Internacional e ao 14º ENEMET – Encontro Nacional de Estudantes de Engenharia Metalúrgica, de Materiais e de Minas. São Paulo, 2014.

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. **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.

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 22º International Conference on Offshore Mechanics & Artic Engineering. Cancun, Mexico. 2003

Luciana, I. L. M.; Guilherme, M. S.; Angel, R. A. C.; Mônica, M. A. M. S.; Alexandre, Q. B.; Marco, A. D. Q. Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços ASTM A-508 e AISI 316L. Soldagem & Inspeção, v. 15, p. 112-120, 2010.

Maciel, T. M.; Santos, M. A.; Mesquita, M.; Neto, F. A. S. Avaliação da soldabilidade dos aços AISI 4144. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 1, p. 19-27, 2006.

Melo, R. H. F.; Batista, V. R.; Silva, M. M.; Maciel, T. M.; Santos, M. A. Avaliação das tensões residuais de revestimentos aplicados por soldagem – Parte 1. Revista Eletrônica de Materiais e Processos, v. 7, p. 52-61, 2012.

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.

NACE. International Standard MR0175/ISO15156 - Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S - containing Environments in Oil and Gas Production. Part 1: General principles for selection of cracking-resistant materials. 2001.

NACE. International Standard MR0175/ISO15156 - Petroleum and Natural Gas Industries – Materials for use in H₂S - containing Environments in Oil and Gas Production. Part 2: Cracking-resistant carbon and low alloy steels, and the use of cast irons. 2003.

Nathália, E. S.; Tathiane, C. A.; Pedro, H. M. P.; Hélio, C.M.; Marcelo, F. M.; Willys, M. A. Estudo de procedimentos de soldagem MIG/MAG para aplicação de revestimentos de liga de níquel Inconel 625 em aço estrutural ASTM A387 Gr. 11. Soldagem & Inspeção, v. 21, p. 70-82, 2016.

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.

Nilceu, N.; Anderson, G. M. P.; Sérgio, L. H.; Walter, J. P. C. Fratura dúctil ou frágil em uniões soldadas sem TTPS. Em: Jornadas Sam/CONAMET/ SIMPOSIO MATERIA, 2003. Rio de Janeiro, 2003.

Oliveira, B. F. **Efeito dos tratamentos térmicos sobre a microestrutura e as propriedades de um aço ARBL microligado com estrutura bruta de solidificação**. 2014. 177f. Dissertação (Mestrado em Engenharia e Ciência dos Materiais). Centro de Ciências e Tecnologia, Universidade Estadual do Norte Fluminense Darcy Ribeiro - UENFE, Campos dos Goytacazes – RJ.

Perini, F. G. **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços alta resistência e baixa liga soldados**. 2008. 97f. Dissertação (Mestrado em Materiais). Programa de Pós-Graduação em Materiais, Universidade de Caxias do Sul – UCS, Caxias do Sul – RS.

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.

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.

Siderley, F. A.; Theophilo, M. A.; Marco, A. S.; Alexandre, Q. B. Avaliação da microestrutura e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por processos de soldagem manual e automatizado utilizado na soldagem de aço API 5L X80. *Soldagem & Inspeção*, v. 16, p. 322-332, 2011.

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.; 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.

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.

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, Nº. 3, p.228-237, São Paulo, Jul/Set 2009.

VIERA, P. R. M. **Caracterização de juntas de aço carbono soldadas por “dupla camada” submetidas à ação do H₂S**. 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.