



## AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE INTERFACE EM JUNTAS SOLDADAS SUBMETIDAS A DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

Bruno Brandolin

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, COPPE, da Universidade Federal do Rio de Janeiro, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Metalúrgica e de Materiais.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Rio de Janeiro

Junho de 2016

AValiação MICROESTRUTURAL DE INTERFACE EM JUNTAS SOLDADAS  
SUBMETIDAS A DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

Bruno Brandolin

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO INSTITUTO ALBERTO  
LUIZ COIMBRA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA DE ENGENHARIA (COPPE)  
DA UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO DE JANEIRO COMO PARTE DOS  
REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM  
CIÊNCIAS EM ENGENHARIA METALÚRGICA E DE MATERIAIS.

Examinada por:

---

Prof. João da Cruz Payão Filho, Dr.-Ing.

---

Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.

---

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D. Sc.

RIO DE JANEIRO, RJ – BRASIL

JUNHO DE 2016

Brandolin, Bruno

Avaliação microestrutural de interface em juntas soldadas submetidas a diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem/

Bruno Brandolin. – Rio de Janeiro: UFRJ/COPPE, 2016.

IX, 78 p.: il.; 29,7 cm.

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Dissertação (mestrado) – UFRJ/ COPPE/ Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, 2016.

Referências Bibliográficas: p. 74 - 78.

1. Soldagem dissimilar. 2. Aço Cr-Mo. 3. ER80S-D2.  
I. Payão Filho, João da Cruz. II. Universidade Federal do Rio de Janeiro, Programa de Engenharia Metalúrgica e de Materiais. III. Título.

À minha amada avó Olivia (in memoriam).

## AGRADECIMENTOS

Aos meus pais Tania e Paulo, além dos irmãos Fabio e Gustavo, por todo apoio e incentivo prestados, não só durante o curso de mestrado, mas em todos os momentos da minha vida.

À minha esposa Angelina, pela compreensão de minha ausência nos momentos de estudos e incentivo nos momentos difíceis.

À FMC Technologies, por ter cedido as amostras utilizadas na pesquisa e apoiado a realização do curso.

À Tecmetal, pela realização de grande parte das análises apresentadas nesta dissertação.

Ao amigo Fabio Alves, por todo o suporte prestado em diversos momentos desta pesquisa.

Ao professor João da Cruz Payão Filho pela orientação durante o curso e elaboração da dissertação.

Resumo da Dissertação apresentada à COPPE/UFRJ como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências (M.Sc.)

## AVALIAÇÃO MICROESTRUTURAL DE INTERFACE EM JUNTAS SOLDADAS SUBMETIDAS A DIFERENTES TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

Bruno Brandolin

Junho/2016

Orientador: João da Cruz Payão Filho

Programa: Engenharia Metalúrgica e de Materiais

A avaliação de interfaces dissimilares presentes em equipamentos submarinos é de extrema importância, já que algumas falhas ocorridas neste tipo de equipamento são associadas a estas interfaces. O objetivo deste trabalho foi avaliar diferentes interfaces provenientes de juntas dissimilares entre aço carbono (ER80S-D2) e aço 2,25Cr – 1Mo (ASTM A182 F22 modificado) soldadas com liga de níquel 625 e submetidos a diferentes ciclos de tratamento térmico pós-soldagem. O estudo envolveu a soldagem de corpos de prova, aplicação de ciclos de tratamento térmico distintos aos corpos de prova, avaliação de dureza com diferentes carregamentos e análise microestrutural. O requisito de dureza do código NACE MR0175/ISO 15156 (2015) não foi obtido na condição como soldado do aço ER80S-D2, utilizando liga de níquel 625 para união, sendo alcançado somente com a realização de tratamento térmico pós-soldagem. O mesmo requisito só foi atingido no aço ASTM A182 F22 modificado com a realização de tratamento térmico pós-soldagem a 650°C durante 20 horas. As zonas parcialmente diluídas verificadas na interface ER80S-D2 x liga 625 apresentaram precipitações na zona de solidificação celular e zonas martensíticas na região da liga 625 próxima à linha de fusão. Estas características foram verificadas nas amostras submetidas a tratamento térmico pós-soldagem, elevando assim os valores de dureza nestas regiões. Todas as interfaces entre ASTM A182 F22 modificado x liga 625 apresentaram regiões martensíticas nas zonas parcialmente diluídas, com elevada dureza. Também foram verificados precipitados na zona planar de solidificação, nas condições de tratamento térmico pós-soldagem.

Abstract of Dissertation presented to COPPE/UFRJ as a partial fulfillment of the requirements for the degree of Master of Science (M.Sc.)

MICROSTRUCTURAL EVALUATION OF WELDED JOINTS INTERFACE  
UNDER DIFFERENT POST WELD HEAT TREATMENT

Bruno Brandolin

June/2016

Advisor: João da Cruz Payão Filho

Department: Metallurgical and Materials Engineering

The evaluation of dissimilar interfaces verified on subsea equipment is extremely important, due to some failures occurred on this kind of equipment are associated to those interfaces. The objective of this research was to evaluate different interfaces of dissimilar joints between carbon steel (ER80S-D2) and 2.25Cr – 1Mo steel (ASTM A182 F22 modified) welded with nickel alloy 625 and subjected to different post weld heat treatment cycles. The research involved welding of test coupons, application of post weld heat treatment on the test coupons, hardness evaluation with different charging and microstructural analysis. The hardness requirement of NACE MR0175/ISO 15156 (2015) was not achieved on the as welded condition of the ER80S-D2 steel, using nickel alloy 625 for joining. The requirement was achieved just with post weld heat treatment. The same requirement was achieved on ASTM A182 F22 modified with post weld heat treatment performed at 650°C during 20 hours. The partially mixed zone verified on the interface ER80S-D2 x alloy 625 showed precipitation in the cellular solidification zone and martensitic zones in the alloy 625 region close to the fusion line. Those features were verified on the samples subjected to post weld heat treatment, increasing the hardness values on those regions. All the interfaces between ASTM A182 F22 modified x alloy 625 showed martensitic regions in the partially mixed zones, with high hardness. It was also verified precipitation in the planar solidification zone on this interface, with post weld heat treatment.

## Índice

Capítulo 1 – Introdução.....	1
Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica .....	4
2.1 – Processos de soldagem .....	4
2.1.1 - Processo de soldagem GMAW ( <i>Gas Metal Arc Welding</i> ) .....	4
2.1.2- Processo de soldagem GTAW ( <i>Gas Tungsten Arc Welding</i> ) .....	6
2.2 - Soldagem de amanteigamento .....	7
2.3 – Aços Cr-Mo.....	9
2.4 - Aço ASTM A182 F22 (2.25Cr-1Mo).....	12
2.4.1 – Composição química, propriedades mecânicas e microestrutura do Aço ASTM A182 F22. .....	13
2.5 – Ligas de níquel e seu desenvolvimento .....	16
2.5.1 - Classificação das ligas de níquel e influência dos elementos de liga .....	17
2.5.2 - Ligas de níquel endurecidas por solução sólida .....	18
2.5.3 - Microestrutura e solidificação de ligas endurecidas por solução sólida.....	19
2.5.4 - Composição química e propriedades mecânicas da liga de níquel 625.....	20
2.6 - Soldagem dissimilar com liga de níquel 625.....	22
2.7 - Mecânica da fratura em soldas dissimilares.....	28
Capítulo 3 – Materiais e Métodos .....	32
3.1 - Materiais de base e consumíveis de solda .....	32
3.2 - Corpos de prova de amanteigamento.....	34
3.3 – Corpo de prova de solda de união.....	38
3.4 – Análise metalográfica .....	40
3.4.1 – Macrografia e microscopia ótica (MO) .....	40
3.4.1 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV).....	41
3.4 – Testes de dureza.....	41
Capítulo 4 – Resultados e Discussões.....	43
4.1 – Macrografias das juntas soldadas.....	43
4.2 – Avaliação das interfaces por microscopia ótica .....	44
4.3 – Análise de dureza .....	48
4.3.1 – Dureza Vickers 10 kg (HV <sub>10</sub> ) .....	48
4.3.2 – Dureza Vickers 50 g kg (HV <sub>0,05</sub> ) .....	51
4.4 – Avaliação das interfaces por microscopia eletrônica de varredura (MEV) .....	61
Capítulo 5 – Conclusões .....	71

Capítulo 6 – Sugestões Para Trabalhos Futuros .....	73
Capítulo 7 – Revisão Bibliográfica .....	74

## Capítulo 1 – Introdução

A maior parte dos equipamentos fabricados para atenderem às demandas da indústria de óleo e gás em todo o mundo utilizam diversos tipos distintos de soldagem para união e revestimento de componentes, além de soluções tecnológicas de soldagem como o “amanteigamento”, que permite a união de materiais dissimilares, ou seja, materiais que possuem características distintas, como temperatura interpasse máxima, temperatura/tempo de tratamento térmico pós-soldagem, entre outras.

Um cenário muito comum neste tipo de indústria é a utilização de tubos e forjados fabricados em aço carbono ou aço baixa liga e revestidos com liga de níquel, a fim de promover maior resistência à corrosão em ambientes bastante agressivos, sendo a liga de 625 a mais utilizadas nestes revestimentos. Também é frequente a utilização de forjados amanteigados, já que estes são fabricados em aço baixa liga e necessitam obrigatoriamente do tratamento térmico pós-soldagem, a fim de proporcionar um revenimento da zona termicamente afetada (ZTA) e com isso reduzir as durezas nestas regiões. Alguns aços carbono, se submetidos à mesma temperatura de tratamento térmico pós-soldagem requerido para os aços baixa liga, têm suas propriedades mecânicas deterioradas.

Diversos são os metais base e consumíveis de soldagem empregados para fabricação, revestimento, amanteigamento e união dos componentes utilizados em equipamentos submarinos para a produção de óleo e gás, gerando interfaces dissimilares durante a soldagem dos materiais. Um exemplo deste tipo de interface é verificado no amanteigamento com liga de níquel 625 de forjados fabricados em aço baixa liga AISI 8630 modificado, condição esta verificada em diversos equipamentos submarinos que se encontram em serviço nos dias de hoje. Algumas falhas que ocorreram em equipamentos submarinos, como a de *Thunder Horse*, por exemplo, estão associadas a este tipo de interface (BURK, 2010). Este tipo de falha está relacionado à fragilização por hidrogênio de uma microestrutura susceptível que se forma na linha de fusão durante a soldagem e tratamento térmico pós-soldagem (ALEXANDROV *et al.*, 2012).

Dentre outros fatores, acredita-se que este tipo de falha está relacionado à materiais com teor relativamente elevado de carbono, como o verificado nos aços AISI 8630 modificado, o que promove uma maior precipitação de carbonetos, e uma das

formas que a indústria encontrou para mitigar este problema é evitar a interface entre aços baixa liga com ligas de níquel para soldas de união. Desta forma, a prática adotada pela indústria foi de utilizar um aço carbono para amanteigamento do aço baixa liga e posteriormente realizar a solda de união com liga de níquel. Com isso, a interface dissimilar passa a ser entre o aço carbono, como o ER80S-D2 por exemplo, e liga de níquel, o que a princípio é menos prejudicial do ponto de vista de mecânica da fratura, já que o teor de carbono neste tipo de aço é menor do que de um aço baixa liga. Atualmente, além de utilizar amanteigamento com aço carbono, a indústria vem deixando de utilizar o aço AISI 8630 modificado e está passando a utilizar o aço ASTM A182 F22 modificado, que apresenta propriedades mecânicas bem similar, mas um teor de carbono inferior ao AISI 8630.

Em aplicações industriais, o aço ASTM A182 F22 modificado (2.25Cr-1Mo) é tratado termicamente pós-soldagem a temperatura em torno de 650°C, por tempos que podem variar de 2 a 5 horas, dependendo da composição química do material, a fim de melhorar as propriedades da zona termicamente afetada (ZTA) e reduzir a susceptibilidade à trinca de hidrogênio. Além disso, os procedimentos de soldagem são geralmente qualificados considerando reparos, podendo chegar a períodos de 20 horas de tratamento térmico pós-soldagem. Com isso, é importante conhecer as propriedades deste material quando submetido ao tratamento térmico pós-soldagem por diferentes períodos de tempo e ainda utilizando aço carbono e liga 625 na solda de amanteigamento.

O objetivo deste trabalho é avaliar a microestrutura e tipo de interface gerada pela soldagem do aço ASTM A182 F22 modificado, com aço carbono ER80S-D2 e liga 625, na condição como soldado e submetido a tratamento térmico pós-soldagem realizado a 650°C por 5 e 20 horas. Foi avaliado também o perfil de durezas nestas interfaces.

Além do tratamento térmico pós-soldagem nos forjados, realizado com a principal finalidade de melhorar as propriedades da ZTA, algumas normas de fabricação, como a ASME B31.3 – Process Piping e ASME B31.8 – Gas Transmission & Distribution Piping Systems, que geralmente são requeridas na fabricação de Manifolds ou Jumpers, especificam tratamento térmico pós-soldagem para alguns materiais, dentre eles os aços carbono, com o intuito de reduzir as tensões residuais provenientes do processo de soldagem. De acordo com estas normas, a temperatura requerida para tratamento térmico pós-soldagem de aços carbono é em torno de 600°C.

Dependendo do processo e dos parâmetros de soldagem, como preaquecimento e energia de soldagem, é possível que a ZTA gerada no aço carbono utilizado no amanteigamento apresente dureza elevada, principalmente na região da ZTA gerada pelo passe de acabamento. A norma NACE MR0175/ISO 15156 (2015), requerida quando os equipamentos irão operar em ambientes contendo determinado percentual de H<sub>2</sub>S, estabelece um limite máximo de dureza Vickers de 250 HV<sub>10</sub> para aços. Sendo assim, é possível que os valores de dureza encontrados na ZTA apresentem valores maiores do que o estabelecido no código NACE MR0175/ISO 15156 (2015). Existem algumas alternativas para evitar este problema, tais como: utilizar outro consumível para amanteigamento que não tenha tendência a causar endurecimento na ZTA, devido à sua composição química; empregar uma energia de soldagem maior ou outro processo com característica de maior aporte térmico, associado a uma temperatura de preaquecimento mais elevada, a fim de diminuir a velocidade de resfriamento; utilizar uma temperatura de tratamento térmico pós-soldagem mais elevada.

Outro objetivo deste trabalho é avaliar a microestrutura e tipo de interface gerada pela soldagem do aço ER80S-D2 com liga de níquel 625, na condição como soldado e submetido a tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Foram empregados TTPS a 600°C por 2 horas e a 640°C por 4 horas. O perfil de dureza nestas interfaces também foi considerado nas análises, posteriormente comparadas com as análises realizadas para o material ASTM A182 F22 modificado amanteigado com liga 625. O interesse dessa comparação foi verificar se as mesmas características presentes nas zonas parcialmente diluídas deste tipo de interface (F22-liga 625) são verificadas na interface entre o aço ER80S-D2 e liga 625.

## Capítulo 2 – Revisão Bibliográfica

### 2.1 – Processos de soldagem

Existem inúmeros processos de soldagem que são aplicados nas indústrias de acordo com: as características dos materiais a serem unidos; a produtividade requerida; o custo para o desenvolvimento do processo; limitações tecnológicas; ambiente de soldagem, entre outros. Neste sentido, os mais empregados são os processos de soldagem por fusão, que se dividem em três grupos (KOU, 2003):

1 – Soldagem a gás: chama oxi-acetilênica.

2 – Soldagem a arco elétrico: eletrodo revestido ou *shielded metal arc welding* (SMAW); *tungsten inert gas* (TIG) ou *gas tungsten arc welding* (GTAW); *plasma arc welding* (PAW); *metal inert/active gas* (MIG/MAG) ou *gas metal arc welding* (GMAW); arame tubular ou *flux cored arc welding* (FCAW); arco submerso ou *submerged arc welding* (SAW); eletroescória ou *electroslag welding* (ESW).

3 – Soldagem por feixe de alta energia: feixe de elétrons ou *electron beam welding* (EBW); laser ou *laser beam welding* (LBW).

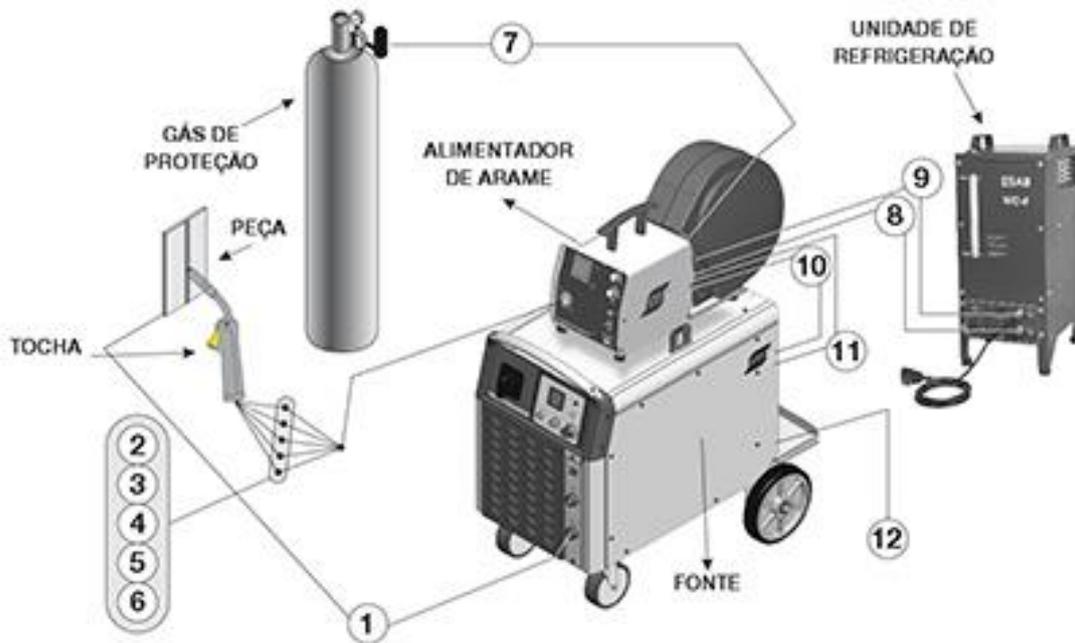
Existem também processos de soldagem por pressão ou deformação que podem ser citados como exemplo a soldagem por forjamento, por ultrassom, por fricção, por difusão, entre outros (MARQUES *et al.*, 2007). Nesta revisão serão abordados apenas os processos GMAW e GTAW, pois, foram os processos utilizados para a soldagem dos corpos de prova avaliados.

#### 2.1.1 - Processo de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*)

O GMAW é um processo de soldagem a arco elétrico que utiliza gases inertes ou ativos para proteger a poça de fusão contra oxidação. A Figura 1 apresenta um esquema do processo de soldagem GMAW. Este processo pode ser utilizado para soldagem de união de componentes, podendo ser tubos ou chapas, e também para soldagem de revestimento.

O modo de transferência metálica, que é a passagem do metal fundido na ponta do eletrodo para a poça de fusão, é decisivo do processo GMAW, pois, afeta as características do processo. Existem basicamente quatro formas de transferência metálica: o curto circuito; o globular; o spray; e a controlada. Elas ocorrem dependendo do material, do gás de proteção e dos parâmetros de soldagem. Exemplos de

transferências metálicas bastante empregados para soldagem de união de tubulação são: o curto circuito controlado, geralmente utilizado para o passe de raiz; o pulsado, um tipo de transferência aproximadamente globular, porém mais estável e uniforme, conseguida pela pulsação da corrente de soldagem em dois patamares (MARQUES *et al.*, 2007). O modo de transferência pulsado é frequentemente empregado para os passes de enchimento e de acabamento. Neste tipo de situação são utilizadas fontes de energia altamente tecnológicas, equipadas com controle sinérgico.



- |   |  |
|---|--|
| 1 – Cabo de solda (negativo)                | 7 – Gás de proteção vindo do cilindro    |
| 2 – Refrigeração da tocha (entrada de água) | 8 – Saída de água de refrigeração        |
| 3 – Gás de proteção                         | 9 – Entrada de água de refrigeração      |
| 4 – Gatilho da tocha                        | 10 – Cabo de comando (alimentador/fonte) |
| 5 – Refrigeração da tocha (retorno da água) | 11 – Cabo de solda (positivo)            |
| 6 – Conduíte do arame                       | 12 – Conexão para a fonte                |

Figura 1 - Esquema simplificado de soldagem GMAW. (Adaptado de ESAB, 2014).

Para soldagem com o processo GMAW podem ser utilizados gases inertes, gases ativos, ou até mesmo misturas contendo gases inertes e ativos. Quando a soldagem é realizada com gás de proteção inerte, o processo é chamado de MIG (*Metal Inert Gas*). Já no caso da adição de um gás ativo, como o CO<sub>2</sub>, por exemplo, que é bastante utilizado na soldagem de aços carbono ou de baixa liga, o processo é chamado de MAG (*Metal Active Gas*). A seleção do gás a ser utilizado depende do material a ser soldado, da configuração da junta, da penetração requerida, entre outros.

O processo GMAW apresenta uma taxa de deposição bem superior, quando comparado a processos de grande utilização nas indústrias de modo geral, como o SMAW ou GTAW manual. Nestes dois últimos processos o metal de adição não tem alimentação contínua, deixando-os como opções menos atrativas em situações que requerem grandes volumes de soldagem. Outro fator favorável no processo GMAW, assim como verificado também no processo GTAW, é a não geração de escória, não havendo perda de produtividade devido à limpeza entre passes, sendo necessário em alguns casos apenas um simples escovamento para remoção de óxidos superficiais formados durante a soldagem. Já o processo SMAW gera escória durante a soldagem, acarretando perda de produtividade devido à necessidade de limpeza entre os passes.

### 2.1.2- Processo de soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*)

O processo de soldagem GTAW ou TIG (*Tungsten Inert Gas*) é mais um dos vários processos que utiliza arco elétrico para fusão dos materiais. Neste processo o arco elétrico é obtido entre um eletrodo de tungstênio não consumível e a peça a ser soldada, como mostrado no esquema simplificado da Figura 2. A proteção do eletrodo e da poça de fusão contra a oxidação é realizada por um gás inerte, geralmente argônio, ou misturas de gases inertes (argônio + hélio). Adicionalmente, quando está se realizando soldagem de raiz de tubulação, por exemplo, também ocorre uma proteção gasosa extra, conhecida como purga, em que a tubulação é tamponada e gás inerte é inserido no interior do tubo, a fim de expulsar o oxigênio existente e evitar a oxidação.

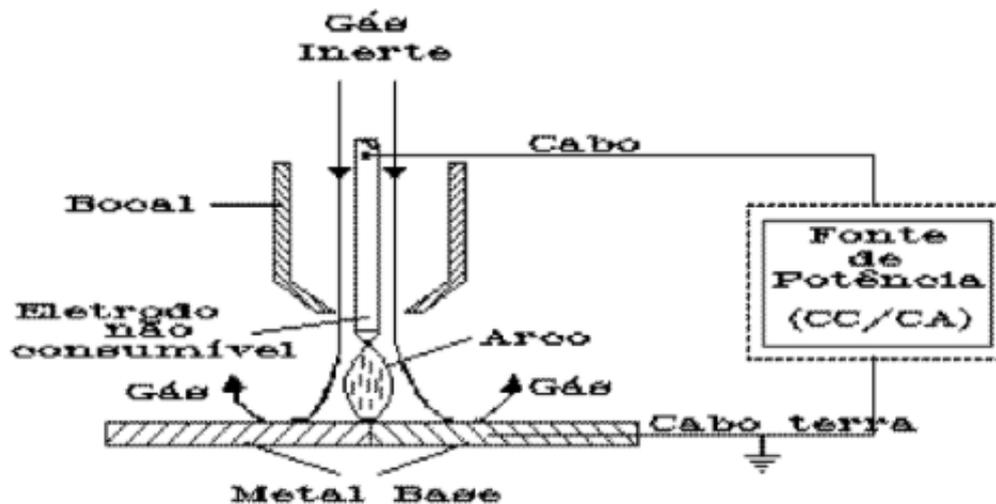


Figura 2 – Esquema simplificado de soldagem GTAW. (MACHADO, 1996).

O processo GTAW pode ser utilizado na soldagem de vários materiais, como aços inoxidáveis, alumínio, magnésio, cobre, níquel e suas ligas, além de ser uma excelente opção para titânio e zircônio (MACHADO, 1996). Este processo permite um excelente controle da poça de fusão, produzindo soldas com alta qualidade além de um excelente acabamento, podendo ser utilizado com metal de adição ou ainda sem metal de adição (solda autógena). O processo GTAW pode ser realizado manualmente e também através de equipamentos de soldagem mecanizados, ou automatizados, como alguns equipamentos de soldagem orbital.

Devido à boa qualidade e propriedades de depósitos soldados com GTAW, este processo é amplamente utilizado industrialmente para soldagem de revestimento ou amanteigamento, utilizando arame ao invés de vareta, de modo a permitir uma alimentação contínua de metal de adição, aumentando assim a taxa de deposição. O aquecimento do arame pela passagem de corrente elétrica, variação de processo conhecida como “*hot wire*” (GTAW-HW), também é uma tecnologia bastante utilizada, pois facilita a fusão do metal de adição na poça, acarretando em uma maior taxa de deposição.

As soldagens de revestimento e amanteigamento com o processo GTAW-HW são geralmente realizadas com arco pulsado, a fim de reduzir a diluição de metal de adição no metal base. Pode ainda haver uma variação no tempo em que o arco permanece na corrente mais elevada (corrente de pico), como também no tempo em que o arco permanece na corrente mais baixa (corrente de base).

## **2.2 - Soldagem de amanteigamento**

Este tipo de soldagem, muito empregada na indústria de óleo e gás, tem como principal objetivo a união de metais dissimilares que apresentam diferentes características, sendo frequentemente realizada pelo processo GTAW-HW. Nesta técnica são soldadas camadas de material no chanfro de determinado componente que posteriormente será unido por soldagem a outro item. Com isso, a ZTA gerada pela solda de união ficará restrita ao material utilizado para amanteigamento, que deve ser selecionado de acordo com os requisitos da junta em questão (materiais, temperaturas de preaquecimento e interpasse, necessidade e/ou temperatura de tratamento térmico pós-soldagem).

Com esta técnica é possível a união de materiais com temperaturas de preaquecimento mínimo ou interpasse máximo diferentes, como na soldagem de um aço carbono com carbono equivalente entre 0,45 e 0,47 com um aço inoxidável superduplex.. De acordo com a norma Petrobras N-133 (2012) é necessário um preaquecimento mínimo de 125°C para estruturas metálicas marítimas com 20 mm de espessura, utilizando o exemplo de aço carbono citado acima. Já para a soldagem de aço inoxidável superduplex UNS32750 não é necessário preaquecimento e a temperatura interpasse máxima deve ser de 100°C a fim de evitar a formação de fases deletérias, também de acordo com a norma N-133 (2012).

O amanteigamento também permite que materiais com requisitos de tratamento térmico pós-soldagem sejam unidos a materiais que não possam ser submetidos a tal tratamento térmico, pois degradaria suas propriedades mecânicas. Um exemplo deste tipo de aplicação é a união de blocos forjados de material ASTM A182 F22 modificado com tubo API 5L grau X65. Nesta situação, para se obter o limite de dureza de 250 HV<sub>10</sub> estabelecido pela norma NACE MR0175/ISO 15156 (2015), utilizada em equipamentos que entrarão em contato com fluidos contendo H<sub>2</sub>S, é necessário realizar tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). O tratamento térmico no forjado geralmente é realizado em temperaturas situadas em torno de 650°C, próximo à temperatura de revenimento do ASTM A182 F22 modificado, a fim de promover um revenimento da zona termicamente afetada (ZTA) do material. Já a temperatura de revenimento dos tubos API 5L é inferior a esta de TTPS, o que pode provocar perda de resistência mecânica no tubo, caso seja submetido a este tratamento térmico. A solução empregada pela indústria de óleo e gás atualmente para esta configuração de junta é realizar o amanteigamento do forjado ASTM A182 F22 modificado, utilizando arame de aço carbono ER80S-D2, e submeter o material a TTPS de 650°C por 5 horas. Posteriormente, é realizada a soldagem de união do aço carbono ER80S-D2 com o tubo API 5L grau X65 sem a necessidade de TTPS. Na macrografia apresentada na Figura 3 é possível ver um exemplo de amanteigamento de ER80S-D2 sobre o ASTM A182 F22 modificado.

Para fabricação da junta apresentada na Figura 3, o forjado ASTM A182 F22 é amanteigado com o arame ER80S-D2 pelo processo GTAW-HW, e depois ambos os materiais são revestidos com liga 625. Em seguida é realizado TTPS. Já o ASTM A694 F65 é revestido com liga 625 sem a necessidade de TTPS. Após a fabricação dos dois componentes, eles são unidos também com consumível de liga 625.



Figura 3 – Macrografia de uma junta de ASTM A182 F22 modificado amanteigado com ER80S-D2 e unido utilizando liga de níquel 625.

### 2.3 – Aços Cr-Mo

O principal objetivo no desenvolvimento de ligas para serviço em temperaturas elevadas é produzir materiais que não apenas suportem as condições iniciais de serviço, mas também são capazes de suportarem as condições de serviço durante toda a vida útil do equipamento. Com as mudanças microestruturais que ocorrem nos aços carbono durante o revenimento, devido ao coalescimento dos precipitados e crescimento do grão ferrítico, os aços ferríticos Cr-Mo tornam-se uma família de material interessante para este tipo de aplicação em altas temperaturas (VISWANATHAN, 1999).

Os dois mecanismos de aumento de resistência dos aços Cr-Mo são o endurecimento por solução sólida, através dos elementos C, Mo e Cr, e o endurecimento por precipitação, com a formação dos carbonetos, nitretos e carbonitretos (LIMA, 2007). Para o aço 2,25Cr-1Mo, por exemplo, são verificados os carbonetos  $M_2C$ ,  $M_3C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_{23}C_6$  e  $M_6C$  após diferentes tratamentos de revenimento, conforme Figura 4 (JÚNIOR, 2003; VISWANATHAN, 1999).

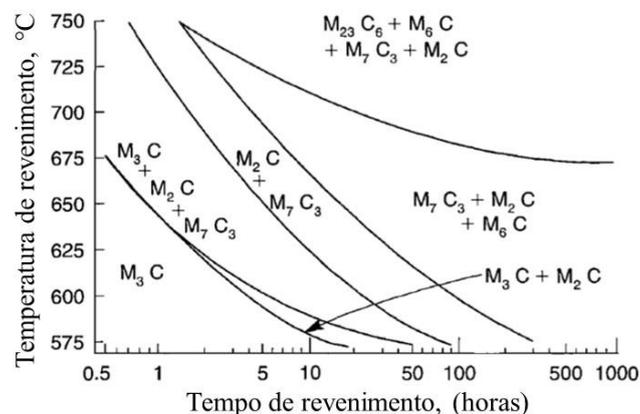


Figura 4 – Carbonetos presentes em um aço 2,25Cr-1-Mo após diferentes tratamentos de revenimento. (Adaptado de VISWANATHAN, 1999).

Os mecanismos de endurecimento atuam de maneira mais ou menos eficiente dependendo da temperatura de serviço e do tempo de exposição, conforme a Figura 5. Em temperaturas menores e com pouco tempo de exposição, o endurecimento por solução sólida é predominante, pois há pouca formação de precipitados. A precipitação de carbonetos, que atuam como barreiras para a movimentação de discordâncias, ocorre em temperaturas mais elevadas. Com tempos mais longos de exposição e/ou temperaturas ainda mais elevadas, os precipitados coalescem, reduzindo assim a resistência do material (COSTA, 2011).

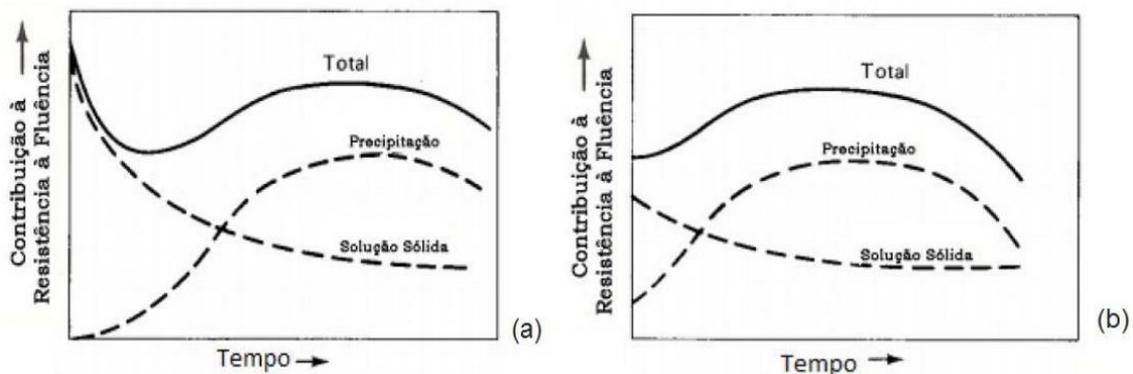


Figura 5 - Contribuição na resistência à fluência em função do tempo a 550°C. (a) Em um aço Cr-Mo normalizado e (b) em aço Cr-Mo normalizado e revenido. (Adaptado de COSTA, 2011).

Além do Cr e Mo existem outros elementos de liga importantes para conferirem as propriedades dos aços ferríticos Cr-Mo. A seguir, serão apresentadas as influências dos principais elementos nesta família de materiais:

**Carbono (C):** este elemento apresenta um grande potencial para aumento da resistência à fluência. Como a formação de carbonetos está envolvida nas propriedades mecânicas em alta temperatura, o carbono atua na resistência à fluência tanto em termos de endurecimento por solução sólida, quanto em termos de endurecimento por precipitação dispersa (LUNDIN et al., 2000).

**Cromo (Cr):** este elemento é adicionado nos aços ferríticos Cr-Mo a fim de promover resistência à oxidação. Além disso, o cromo aumenta a resistência à fluência através do seguinte mecanismo: em solução sólida, o Cromo se associa com elementos intersticiais da estrutura cristalina para formar *clusters* como Cr-C e Cr-C-Cr. Dependendo das condições, esses *clusters* podem interferir na movimentação das discordâncias. No entanto, como o cromo é um excelente formador de carbonetos, em

uma extensão determinada pela quantidade de carbono, o cromo é removido da solução sólida pela formação de carboneto de cromo, limitando o endurecimento por solução sólida. Isso leva à conclusão de que se o nível de carbono é mantido baixo no aço, menos carbono está disponível para a formação de carbonetos, permitindo que o cromo endureça o aço por solução sólida (LUNDIN et al., 2000). De acordo com LUNDIN *et al.* (2000), o teor de cromo mais eficaz para endurecimento dos aços Cr-Mo é na faixa de 1 a 2.5%.

Molibdênio (Mo): é o elemento mais responsável pelo aumento da resistência à fluência nos aços Cr-Mo. Como no caso do cromo, o molibdênio aumenta a resistência à fluência quando presente em solução sólida ou na forma de precipitado. LUNDIN et al. (2000) observou que a microestrutura dos aços contendo menos que 0.4% de molibdênio tinham alguma ferrita poligonal, enquanto que aços com maiores teores de Molibdênio eram totalmente bainíticos. Em solução sólida, os átomos de molibdênio apresentam uma afinidade mais forte com os elementos de liga intersticiais do que os átomos de cromo, e por isso o molibdênio endurece por solução sólida de maneira mais significativa quando comparado com o Cromo. Segundo LUNDIN *et al.* (2000), a adição de uma quantidade maior do que 1% em peso de Molibdênio não apresenta benefício ao aço (assumindo que todo o molibdênio esteja em solução). Como o molibdênio também é forte formador de carbonetos, mais do que o Cromo, pois os carbonetos de molibdênio são mais estáveis do que os carbonetos de Cromo (COSTA, 2011), o efeito positivo do endurecimento por solução sólida é minimizado. No entanto, a precipitação de carbonetos de molibdênio aumenta a tensão de ruptura. O carboneto mais eficiente para esta finalidade é o  $\text{Mo}_2\text{C}$ , que se apresenta como precipitados aciculares finamente dispersos (LUNDIN *et al.*, 2000).

Níquel (Ni): além de melhorar a tenacidade dos aços, o níquel pode ser adicionado por duas razões: diminuir a temperatura de transformação  $\text{Ac}_1$  próxima à temperatura de tratamento térmico pós-soldagem, o que melhora a resposta ao revenimento; eliminar a possibilidade de ferrita delta residual presente no material, o que causa perda de resistência à fluência e tenacidade. Contudo, uma quantidade excessiva de níquel contribui para a degradação das propriedades de fluência através da alteração da evolução da precipitação de carbonetos durante serviço (LUNDIN *et al.*, 2000).

Vanádio (V): também é um forte formador de carboneto que aumenta a resistência, particularmente a tensão de ruptura em aços ferríticos resistentes ao calor. O vanádio tem maior afinidade ao carbono do que o Molibdênio e o Cromo, favorecendo

assim a formação do carboneto de vanádio  $V_4C_3$  e reduzindo a formação de carboneto de molibdênio, provocando o endurecimento da matriz por solução sólida (LUNDIN *et al.*, 2000).

Titânio (Ti), Nióbio (Nb) e Tungstênio (W): Ti e Nb são fortes formadores de carbonetos, mas não podem ser adicionados de maneira simples aos aços Cr-Mo, pois diminuem a solubilidade do carbono na austenita. Essa queda na solubilidade do carbono na austenita dificulta o tratamento térmico destes materiais. Por outro lado, a adição de W irá induzir um endurecimento secundário no material devido à precipitação de WC. No entanto, a difusão de W no ferro é um processo lento e na presença de Mo e V, os precipitados  $Mo_2C$  e  $V_4C_3$  se formarão ao invés do WC. Dessa maneira o W exerce endurecimento por solução sólida (VISWANATHAN, 1999).

#### 2.4 - Aço ASTM A182 F22 (2.25Cr-1Mo)

Devido à boa relação entre resistência mecânica e tenacidade, os aços baixa liga são bastante utilizados nas indústrias de geração de energia. No setor de óleo e gás o aço AISI 4130 foi amplamente utilizado na fabricação de itens pressurizados forjados, como conectores e blocos de válvulas. Porém, devido à necessidade de maiores resistências mecânicas em itens com grande espessura, começou a ser empregado o aço AISI 8630 modificado. A fim de se conseguir valores de dureza menores na ZTA devido ao teor de carbono mais baixo que o verificado no AISI 8630, começou a ser utilizado o aço ASTM A182 F22 modificado. Ambos os materiais AISI 8630 modificado e ASTM A182 F22 modificado atendem ao mesmo requisito de propriedades mecânicas, conforme Tabela 1.

Tabela 1: Limite de escoamento e resistência dos principais aços utilizados na indústria de óleo e gás para fabricação de forjados, na condição de temperado e revenido.

<b>Material</b>	<b>Limite escoamento (MPa)</b>	<b>Limite resistência (MPa)</b>
AISI 4130	414	552
AISI 8630	517	655
ASTM A182 F22	517	655

O ASTM A182 F22 é um aço ferrítico Cromo-Molibdênio, com 2.25% de Cr e 1% de Mo, utilizado em aplicações que envolvam alta temperatura, devido às boas propriedades nesta condição, como boa resistência mecânica e resistência à fluência e oxidação (LUNDIN *et al.*, 2000). A resistência à fluência é promovida pela adição dos elementos Cr e Mo e a resistência à corrosão pelo Cr (FURTADO *et al.*, 2007). Devido

às propriedades mecânicas atenderem aos requisitos da indústria de óleo e gás, este material vem sendo amplamente utilizado em ambientes subaquáticos.

Os primeiros aços 2.25Cr-1Mo foram usados nos anos 1940. Desde então, uma grande quantidade deste aço foi utilizada em componentes que operam em temperaturas elevadas, como geradores de vapor e vasos de pressão em plantas de energia e refinarias de petróleo (LUNDIN *et al.*, 2000).

#### 2.4.1 – Composição química, propriedades mecânicas e microestrutura do Aço ASTM A182 F22.

De acordo com a ASTM A182, existem três classificações para o F22, conforme a Tabela 2. Ainda de acordo com esta norma, o material pode ser fornecido com tratamento térmico de recozimento, normalização e revenimento ou têmpera e revenimento, dependendo da classe do material. A Tabela 3 apresenta as propriedades mecânicas do aço 2.25Cr-1Mo com diferentes microestruturas.

Tabela 2 – Classificação do F22 em relação à composição química, segundo ASTM A182.

Ident.	Composição, %										
	C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Outros
F22 Classe 1	0.05- 0.15	0.30- 0.60	0.040	0.040	0.50	...	2.00- 2.50	0.87- 1.13	...	...	...
F22 Classe 3	0.05- 0.15	0.30- 0.60	0.040	0.040	0.50	...	2.00- 2.50	0.87- 1.13	...	...	...
F22V	0.11- 0.15	0.30- 0.60	0.015	0.010	0.10	0.25	2.00- 2.50	0.90- 1.10	0.07	0.030	Cu 0.20 V 0.25- 0.35 B 0.002 Ca 0.015

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do aço 2.25Cr-1Mo. (Adaptado de COSTA, 2011).

Aço	Limite de escoamento (MPa)	Limite de resistência (MPa)	Deformação (%)
2,25Cr-1Mo bainítico	477	587	21,5
2,25Cr-1Mo martensítico	930	1130	13,4

A Figura 6 apresenta o diagrama TTT (Tempo-Temperatura-Transformação) e o diagrama de resfriamento contínuo para o aço 2.25Cr-1Mo. De acordo com estes gráficos

é possível observar diferentes microestruturas, dependendo da condição de tempo, temperatura e resfriamento a que o material é submetido.

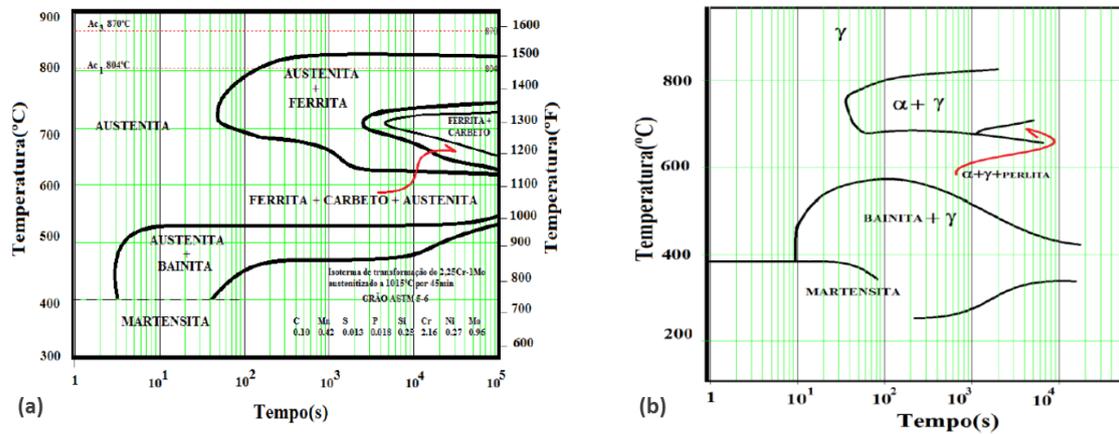


Figura 6 – Diagrama TTT (a) e diagrama de resfriamento contínuo (b) para aço 2.25Cr-1Mo. (COSTA, 2011).

A Figura 7 apresenta três diferentes microestruturas de um aço 2.25Cr-1Mo, observadas por microscopia ótica, sendo o material submetido a tratamento térmico de normalização e revenimento para obtenção da microestrutura ferrítico-bainítica. Por outro lado, para obtenção da microestrutura composta por ferrita e perlita, foi realizado recozimento após os tratamentos mencionados anteriormente (RIGUEIRA *et al.*, 2011). Na terceira condição o material é submetido ao tratamento térmico de têmpera e revenido, formando uma microestrutura bainítica (COLPAERT, 2008).

Na Figura 8 são apresentadas diferentes microestruturas simulando zonas termicamente afetadas (ZTA), utilizando valores de energia de soldagem distintos através de dilatometria. Na amostra com energia de 20 KJ cm<sup>-1</sup> é observado uma microestrutura composta possivelmente por bainita inferior com algumas quantidades de martensita. A amostra com energia de 50 KJ cm<sup>-1</sup> apresenta uma estrutura contendo possivelmente bainita inferior + bainita superior, e a amostra com 80 KJ cm<sup>-1</sup> apresenta possivelmente uma estrutura de bainita superior + ferrita alotriomórfica. Amostras com as três diferentes energias foram avaliadas por microscopia ótica, de modo a permitir a identificação das diferentes microestruturas e realizar medições de dureza Vickers com carga de 300 gramas. Essas medições encontraram variações nos valores de dureza entre regiões cinzas e esbranquiçadas, conforme Tabela 4. Também foi levantada a curva TTT para o aço estudado, a fim de identificar as possíveis microestruturas e comprovar as afirmações obtidas a partir dos testes de dureza e avaliações microestruturais (TSAI, 2003).

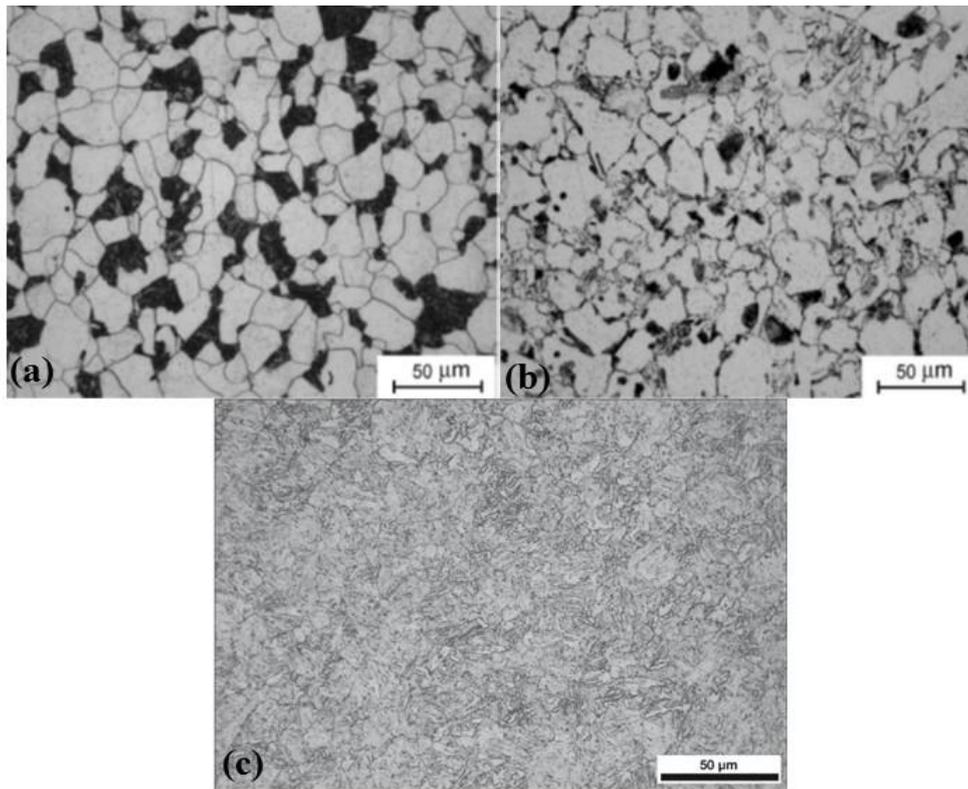


Figura 7 – Metalografia de aço 2.25Cr-1Mo com ataque por Nital 2%. (a) ferrita e perlita, (b) bainita granular e ferrita (RIGUEIRA *et al.*, 2011); (c) bainita (COLPAERT, 2008).

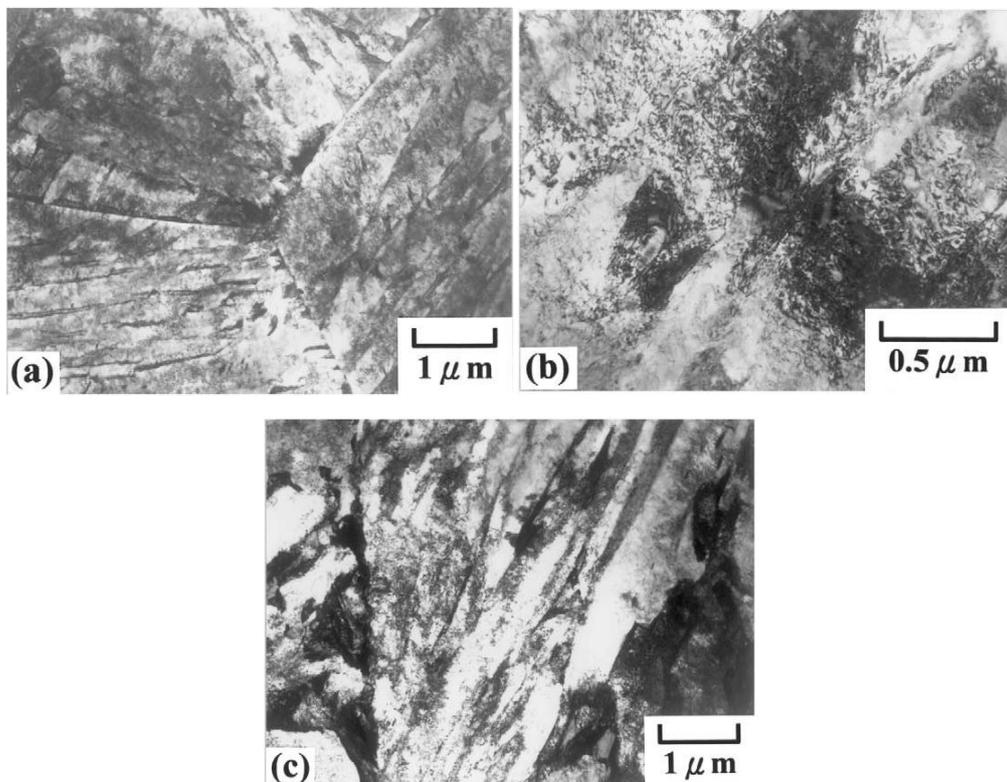


Figura 8 – Amostras simulando ZTA de aço 2.25Cr-1Mo, obtidas por microscopia eletrônica de transmissão, com diferentes energias (a) 20, (b) 50, (c) 80  $\text{KJ cm}^{-1}$ . (Adaptado de TSAI, 2003).

Tabela 4 – Dureza Vickers para amostras obtidas com diretas energias de soldagem. (Adaptado de TSAI, 2003).

Região	Energia de soldagem (KJ cm <sup>-1</sup> )		
	20	50	80
Cinza	352 <sub>+4</sub>	349 <sub>+3</sub>	333 <sub>+4</sub>
Esbranquiçada	399 <sub>+7</sub>	321 <sub>+5</sub>	318 <sub>+2</sub>
Microestruturas possíveis	Martensita + bainita inferior	Bainita inferior + bainita superior	Bainita superior + ferrita alotríomórfica

## 2.5 – Ligas de níquel e seu desenvolvimento

As ligas à base de níquel constituem uma importante classe de materiais de engenharia, pois combinam elevada resistência mecânica à alta temperatura com excelente resistência à oxidação, o que as tornam interessantes para aplicações em diversos meios. Com a adição de elementos de liga apropriados para cada aplicação específica, é possível utilizar as ligas de níquel em indústrias de geração de energia, petroquímica, aeroespacial, processamento químico, entre outras (DUPONT *et al.*, 2009).

Comparadas com outros metais, as ligas de níquel possuem uma grande capacidade de dissolver elementos de liga, o que lhes conferem as boas propriedades mecânicas e de resistência à corrosão. A resistência à corrosão resulta basicamente da formação de um filme de óxido de cromo (Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) na superfície do material (DUPONT *et al.*, 2009).

O elemento níquel recebeu este nome do cientista e mineralogista sueco Axel Frederik Cronstedt em 1754, mas o níquel disponível comercialmente para uso foi apresentado somente no final do século XIX (DUPONT *et al.*, 2009). Em 29 de março de 1902 a International Nickel Company (INCO) foi formada a partir da Oxford Copper Company e da Canadian Copper Company. Neste mesmo ano Abrose Monell criou a patente para uma liga com aproximadamente 2/3 de níquel e 1/3 de cobre, sendo a precursora da liga MONEL® 400 (70Ni-30Cu), ainda utilizada nos dias de hoje. Em 1912 a Haynes Stellite Company fundada por Elwood Haynes, estudava ligas de níquel e cobalto com adições de cromo (DUPONT *et al.*, 2009). Em 1920 a Haynes Stellite Company (hoje Haynes International) foi comprada pela Union Carbide Corporation (UCC) e isto permitiu que a empresa utilizasse os recursos do laboratório Eletrometalúrgico da UCC em Niagara Falls, Nova York. Antes, toda a pesquisa era realizada pela Haynes em Kokomo, Indiana. Em 1922 a INCO construiu a planta de fusão

e laminação em Huntigton para a produção de Monel e em 1924 criou os laboratórios Bayonne para desenvolver ligas para aplicações industriais. Essas duas ações da INCO e UCC definiram o desenvolvimento das ligas à base de níquel (HODGE, 2006).

### 2.5.1 - Classificação das ligas de níquel e influência dos elementos de liga

As ligas de níquel são geralmente conhecidas pelos nomes comerciais ou pelo número da liga que foi atribuído pelo fabricante, como liga de INCONEL® 625, também referenciada somente como liga 625. A Figura 9 apresenta a classificação do níquel e das ligas de níquel e a Tabela 5 apresenta a influência dos principais elementos de liga na estabilidade das fases verificadas nas ligas de níquel.

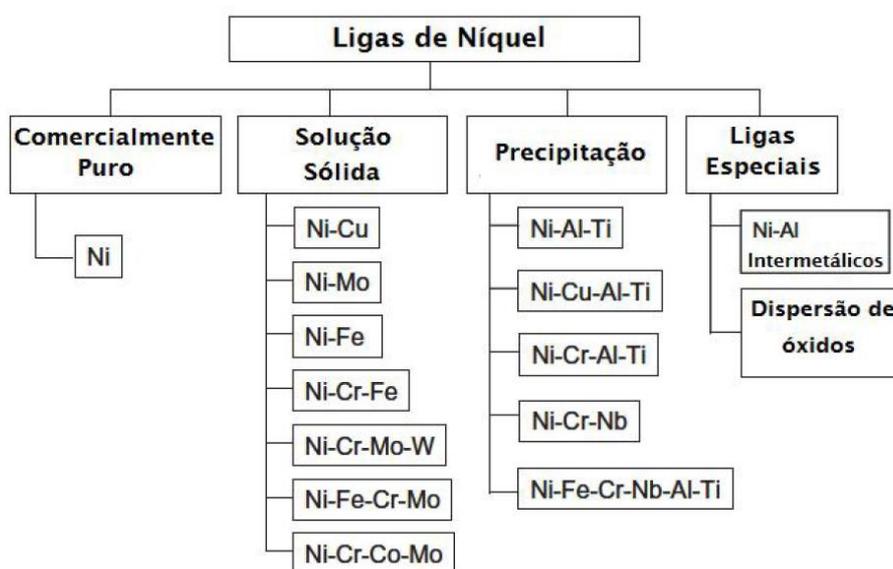


Figura 9 – Classificação das ligas de níquel. (Adaptado de DUPONT *et al.*, 2009).

Tabela 4 – Resumo de efeitos dos principais elementos de liga na estabilidade das fases verificadas nas ligas de níquel. (Adaptado de DUPONT *et al.*, 2009).

Efeito	Elemento
Aumento de resistência por solução sólida	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta
Formador de $\gamma'$ - $Ni_3(Al,Ti)$	Al, Ti
Aumento de resistência de $\gamma'$ por solução sólida	Cr, Mo, Ti, Si, Nb
Formador de $\gamma''$ - $Ni_3Nb$	Nb
Formador de carbetos:	
MC e M(C,N)	W, Ta, Ti, Mo, Nb
$M_7C_3$	Cr
$M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
$M_6C$	Mo, W
Fases TCP ( $\sigma$ , P, $\mu$ , Laves)	Ti, V, Zr, Nb, Ta, Al, Si
Formador de óxidos superficiais ( $Cr_2O_3/Al_2O_3$ )	Cr, Al

## 2.5.2 - Ligas de níquel endurecidas por solução sólida

Uma importante família das ligas de níquel, e amplamente utilizada em várias indústrias, é a das ligas endurecidas por solução sólida. Para avaliar a eficiência de um elemento no endurecimento por solução sólida em uma liga de níquel é necessário comparar o tamanho atômico do elemento de liga com o tamanho atômico do níquel e conhecer a solubilidade do elemento no níquel, conforme apresentado na Tabela 5 para uma temperatura de 1000°C. Quanto maior a diferença no tamanho atômico do elemento com relação ao níquel, maior será o potencial de endurecimento por solução sólida deste elemento. No entanto, para que os elementos desempenhem a função de endurecedores, é necessário que eles não excedam o limite de solubilidade na liga de níquel (DUPONT *et al.*, 2009).

Tabela 5 - Diâmetro atômico aproximado e dados de solubilidade para vários elementos no níquel a 1000°C. (Adaptado de DUPONT *et al.*, 2009).

<b>Elemento</b>	<b>Diferença aproximada no tamanho atômico comparado com o níquel, %</b>	<b>Solubilidade aproximada no níquel a 1000°C, wt%</b>
C	+43	0.2
Al	-15	7
Si	+6	8
Ti	-17	10
V	-6	20
Cr	-0.3	40
Mn	+10	20
Fe	+0.3	100
Co	-0.2	100
Cu	-3	100
Nb	-15	6
Mo	-9	34
Ta	-15	14
W	-10	38

Elementos substitucionais promovem uma distorção na rede cristalina cúbica de face centrada resultando no endurecimento da fase austenítica. Essas ligas normalmente apresentam carbonetos do tipo MC provenientes da adição de Nb, Ti, W, Mo e Ta. Também são verificados carbonetos do tipo  $M_{23}C_6$ , promovidos pela adição de Cr, Mo e W. Esses dois tipos de carbonetos são os mais comuns encontrados nestas ligas endurecíveis por solução sólida, mas ainda é possível encontrar carbonetos do tipo  $M_7C_3$  ou  $M_6C$  (DUPONT *et al.*, 2009).

### 2.5.3 - Microestrutura e solidificação de ligas endurecidas por solução sólida

A soldabilidade, propriedades mecânicas e resistência à corrosão das ligas de níquel são controladas pelo comportamento durante a solidificação e microestrutura resultante na zona fundida. O comportamento da solidificação da zona fundida é controlado pela redistribuição de soluto que irá depender do coeficiente de difusão do elemento no níquel, do tempo de solidificação e do comprimento do espaçamento dendrítico, podendo ocorrer a formação de fases secundárias como  $\mu$ ,  $\sigma$ , P, Laves (DUPONT *et al.*, 2009).

A Figura 10 apresenta a composição química de um precipitado verificado na região interdendrítica de uma liga 625. A composição deste precipitado é consistente com a composição reportada para a fase Laves. O teor de nióbio do precipitado é cerca de 7 vezes maior do que o teor de nióbio da matriz (SILVA *et al.*, 2012).

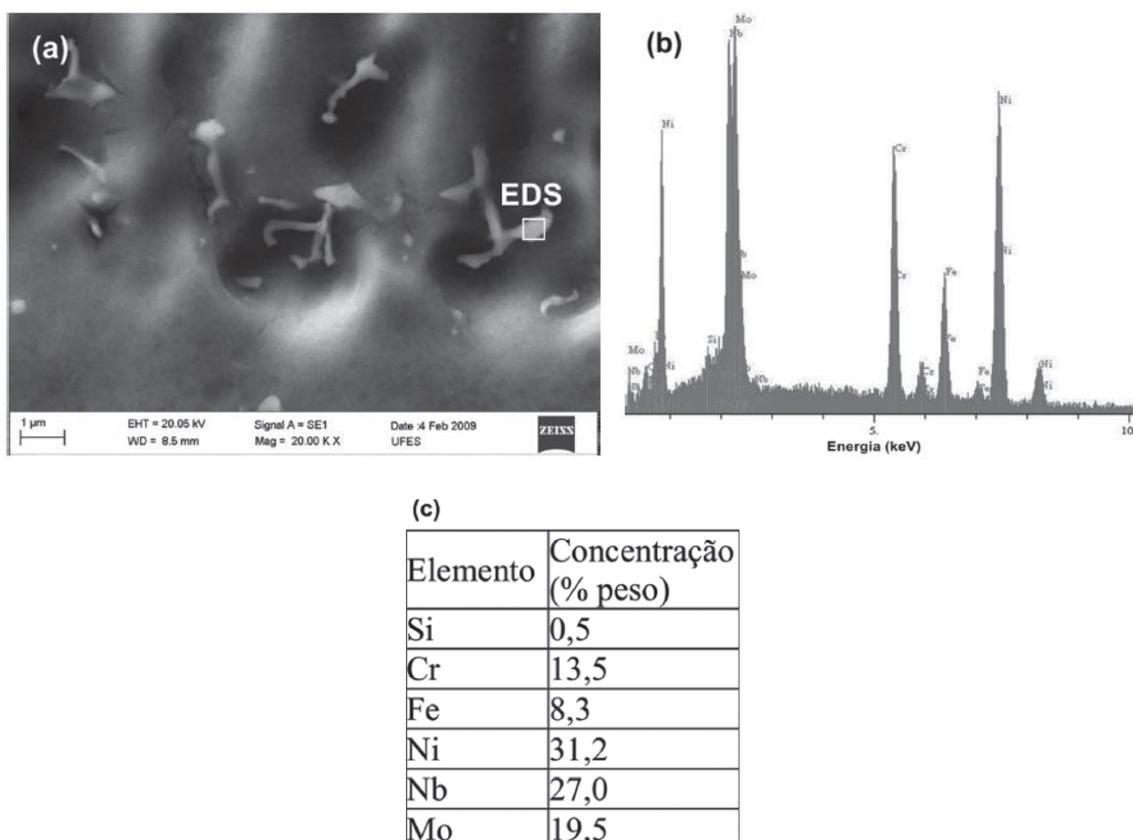


Figura 10 – a) Micrografia obtida por MEV no modo SE apresentando precipitados alongados presentes na região interdendrítica, b) Análise química por EDS do precipitado, c) Resultado da análise química semi-quantitativa de EDS. (Adaptado de SILVA *et al.*, 2012).

Na Figura 11 é possível observar a diferença de composição química na interface matriz/precipitado para a liga 686, onde é verificado um enriquecimento de molibdênio e

tungstênio no precipitado provenientes da matriz. Segundo SILVA *et al.* (2011), a fase presente no precipitado corresponde à fase secundária do tipo P.

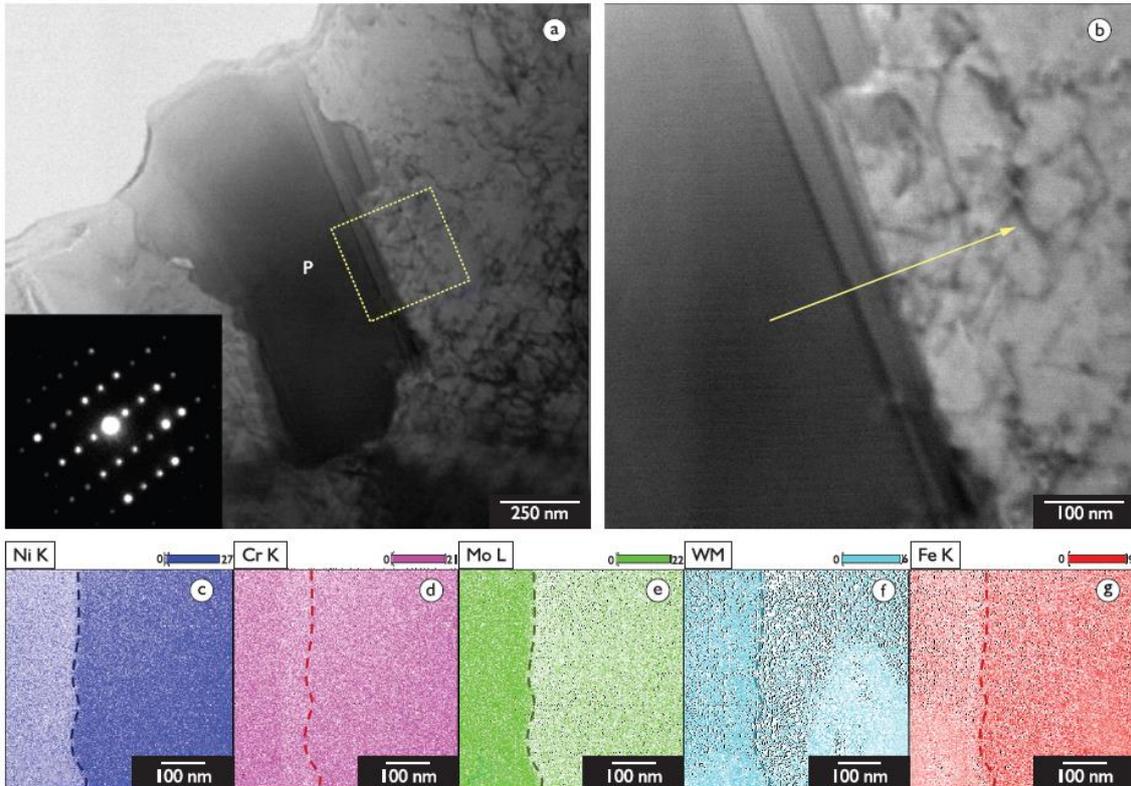


Figura 11 – a) Imagem de microscopia eletrônica de transmissão por varredura no modo campo claro da interface matriz/fase P, b) Detalhe amplificado indicando regiões onde foram realizadas análises químicas. Mapas de composição química obtidas por EDS dos elementos c) Ni, d) Cr, e) Mo, f) W, g) Fe (SILVA *et al.*, 2011).

#### 2.5.4 - Composição química e propriedades mecânicas da liga de níquel 625

A liga 625 (UNS *Unified Numbering System* – N06625) é uma liga endurecida por solução sólida da família Ni-Cr-Mo, desenvolvida em 1964, na primeira geração das ligas de níquel. Devido à excelente resistência à corrosão a uma grande variedade de meios corrosivos, esta liga vem sendo utilizada em diversas indústrias. Este comportamento se deve principalmente ao alto teor de cromo, em torno de 20%, e à adição de aproximadamente 9% de molibdênio (SILVA *et al.*, 2012). A Tabela 6 apresenta a composição química da liga 625 e a Tabela 7 apresenta as propriedades mecânicas da referida liga.

Tabela 6 – Composição química da liga 625. (Adaptado de AWS WELDING HANDBOOK, 1996).

<b>Composição, peso %</b>									
Ni <sup>a</sup>	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb <sup>b</sup>	Mn	Si
61	0.05	21.5	9	2.5	0.2	0.2	3.6	0.2	0.2

a – Inclui pequena quantidade de cobalto

b- Inclui tântalo (Nb+Ta)

Tabela 7 – Propriedades mecânicas da liga 625. (Adaptado de AWS WELDING HANDBOOK, 1996).

<b>Módulo de elasticidade 21°C, (GPa)</b>	<b>Limite de resistência a temperatura ambiente (MPa)</b>	<b>Limite de escoamento a temperatura ambiente (MPa)</b>
207	896	483

As ligas a base de níquel endurecidas por solução sólida quando sujeitas a altas temperaturas de serviço ou a tratamentos térmicos pós soldagem tendem a formar fases intermetálicas. A liga 625, quando submetida em serviço a temperatura de 600°C por cerca de 60.000 horas, apresenta fases  $\gamma''$  [Ni<sub>3</sub>(Nb, Al, Ti)] e Ni<sub>2</sub>(Cr,Mo), que aumentam a resistência mecânica mas reduzem a ductilidade e tenacidade, podendo ocasionar falhas (RAI *et al.*, 2004).

As variações nas propriedades mecânicas de soldas da liga 625 em função de tratamento térmico por 8 horas em diferentes temperaturas podem ser observadas na Figura 12. Nessa imagem, o ponto B corresponde aos resultados obtidos em amostras que não sofreram tratamento térmico. É possível observar um aumento dos limites de resistência e escoamento para o tratamento térmico realizado a 700°C, mas uma queda na ductilidade e na energia absorvida no teste de impacto. Isto ocorre devido à precipitação da fase  $\gamma''$ . Para temperaturas acima de 750°C e menores que 950°C há uma queda em todas as propriedades mecânicas, associada à formação da fase intermetálica  $\delta$ . A 1000°C a ductilidade e a resistência ao impacto são reestabelecidas devido à dissolução da fase  $\delta$ . No entanto, a resistência cai devido ao crescimento de grão, pois não há mais precipitações para ancorar os contornos e impedir o crescimento de grão (CORTIAL *et al.*, 1995).

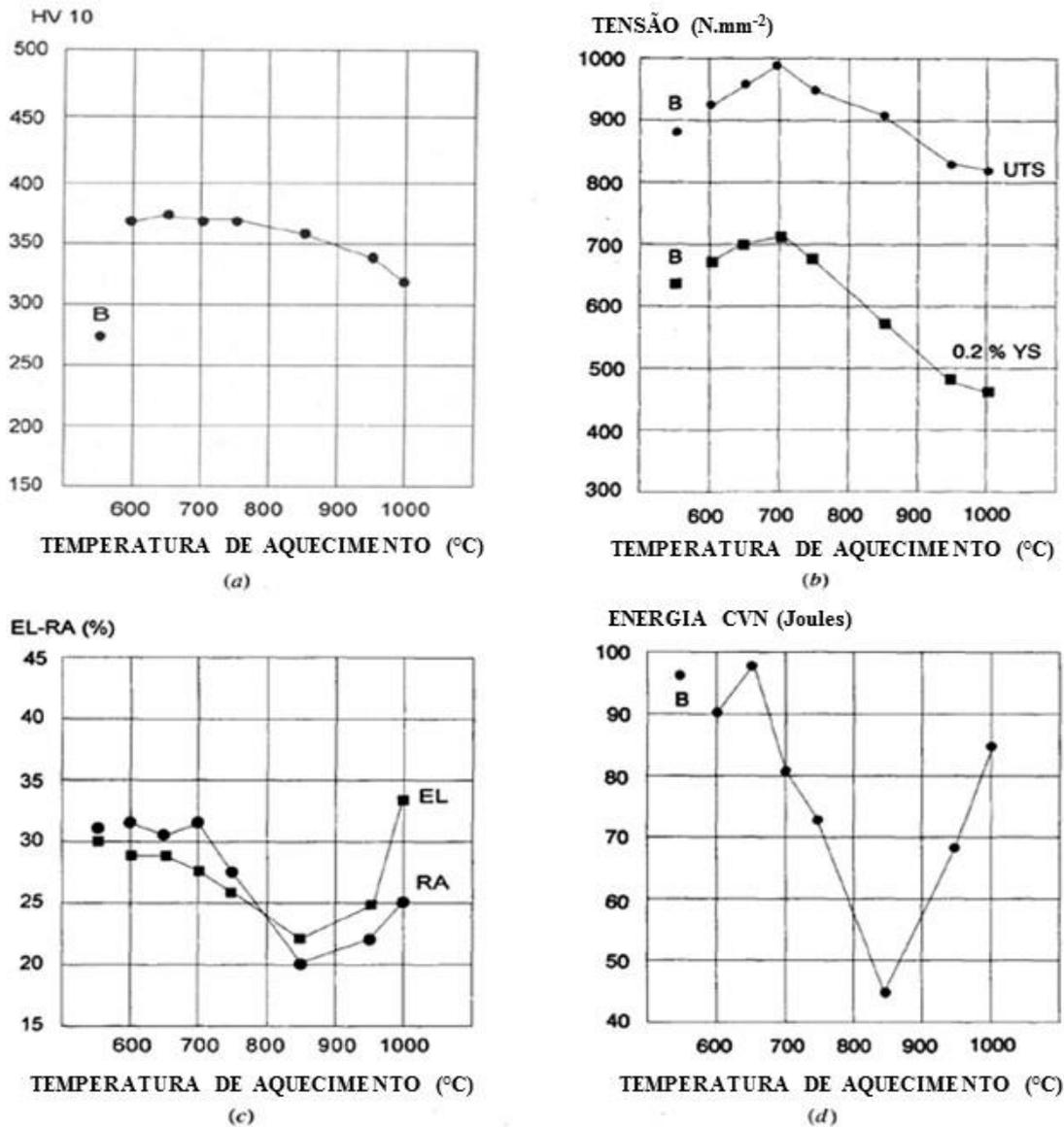


Figura 12 – Evolução das características mecânicas x tratamento térmico para a liga 625, a) Dureza, b) Limite de escoamento e resistência, c) Ductilidade, d) Energia de impacto. (Adaptado de CORTIAL *et al.*, 1995).

## 2.6 - Soldagem dissimilar com liga de níquel 625

Devido à alta corrosividade dos fluidos explotados para obtenção de petróleo e gás, é necessário a utilização de materiais com elevada resistência à corrosão em diferentes meios. Em algumas situações são utilizados os aços inoxidáveis, dentre os mais comuns os duplex ou superduplex, por apresentarem boa resistência mecânica. Essa resistência é aproximadamente o dobro da resistência dos aços inoxidáveis austeníticos, aliada a boa tenacidade, além de elevada resistência ao trincamento por corrosão sob tensão e à corrosão localizada em meios contendo cloretos (LODOÑO, 2011). Porém,

em outras situações é necessário utilizar materiais com resistência à corrosão ainda maior, como as ligas de níquel.

Segundo HODGE (2006), as superligas de níquel a base de Ni-Cr-Mo são aplicadas quando a presença de impureza no sistema, especialmente sais, atinge valores em que as classes de materiais com menores teores de Molibdênio sofrem corrosão localizada. Este tipo de liga é mais resistente do que os aços inoxidáveis quando expostos em temperaturas elevadas, sendo indicada para aplicações em equipamentos de processamento químico, equipamentos em plantas de processamento petroquímico, equipamentos de refinarias de óleo, trocadores de calor resfriados com água do mar que operam com fluidos agressivos e equipamentos que operam com soluções ácidas contendo sais (OLIVEIRA, 2013). No entanto, basicamente devido aos elevados custos para fabricação de materiais totalmente compostos por ligas de níquel, conhecidos com CRA (*Corrosion Resistant Alloys*), a solução adotada pelas indústrias vem sendo utilizar materiais com menor custo como os aços carbono ou baixa liga, revestidos com CRA. Surge então a necessidade de unir estes materiais revestidos por métodos de soldagem e a prática convencionalmente empregada pelas indústrias é também utilizar as ligas de níquel para a união dos componentes.

A forma convencional de união na indústria de óleo e gás dos forjados com tubos ambos revestidos com liga 625 é através de amanteigamento do forjado, seguido por TTPS e posterior união do forjado amanteigado com o tubo. Contudo, algumas falhas ocasionais foram verificadas em juntas soldadas de forjados fabricados em aço AISI 8630 modificado e amanteigado com liga 625, quando operando com proteção catódica. Estas falhas estão associadas à fragilização por hidrogênio que ocorre na interface dissimilar do amanteigamento, onde são verificadas zonas parcialmente diluídas (ZPDs) que apresentam elevadas durezas devido à formação de martensita não revenida ou pela precipitação de carbonetos (OLIVEIRA, 2013; BEAUGRAND, *et al.*, 2009). Estas zonas parcialmente diluídas se apresentam de maneira descontínua em regiões de macrosegregações ao longo da linha de fusão, região rica em ferro presente na liga de níquel, conforme ilustrado nas regiões escurecidas indicadas com setas da Figura 13 (FENSKE, 2010). A Figura 14 apresenta as classificações da zona parcialmente diluída de uma solda de amanteigamento com liga 625, realizada em forjado de AISI 8630 modificado.

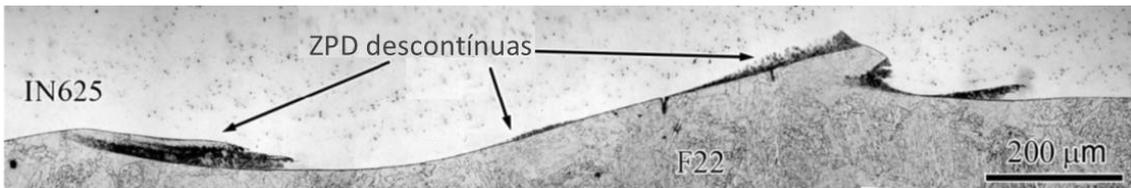


Figura 13 – Micrografia óptica de seção transversal de uma solda de F22 com liga 625 atacada com Nital 2% na condição de tratamento térmico pós-soldagem, apresentando zonas parcialmente diluídas. (Adaptado de FENSKE, 2010).

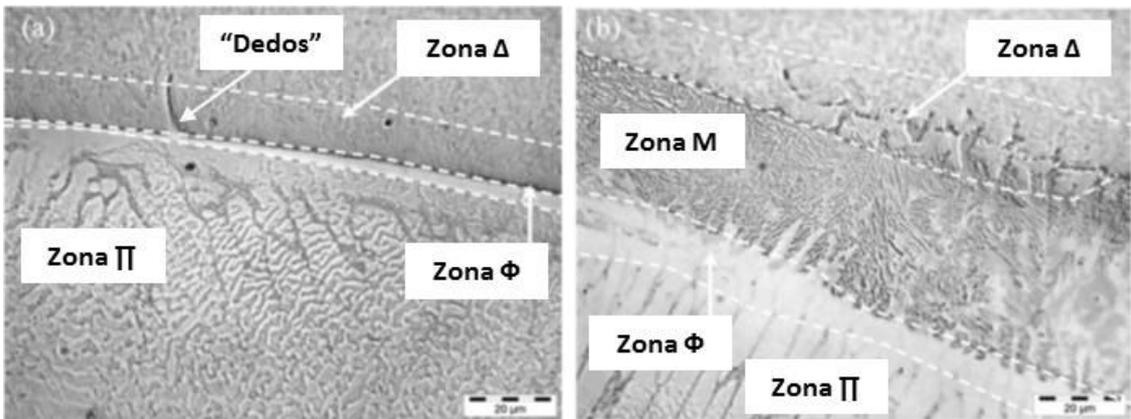


Figura 14 – Micrografia da interface dissimilar. (a) centro do cordão. (b) entre passes. (Adaptado de BEAUGRAND, *et al.*, 2009).

As características de cada zona identificada na Figura 14 são apresentadas abaixo (OLIVEIRA, 2013; BEAUGRAND, *et al.*, 2009):

- Metal de base com penetrações de metal de solda altamente diluído, aparentemente através dos contornos de grão da austenita prévia, chamados “dedos”.
- Estreita zona descarbonetada na região do forjado, imediatamente adjacente à linha de fusão e contendo de forma esporádica partículas de número atômico elevado (Zona  $\Delta$ ).
- Zona rica em ferro e com microestrutura de martensita em ripas, localizada imediatamente na linha de fusão (Zona M).
- Região homogênea e monofásica em escala microscópica, localizada na região do amantecimento, imediatamente adjacente à linha de fusão (Zona  $\Phi$ ).
- Uma região contendo uma grande quantidade de partículas de número atômico elevado. Estas partículas apresentam uma distribuição interdendrítica, associada

com uma esperada segregação de Mo e Ni, durante a solidificação desta região altamente diluída da liga 625 (zona II).

A microestrutura verificada na zona M em regiões parcialmente diluídas de soldas de ASTM A182 F22 com liga 625 apresenta ripas martensíticas, conforme análise de MEV e MET na Figura 15. O tamanho das ripas varia em função da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem, taxa de resfriamento e composição (FENSKE, 2010).

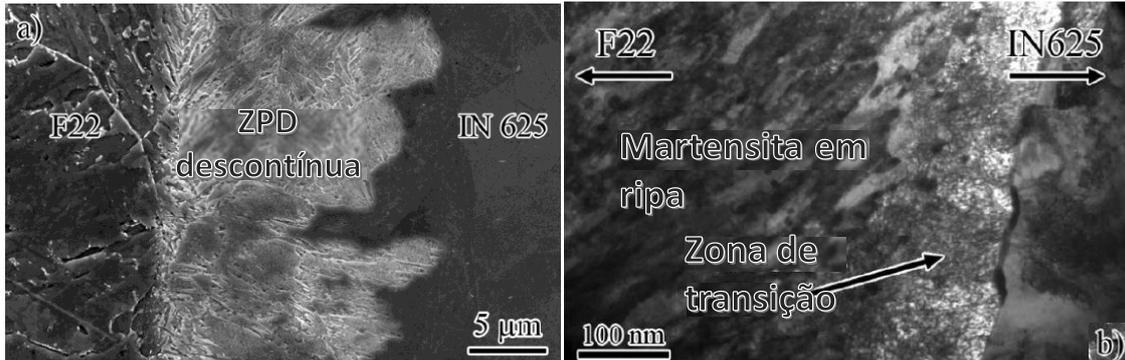


Figura 15 – a) Imagem de MEV de zona parcialmente diluída de uma solda de F22 com liga 625 atacada com Nital 2% para revelar a estrutura de ripas e b) Imagem de MET de zona parcialmente diluída da interface entre F22 e liga 625 de uma amostra tratada termicamente por 10 horas, apresentando ripas martensíticas e zona de transição. (Adaptado de FENSKE, 2010).

Nas zonas parcialmente diluídas descontínuas é possível verificar um percentual maior de níquel do que no metal base, e como o níquel estabiliza a fase austenítica, é possível que esta fase esteja presente em temperaturas menores. Caso o percentual de níquel seja alto o suficiente para reduzir  $A_{c1}$  abaixo da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem, o tratamento térmico irá reaustenitizar as zonas parcialmente descontínuas, enquanto que todo o metal ao redor desta região está revenido. No resfriamento após o tratamento térmico pós-soldagem ocorrerá a transformação da austenita em martensita não revenida (FENSKE *et al.*, 2012).

O tratamento térmico pós-solda também promove a difusão de carbono, que resulta em precipitação de carbonetos e aumento do percentual de carbono em uma zona estreita da liga de níquel, além de promover uma descarbonetação na região de grãos ferríticos grosseiros na ZTA (SIMENSEN *et al.*, 2003). Na Figura 16 é possível observar a interface de uma solda de revestimento de liga 625 em aço AISI 8630, nas condições como soldado e com tratamento térmico pós-soldagem. Comparando os pontos 1a e 1b, ambas as regiões de grãos grosseiros da ZTA, é possível verificar uma microestrutura

composta por martensita e bainita na primeira (1a) e uma microestrutura apresentando ferrita e martensita revenida na segunda (1b). A região 2 caracteriza-se por apresentar crescimento planar e as regiões 3 e 4 apresentam estruturas dendríticas celulares e colunares respectivamente. Os pontos 5 e 6 apresentam penetrações de liga 625 em contornos de grão do aço AISI 8630 (ALEXANDROV *et al.*, 2012). Já na Figura 17 pode ser verificado a presença de zonas ricas em carbono no lado da liga de níquel de uma interface entre ASTM A182 F22 e liga 625 (FENSKE, 2010).

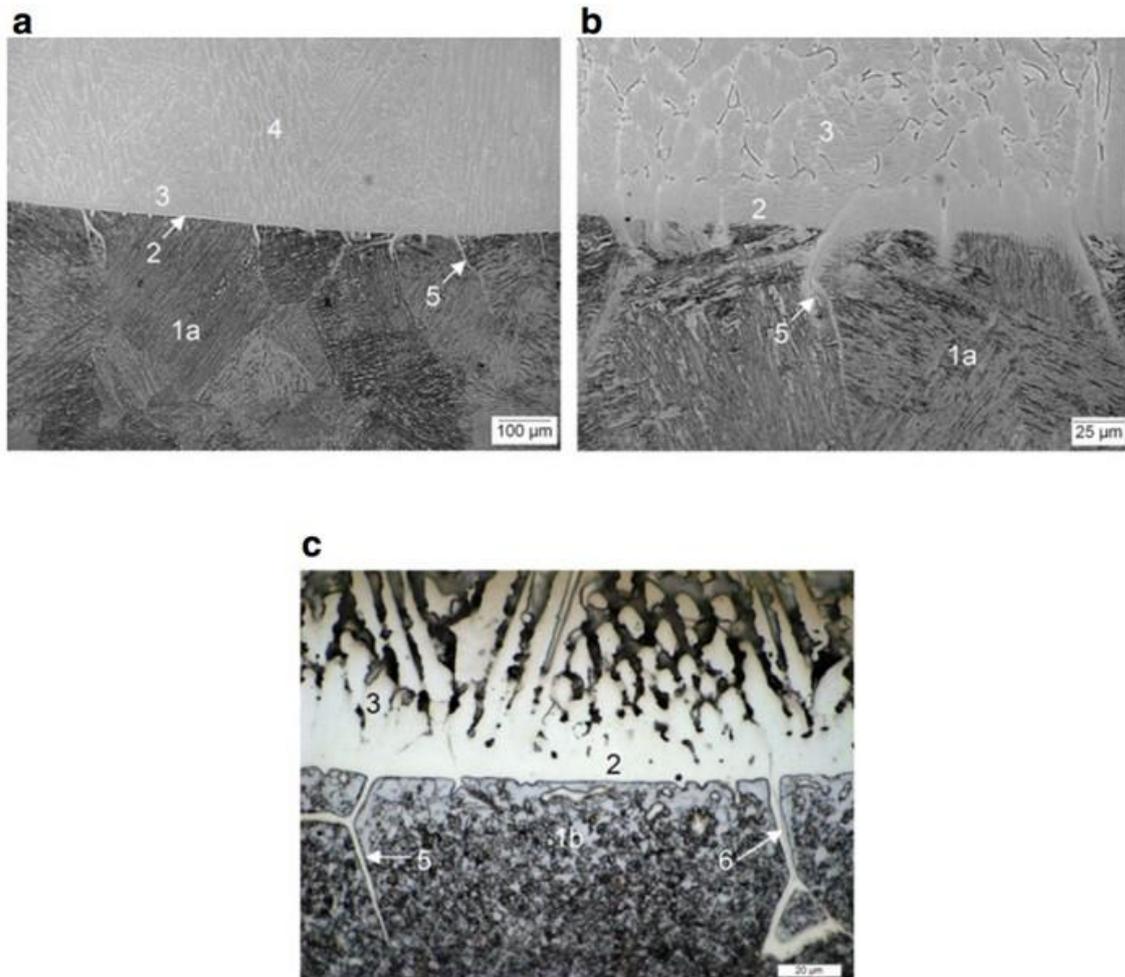


Figura 16 – Região da linha de fusão de uma solda de revestimento com liga 625 em aço AISI 8630. (a) e (b) como soldada, (c) após TTPS. (Adaptado de ALEXANDROV *et al.*, 2012).

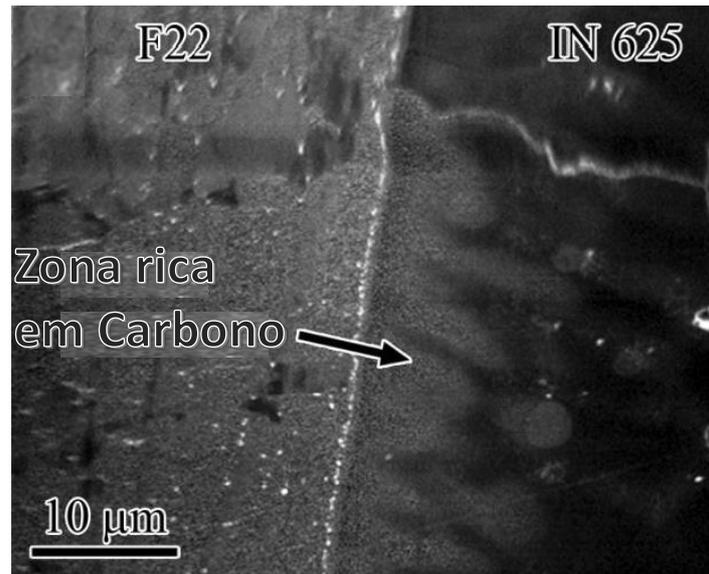


Figura 17 – Imagem de nano-SIMS da interface de uma solda entre F22 e liga 625 na condição de tratamento térmico por 10 horas, apresentando zonas ricas em carbono. (Adaptado de FENSKE, 2010).

As durezas nas diferentes regiões de uma interface dissimilar de AISI 8630 modificado com liga 625 podem ser verificadas na Figura 18, que apresenta um mapa de microdureza da linha de fusão após tratamento térmico a 677°C por 8 horas. Nas regiões mais endurecidas da zona parcialmente diluída são verificadas durezas da ordem de 800 HV<sub>0.1</sub>. As regiões que apresentam menores valores de dureza são verificadas na região da ZTA de grãos grosseiros empobrecida de carbono e apresenta valores mínimos de dureza da ordem de 120 HV<sub>0.1</sub>. Os termos BS1 e BS3 estão relacionados à sequência de passes empregada na soldagem dos corpos de prova (ALEXANDROV *et al.*, 2012).

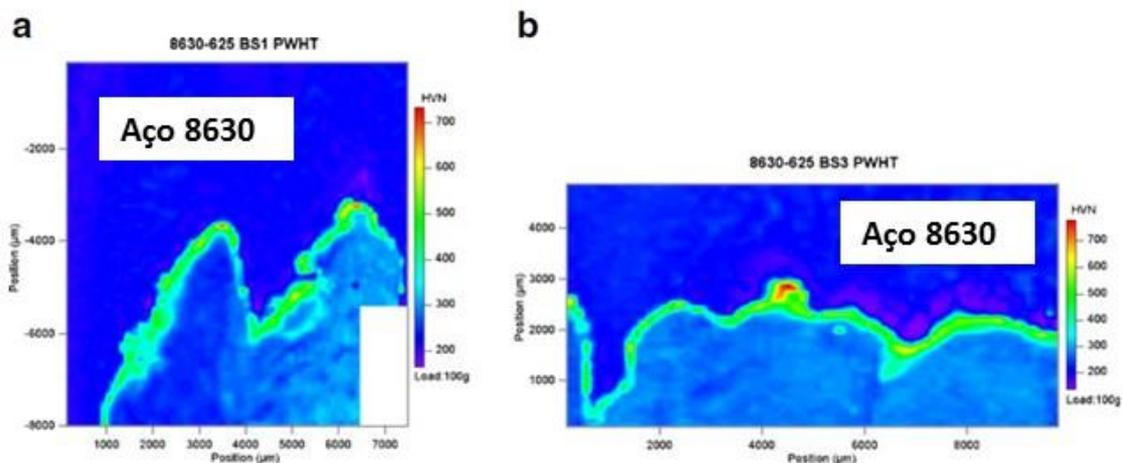


Figura 18 – Mapa de microdureza da linha de fusão após TTPS. (a) Sequência de passes BS1 e (b) Sequência de passes BS2. (Adaptado de ALEXANDROV *et al.*, 2012).

## 2.7 - Mecânica da fratura em soldas dissimilares

Modos de falhas mistos são comuns em juntas dissimilares, devido à variedade de microestruturas que são formadas dentro de uma pequena distância da interface dissimilar (DODGE, 2014). FENSKE *et al.* (2012), descreveram o caminho da fratura em uma interface dissimilar entre AISI 8630 modificado e liga 625, conforme a Figura 19. A combinação de uma mistura líquida durante a soldagem e o tratamento térmico pós-soldagem causa a formação de uma zona descontínua frágil ao longo da interface dissimilar. Estas zonas frágeis servem como locais de iniciação da trinca, devido à baixa tenacidade à fratura da martensita virgem (FENSKE *et al.*, 2012).

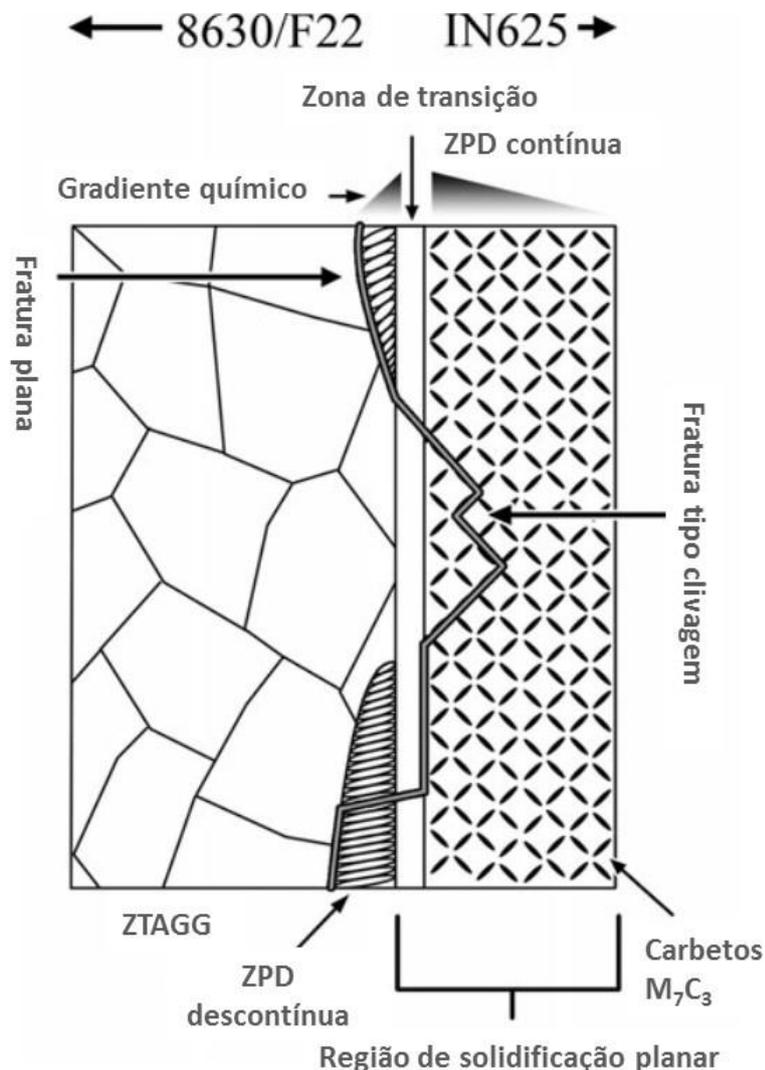


Figura 19 – Esquema mostrando o caminho da fratura ao longo da interface AISI 8630M-Liga 625. Ilustração fora de escala. (Adaptado de FENSKE *et al.*, 2012).

A fratura induzida por hidrogênio em soldas de aço AISI 8630M e liga 625 está associada com a interface entre a zona parcialmente diluída descontínua e o metal base,

ou com a interface entre a zona de transição e o metal de solda. Neste caso a fratura é plana, conforme ilustrado na Figura 19. Já a fratura tipo clivagem, está associada com os precipitados  $M_7C_3$  verificados na zona planar de solidificação (FENSKE *et al.*, 2012).

Existem vários equipamentos em operação que utilizam diferentes materiais revestidos com liga 625 e por esta razão é importante a realização de ensaios de mecânica da fratura para avaliar estas diferentes interfaces. Na figura 20 pode ser observada uma curva de tendência em que é possível comparar a resistência à propagação de trincas para diferentes interfaces soldadas. As amostras foram pré-carregadas e carregadas durante o teste em condição simulada de água do mar, usando potenciais de polarização consistentes com os utilizados em serviço. Os entalhes na interface foram produzidos através de equipamento de eletroerosão a fim de inabilitar a propagação de trinca de fadiga ao longo da interface dissimilar. As amostras foram carregadas usando baixas taxas de deformação (FENSKE, 2010). As curvas ascendentes correspondem a um comportamento dúctil, onde é necessário fornecer energia constantemente a fim de propagar a trinca, enquanto que a parte plana da curva indica um comportamento frágil. De acordo com a figura 20, os piores resultados foram obtidos nas interfaces de AISI 8630-Liga 625 e AISI 4130-Liga 625. A interface F22-Liga 625 apresentou melhor resultado do que as interfaces verificadas nos outros materiais, também soldados com liga 625. No entanto, a interface F22-aço baixa liga apresentou resultados mais satisfatórios do que a da interface soldada com liga 625. A melhor interface foi verificada para o F22 com presença de vanádio soldado com liga 625 (FENSKE, 2010).

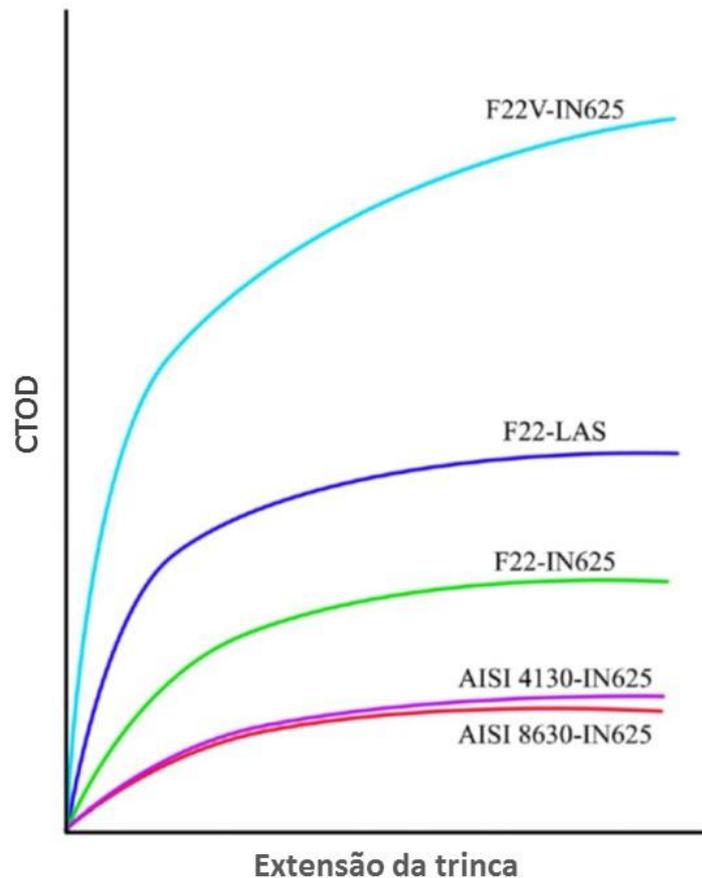


Figura 20 – Dados representativos de amostras com entalhe simples submetidas à flexão em três pontos com baixa taxa de deformação e carregadas catódicamente, demonstrando a susceptibilidade relativa à fragilização por hidrogênio. (Adaptado de FENSKE, 2010).

A influência do tratamento térmico em juntas de AISI 8630H amanteigado com incoel 625 e incoel 725 pode ser verificada na Figura 21. As amostras foram submetidas a tratamentos térmicos de 640°C, 665°C e 690°C por 4,5 horas. Os entalhes nos corpos de prova para testes Charpy foram realizados na linha de fusão imediatamente após os tratamentos térmicos e os testes conduzidos a -15°C. Analisando os resultados das interfaces entre AISI 8630H e incoel 625, é possível observar que o tratamento térmico pós-soldagem realizado a 640°C promoveu uma pequena melhora na tenacidade, quando comparado com a condição sem tratamento térmico. Para temperaturas maiores de tratamento térmico, houve uma redução significativa na tenacidade (SIMENSEN *et al.*, 2003).

Os resultados apresentados na Figura 21 estão de acordo com o descrito por FENSKE (2010), e mostram a difusão de carbono do metal base em direção à região rica em níquel da interface durante o tratamento térmico pós-soldagem a 691°C por 10 horas. Isto resulta

na formação de fina faixa de carbonetos  $M_7C_3$  na região de solidificação planar da solda de AISI 8630M com liga 625, podendo resultar em perda de tenacidade. Segundo FENSKE (2010), a diferença mais significativa entre as interfaces de AISI 8630M-Liga 625 e ASTM A182 F22-Liga 625 é a presença destes pequenos precipitados  $M_7C_3$  na região de solidificação planar, observados após tratamento térmico na interface AISI 8630M-Liga 625. Vale destacar que esses precipitados não foram observados na interface ASTM A182 F22-Liga 625. Isto justifica o melhor comportamento da interface F22-IN625 em relação à interface AISI 8630-IN625 apresentada na figura 18. Ainda segundo FENSKE (2010), a solda de amanteigamento com aço baixo liga apresenta uma performance melhor do que as soldas com liga 625 por não apresentar as características microestruturais, como zona parcialmente diluída e precipitação de carbonetos, responsáveis pelo mecanismo de fratura descrito anteriormente. Esta melhor performance apresentada por soldas amanteigadas com aço baixa liga e tratadas termicamente é comprovada por OLIVEIRA (2013), que apresentou testes onde os valores de K são mais elevados para este tipo de interface quando comparado às interfaces com liga 625, também tratadas termicamente.

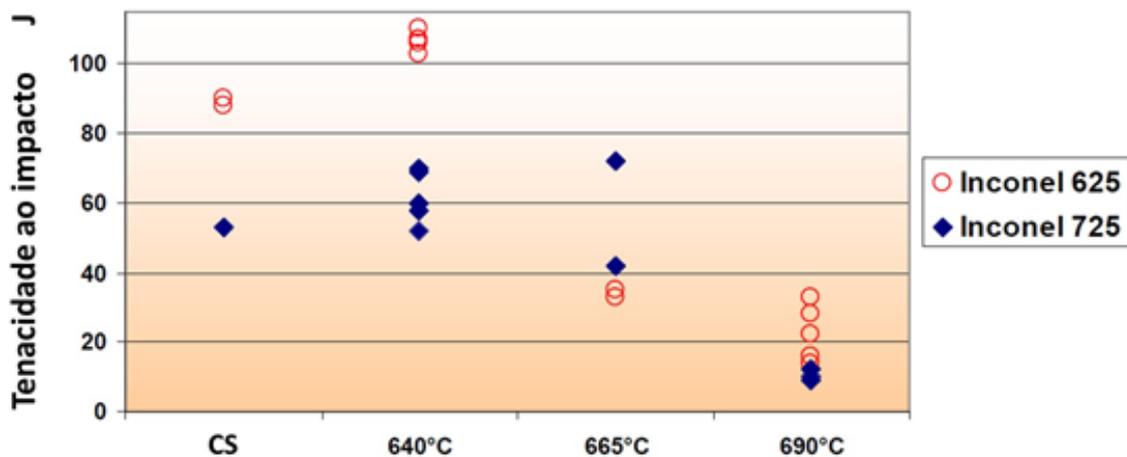


Figura 21 – Resultados de ensaio de impacto CVN de testes nas condições como soldado e com tratamento térmico pós soldagem. (Adaptado de SIMENSEN *et al.*, 2003).

### Capítulo 3 – Materiais e Métodos

No presente trabalho foi soldado um corpo de prova de amanteigamento, no qual as duas extremidades foram amanteigadas utilizando consumíveis de soldagem distintos, conforme descrito no item 3.2. Também foi soldado um segundo corpo de prova de união, conforme descrito no item 3.3.

#### 3.1 - Materiais de base e consumíveis de solda

O corpo de prova para avaliação dos amanteigamentos de aço carbono e liga 625 foi fabricado com material ASTM A182 F22 modificado de composição química e propriedades mecânicas conforme Tabela 8. O metal base foi normalizado após o forjamento na usina a 940°C por 18 horas e resfriado ao ar; aquecido a 920°C por 13.66 horas e resfriado em água (têmpera); revenido a 665°C por 23 horas. Após este tratamento térmico, o material é submetido a novo tratamento térmico a 650°C por 20 horas, de modo a simular uma condição de reparos e garantir as propriedades mecânicas (tração e dureza) do material mesmo após 20 horas de tratamento térmico pós-soldagem.

Tabela 8 – Composição química e propriedades mecânicas antes e após TTPS simulado do ASTM A182 F22 modificado utilizado na fabricação do corpo de prova de amanteigamento.

Composição, %										
C	Mn	P	S	Si	N	As	H	Mo	Nb	Ti
0.15	0.50	0.009	<0.001	0.22	0.0094	0.005	<0.0001	0.98	<0.01	<0.005
Cu	V	Ni	Sn	Cr	Sb	Al	Ceq			
0.05	0.02	0.31	<0.005	2.32	0.0015	0.024	0.9213			
Propriedades Mecânicas										
Antes do TTPS	Tração (MPa)			LE (0.2%)		571				
				LR		709				
				Along. (%)		23.4				
	Dureza (HBW)			220						
Após TTPS	Tração (MPa)			LE (0.2%)		536				
				LR		671				
				Along. (%)		24.8				
	Dureza (HBW)			210						
Impacto (J)	CP1	CP2	CP3	Média	Temperatura (°C)					
	226.4	228.0	245.3	233.23	-46					

A composição química do material ASTM A694 F65 utilizado na fabricação do corpo de prova de união é apresentada na Tabela 9.

Tabela 9 – Composição química do ASTM A694 F65 utilizado na fabricação do corpo de prova para solda de união.

<b>Composição, %</b>											
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Nb	Ti	Al	V
0.12	1.29	0.013	0.0015	0.20	0.05	0.08	0.19	0.034	0.0009	0.024	0.042
Cu	Sn	B	Ca	N	O						
0.04	0.004	<0.0005	<0.0005	0.008	0.001						

Nas Tabelas 10 e 11 são apresentadas as composições químicas e propriedades mecânicas, após 20 horas de tratamento térmico a 650°C, dos arames de aço carbono ER80S-D2 utilizados na fabricação dos corpos de prova. Este tratamento térmico tem o mesmo intuito do tratamento realizado no metal base, que é de garantir as propriedades do material em caso de reparos que requeiram tratamento térmico pós-soldagem. São apresentadas duas corridas distintas, pois os corpos de prova foram soldados em momentos diferentes, não sendo possível utilizar o mesmo material.

Tabela 10 – Composição química e propriedades mecânicas após TTPS do arame ER80S-D2, utilizado no corpo de prova de amanteigamento.

<b>Composição, %</b>								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cu	Mo	Outos
0.078	1.67	0.017	0.016	0.54	0.068	0.095	0.44	0.14
<b>Propriedades Mecânicas (após TTPS)</b>								
Tração (MPa)				LE (0.2%)		475		
				LR		582		
				Along. (%)		29.3		
Impacto (J) -29°C				CP1	CP2	CP3	Média	
				36	57	34	42	

Tabela 11 – Composição química e propriedades mecânicas após TTPS do arame ER80S-D2, utilizado no corpo de prova para solda de união.

<b>Composição, %</b>								
C	Mn	P	S	Si	Ni	Cu	Mo	Outos
0.090	1.810	0.012	0.014	0.730	0.040	0.160	0.470	0.084
<b>Propriedades Mecânicas (após TTPS)</b>								
Tração (MPa)				LE (0.2%)		469		
				LR		573		
				Along. (%)		26.3		
Impacto (J) -29°C				CP1	CP2	CP3	Média	
				91	58	39	63	

Nas Tabelas 12 e 13 são apresentadas as composições químicas dos consumíveis de liga 625 utilizados na soldagem dos corpos de prova.

Tabela 12 – Composição química do arame de liga 625 utilizado na soldagem do corpo de prova de amanteigamento.

<b>Composição, peso %</b>													
Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb	Mn	Si	Cu	P	S	Ta
64.2	0.01	22.5	8.8	0.3	0.12	0.19	3.59	0.02	0.06	0.01	<0.01	0.001	0.004

Tabela 13 – Composição química da vareta e do arame de liga 625 (ERNiCrMo-3) utilizados na solda de união.

<b>Vareta - Composição, peso %</b>										
Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb+Ta	Mn	Si	Cu
65.20	0.026	21.07	8.48	0.528	0.224	0.098	3.96	0.00	0.013	0.009
P	Outros									
0.001	0.023									
<b>Arame - Composição, peso %</b>										
Ni	C	Cr	Mo	Fe	Al	Ti	Nb+Ta	Mn	Si	Cu
64.09	0.01	22.76	8.98	0.27	0.14	0.22	3.56	<0.01	0.07	0.01
P	S	Co	Outros							
0.004	<0.001	<0.01	0.02							

### 3.2 - Corpos de prova de amanteigamento

Os corpos de prova de ASTM A182 F22 modificado foram amanteigados utilizando o processo GTAW *hot wire* com corrente pulsada. Na Figura 22 é apresentado o equipamento utilizado para a soldagem dos corpos de prova. Durante a fabricação, estes corpos de prova são preaquecidos com resistência elétrica do tipo “esteira” e envolvidos em uma manta isolante, conforme Figura 23. A soldagem de amanteigamento é realizada na posição plana, seguindo o ângulo de 31° do bisel, conforme Figura 24.

O corpo de prova utilizado para avaliação do amanteigamento com diferentes metais de adição foi fabricado conforme a Figura 24, a fim de permitir a soldagem do aço carbono ER80S-D2 em uma das extremidades e a liga de níquel 625 na outra extremidade. Ambos os arames possuem diâmetro de 1.2 mm. Após a soldagem, o corpo de prova foi cortado em três partes iguais, ficando uma delas na condição como soldado e as outras duas sofreram tratamento térmico pós-soldagem, sendo uma delas por 5 horas a 650°C e a outra por 20 horas a 650°C. Na Tabela 14 são apresentados os parâmetros utilizados na soldagem de amanteigamento do corpo de prova, permitindo observar que a amperagem utilizada nas quinas (interna e externa), ou seja, no início e final da soldagem

é reduzida. Essa redução na amperagem tem a finalidade de diminuir a diluição nestas regiões, já que o fluxo de escoamento de calor é menor.



Figura 22 – Equipamento Fronius *hot wire* (software FPA9000), utilizado para soldagem de revestimento e amanteigamento.



Figura 23 – Aquecimento do corpo de prova com resistência elétrica para solda de amanteigamento.

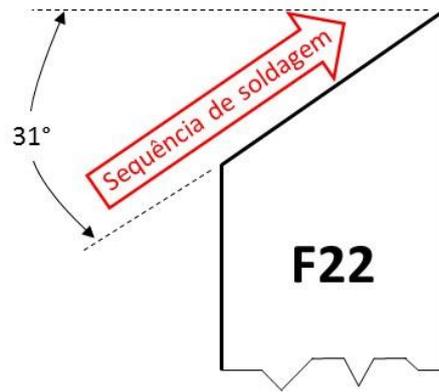


Figura 24 – Sequência de soldagem de amanteigamento.

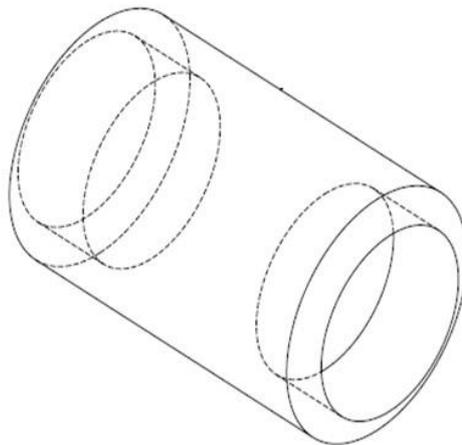
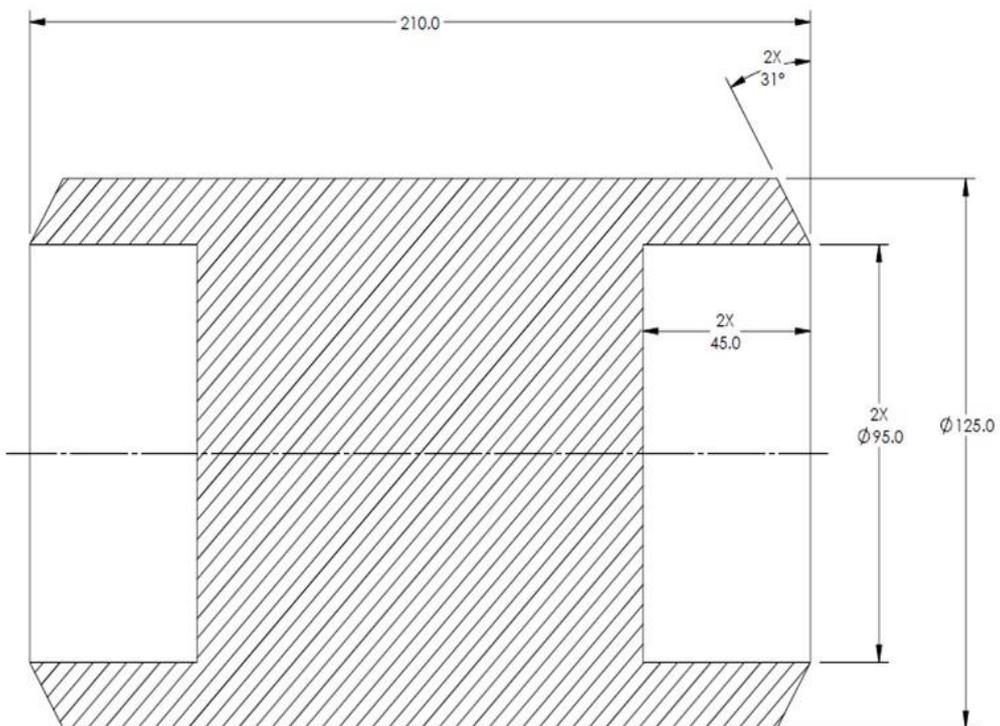


Figura 24 – Croquis do corpo de prova de ASTM A182 F22 modificado antes da soldagem (dimensões em milímetros).

Tabela 14 – Parâmetros de soldagem de amanteigamento do ASTM A182 F22 modificado.

Amant.	Características elétricas			Velocidade de soldagem (mm/min)	Gás de proteção (l/min) Ar 99.997	Energia de soldagem* (KJ/cm)		
	Região do corpo de prova	Amperagem média (A)	Voltagem (V)					
Aço C	quina	209	11.7	23	25	7.12		
	demais	218				7.40		
Liga 625	quina	195	11.9			7.01		
	demais	207				7.38		
Temperatura		Preaquecimento (°C)				230		
		Interpasse máximo (°C)				350		
Corrente/Polaridade			CC/direta					

\*Incluído também a energia do *hot wire*

Como o intuito é avaliar apenas a interface entre o metal de base e os dois diferentes metais de adição, foram soldadas apenas 4 camadas em cada bisel. Desse modo é possível simular também um reaquecimento na região da interface de interesse provocado pelas três camadas seguintes, efeito presente nas soldas de produção. Após as 4 camadas, o amanteigamento de aço carbono ficou com um comprimento linear, medido no diâmetro interno, de 8.5 mm. Já o amanteigamento de liga 625 ficou com o comprimento linear de 11 mm. A diferença no comprimento entre os dois amanteigamentos ocorre, pois, no aço carbono há a necessidade de esmerilhamento após a conclusão de cada camada, a fim de remover o silicato formado durante a soldagem. O silicato pode aparecer como indicações reprovadas em ensaios volumétricos como ultrassom ou radiografia. Já no amanteigamento com liga 625, não há a formação de tal silicato, não havendo necessidade de esmerilhamento. É realizado apenas uma escovação após a conclusão de cada camada. Finalizada a soldagem de ambos os amanteigamentos, o corpo de prova foi submetido a uma usinagem apenas para regularizar os diâmetros interno e externo, além da face do bisel, de modo a permitir a realização dos ensaios não destrutivos de ultrassom e líquido penetrante. Ambos os ensaios foram aprovados nos dois amanteigamentos. A Figura 25 apresenta fotos do corpo de prova após soldagem (a) e já usinado para ensaio de ultrassom e líquido penetrante (b).

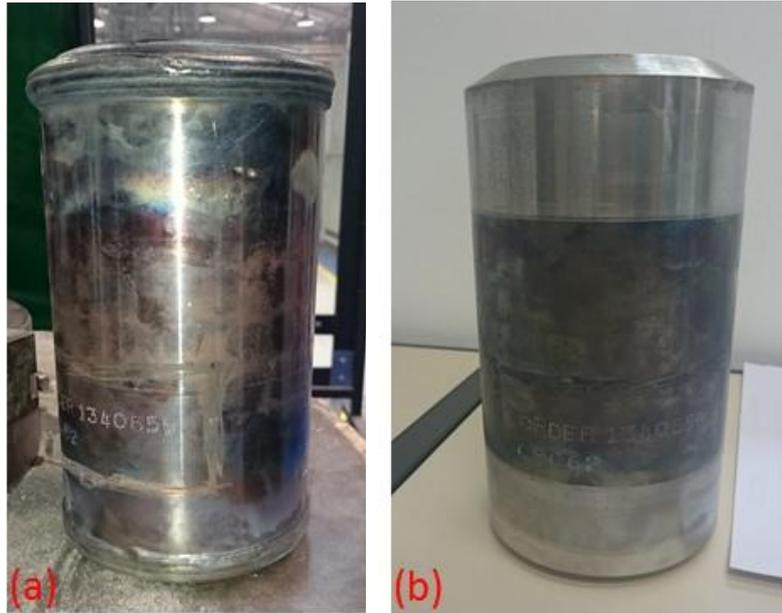


Figura 25 – Corpo de prova de ASTM A182 F22 modificado (a) após amanteigamentos (b) usinado após as soldas de amanteigamento para realização de ensaios não destrutivos.

### 3.3 – Corpo de prova de solda de união

Para avaliar a interface gerada pela solda de união entre o aço carbono ER80S-D2 e a liga 625, será utilizado um corpo de prova de ASTM A182 F22 amanteigado com ER80S-D2 e revestido com liga 625, e outro corpo de prova de ASTM A694 F65 também revestido com liga 625. Estes corpos de prova foram revestidos para representar a configuração verificada neste tipo de junta soldada nos equipamentos em operação. O corpo de prova de ASTM A182 F22 modificado foi amanteigado e usinado para posterior soldagem de revestimento. Após soldagem de revestimento com liga 625, o corpo de prova foi tratado termicamente por 650°C durante 5 horas e novamente usinado para realização dos ensaios não destrutivos de ultrassom e líquido penetrante, sendo ambos aprovados.

O processo utilizado para soldagem de revestimento destes corpos de prova também foi o GTAW *hot wire*, no entanto, esta solda de revestimento não será avaliada neste trabalho e foi realizada apenas para ilustrar a junta revestida com liga 625, amplamente utilizada na indústria de óleo e gás.

O processo utilizado na soldagem de união foi o GTAW manual na raiz e o GMAW pulsado no enchimento e acabamento. Foram utilizados consumíveis de liga 625 para a união do F22 amanteigado com ER80S-D2 e revestido com liga 625 x ASTM A694

F65 revestido com liga 625. O diâmetro da vareta de ERNiCrMo-3 é 2.4 mm e do arame é 1.2 mm. O corpo de prova foi soldado na posição 6G, bastante utilizada na qualificação de procedimentos de soldagem, pois qualifica as demais posições de acordo com o código ASME seção IX. A Figura 26 apresenta o equipamento multiprocesso Miller Pipe Pro 450 utilizado para soldagem de união. Os corpos de prova também foram preaquecidos com resistência elétrica para solda de união, conforme ilustrado na Figura 23. Os parâmetros de soldagem utilizados são apresentados na Tabela 15. A configuração da junta soldada, bem como as dimensões do corpo de prova de união podem ser observadas na Figura 27. A Figura 28 apresenta o corpo de prova já soldado e os três copos de prova cortados, sendo um deles na condição como soldado e os outros dois na condição de tratamento térmico pós-soldagem, realizado a 600°C por 2 horas e 640°C por 4 horas.



Figura 26 – Equipamento Miller Pipe Pro 450 utilizado para soldagem de união.

Tabela 15 – Parâmetros de soldagem de união entre ER80S-D2 e ASTM A694 F65.

Processo	Características elétricas			Velocidade de soldagem (mm/min)	Gás de proteção (l/min)	Energia de soldagem (J/mm)
	Cor. & Pol.	Amperagem (A)	Voltagem (V)		GTAW - Ar GMAW - 70%Ar + 30%He	
GTAW	CC-	92 - 154	10 - 11	37 - 112	20	908 - 1495
GMAW	CC+	110 - 173	23 - 26	215 - 333	25	572 - 1459
Temperatura		Preaquecimento (°C)		160		
		Interpasse máximo (°C)		234		
Gás de purga GTAW (l/min)			30			

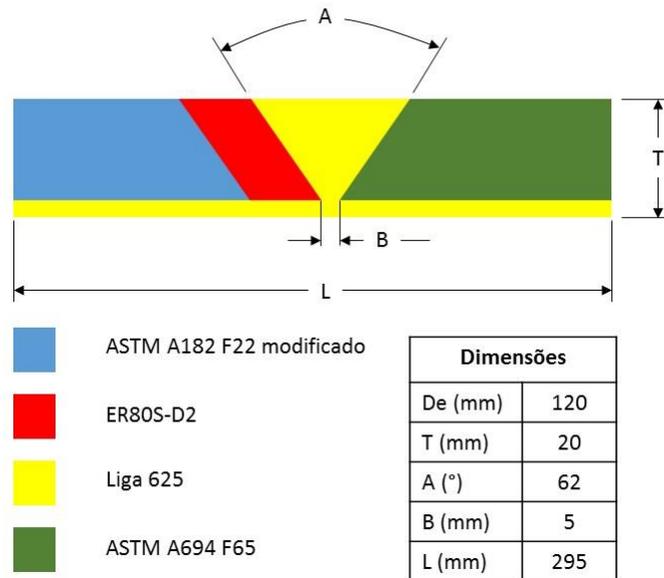


Figura 27 – Configuração da junta soldada e dimensões do corpo de prova de união entre ER80S-D2 e ASTM A694 F65.



Figura 28 – (a) Corpo de prova de união entre ER80S-D2 e ASTM A694 F65; (b) corpos de prova serrados e dois deles submetidos a tratamento térmico pós-soldagem.

### 3.4 – Análise metalográfica

#### 3.4.1 – Macrografia e microscopia ótica (MO)

As amostras utilizadas para análise macrográfica e microestrutural foram retiradas por intermédio de corte utilizando serra de fita com lubrificação. As amostras foram previamente usinadas (fresamento) a fim de manter as faces paralelas. Em seguida foram submetidas à preparação metalográfica convencional, que consiste na realização de lixamento por meio de lixa d'água grãos 80, 100, 220, 320, 400 e 600; seguido de

polimento mecânico, em que se utilizam panos para polir e pasta de diamante industrial com granulometria de 15, 6, 3 e 1mm. Após esta etapa as amostras foram submetidas a ataque químico, por imersão, utilizando solução de Nital 2% para os aços e Kalling para os metais de solda de liga 625. O microscópio ótico Olympus BX-41M, com sistema de aquisição de imagens, foi utilizado para análise das amostras.

#### 3.4.1 – Microscopia eletrônica de varredura (MEV)

As amostras para avaliação por MEV sofreram ataque químico por imersão, utilizando solução de Nital 2%, com posterior ataque eletrolítico de ácido crômico. Para as amostras das juntas amanteigadas, que ficaram com uma seção menor, o ataque eletrolítico foi realizado com 3 V por 5 segundos. Já para as amostras das juntas de união, que ficaram com a seção um pouco maior em comparação com as amostras amanteigadas, o ataque foi realizado com 4,5 V também por 5 segundos. O microscópio eletrônico de varredura modelo Jeol JSM 6510 LV F, com filamento de emissão de campo e espectrômetro de energia dispersiva acoplado, foi utilizado para análise das amostras.

#### 3.4 – Testes de dureza

Em virtude das especificidades do estudo de interfaces, a avaliação das propriedades mecânicas foi feita por meio de dureza. Foram realizadas medidas de dureza Vickers com carga de 10 kg na zona termicamente afetada (ZTA) de todos os corpos de prova, incluindo as condições como soldado e após tratamento térmico, conforme o perfil de dureza da Figura 29, que visa atender tanto os requisitos de localização das medições especificadas na norma API 6A/ISO 10423, quanto na norma NACE MR0175/ISO 15156 (2015). Além disso, foram realizadas medições de dureza Vickers na linha de fusão de todas as amostras com carga de 50 g, conforme os perfis vertical e inclinado da Figura 30, e também em regiões de zonas parcialmente diluídas. Foi utilizado o equipamento Time HVS-10 série 096 para realização das medidas de dureza com carga de 10 kg e o microdurômetro Zeiss EPTYPG II para os testes com carga de 50 g.

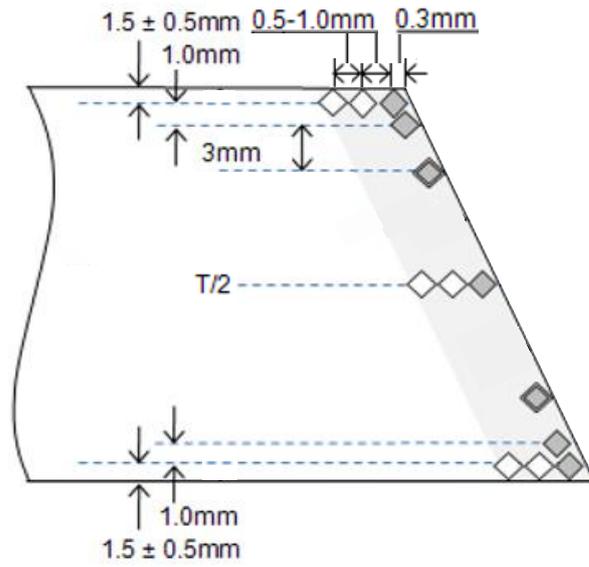


Figura 29 – Perfil de dureza Vickers para testes com carga de 10 kg.

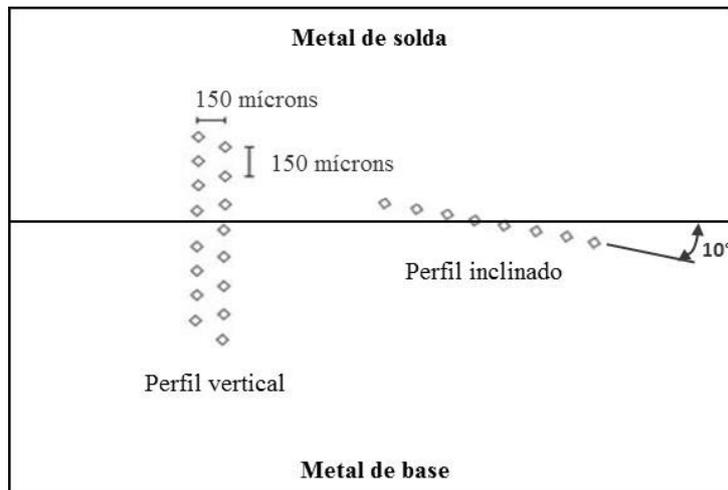


Figura 30 – Perfis de dureza Vickers para testes com carga de 50 g (dimensões aproximadas).

## Capítulo 4 – Resultados e Discussões

Com o intuito de facilitar a visualização, na Figura 31 são apresentadas de forma ilustrativa as três interfaces avaliadas. A interface 1 é referente ao corpo de prova de união e as interfaces 2 e 3 são provenientes do corpo de prova de amanteigamento.

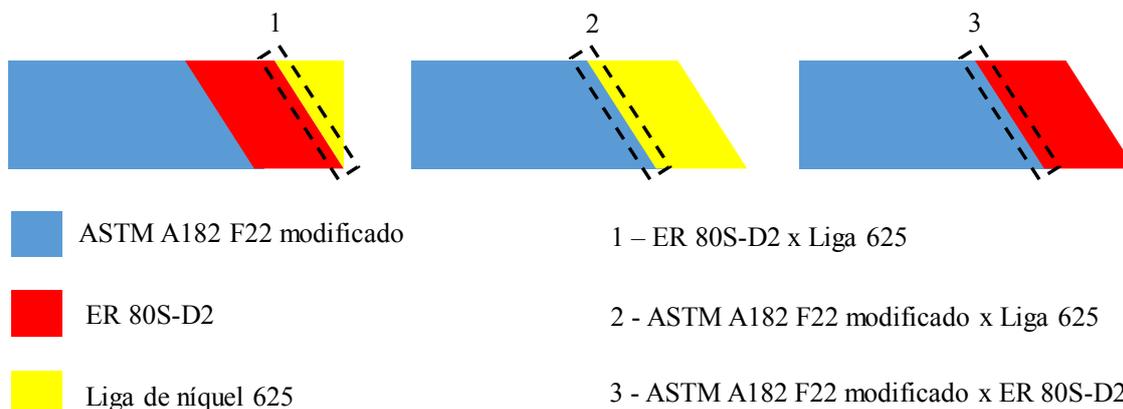


Figura 31 – Materiais e interfaces de estudo.

### 4.1 – Macrografias das juntas soldadas

A Figura 32 apresenta as macrografias das três juntas soldadas. É possível observar que em nenhuma das soldas foi verificado a presença de indicações, corroborando com os resultados de ensaios não destrutivos realizados durante a fabricação dos corpos de prova.

A correta técnica utilizada na soldagem do passe de acabamento do corpo de prova de união permitiu que a solda não avançasse no metal de base ou amanteiamento e também não apresentasse defeitos como mordeduras, conforme verificado na imagem da Figura 32 (a).

Outro ponto importante a ser observado nas imagens (b) e (c) da Figura 32 é que, mesmo com a redução da energia de soldagem nas extremidades ou “quinas” dos corpos de prova de amanteigamento, ainda assim é verificado uma maior “mistura” ou diluição entre metal base e metal de solda nestas regiões. Cabe ressaltar que os corpos de prova foram usinados após soldagem e tratamento térmico, a fim de criar uma superfície regular e permitir a avaliação da integridade das juntas por meio de ultrassom, removendo assim certa quantidade de material, mas ainda possibilitando a verificação da maior diluição nesta região.

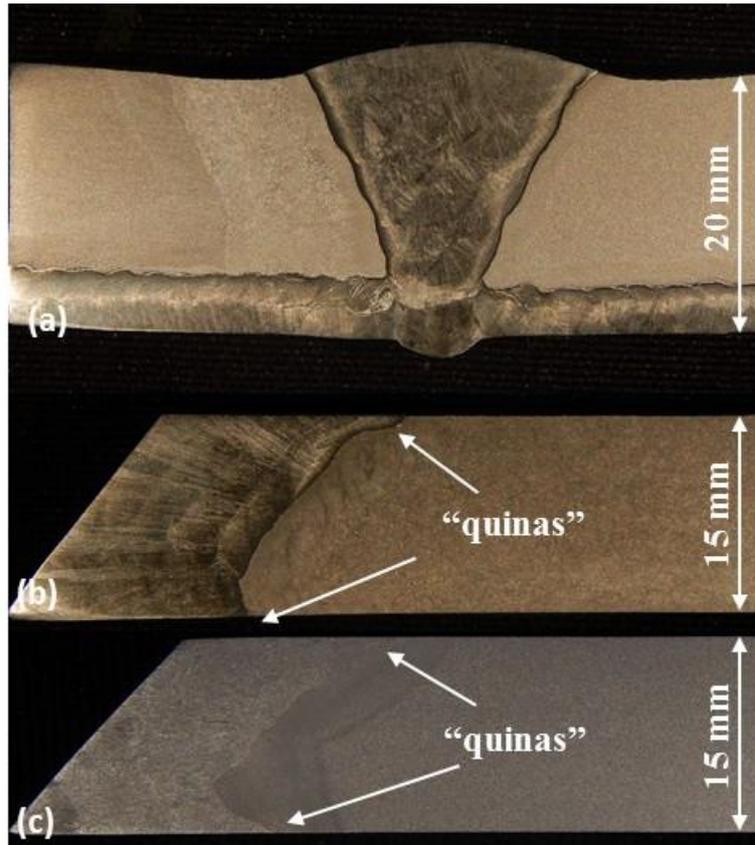


Figura 32 – Macrografia das juntas soldadas: (a) ASTM A182 F22 amanteigado com ER80S-D2 e revestido com liga de níquel 625 x ASTM A694 F65 revestido com liga de níquel 625 (metal de solda união: liga 625); (b) ASTM A182 F22 amanteigado com liga 625; (c) ASTM A182 F22 amanteigado com ER80S-D2.

#### 4.2 – Avaliação das interfaces por microscopia ótica

As análises apresentadas nesta seção estão focadas especificamente na interface entre metal base e metal de solda, não sendo avaliada toda extensão da zona termicamente afetada (ZTA) das juntas soldadas.

Avaliando a interface 1 (ER80S-D2 x liga 625) através de microscopia ótica, foi observada a presença de zonas parcialmente diluídas (ZPDs) descontínuas independente da condição, seja como soldado ou com tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Estas macrosegregações são observadas ao longo da linha de fusão e estão indicadas com setas na Figura 33. Segundo KOU (2007), estas ZPDs são atribuídas à existência de uma camada estagnada ou uma camada de fluxo laminar imediatamente adjacente ao metal de base sólido. Mesmo com o movimento turbulento da poção de fusão, a velocidade de movimentação do líquido deve aproximar-se de zero na interface sólido-líquido, impedindo a mistura.

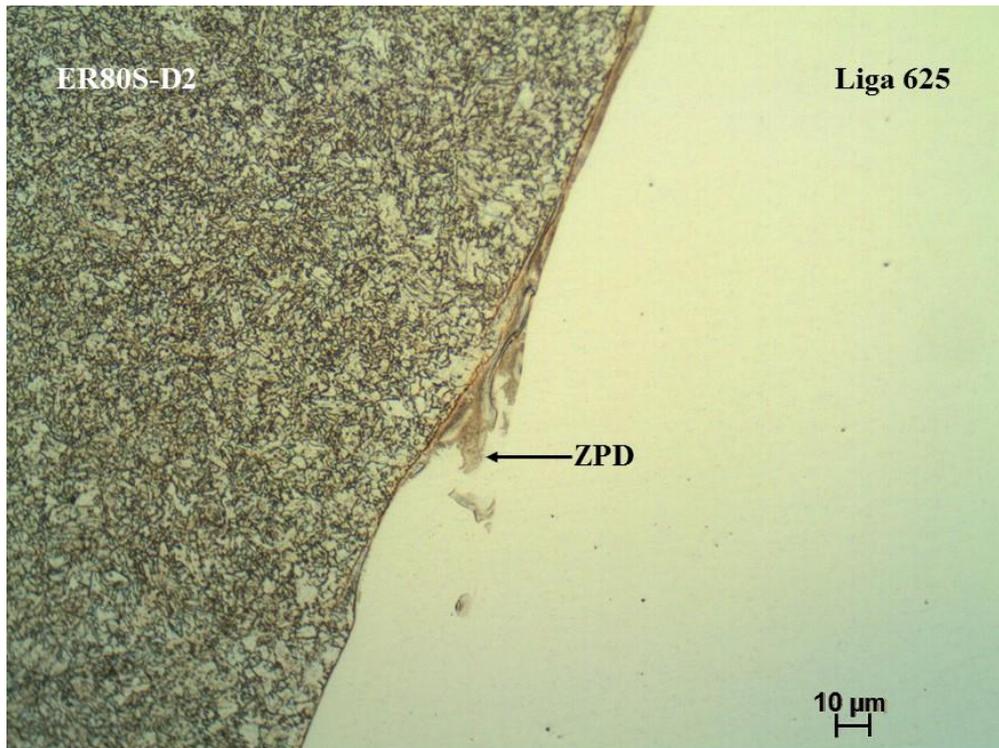


Figura 33 - Interface 1 (ER80S-D2 x liga 625) observada por microscopia ótica na condição de TTPS de 600°C por 2 h.

Na Figura 34 são apresentadas as ZPDs em função do tratamento térmico aplicado na interface 1. É possível observar que à medida que a temperatura e tempo de TTPS aumentam, as ZPDs aparecem de maneira mais escurecida e com maior volume. Isto ocorre devido ao gradiente de carbono presente nesta região (maior percentual de carbono no aço do que no metal de solda) e à afinidade do carbono ao cromo do metal de solda, promovendo assim a difusão de carbono do aço para a liga de níquel durante o TTPS (DUPONT *et al.*, 2009). Também é possível que estas regiões escurecidas sejam zonas martensíticas, chamadas de zonas M por OLIVEIRA (2013), que são usualmente encontradas neste tipo de interface entre aço e liga 625.

Na condição como soldado, o aparecimento destas ZPDs é bem sutil, como na Figura 34 (a), e pode estar associado à soldagem multipasse, que permite a difusão do carbono nos passes subsequentes ao realizado diretamente sobre metal de base. Também é observado na interface de todas as amostras a presença de grãos de ferrita, sendo estes maiores nas amostras submetidas a TTPS. Segundo OLIVEIRA (2013), a presença dos grãos ferríticos pode ser relacionada a um processo de descarbonetação associada a sucessivos ciclos térmicos e/ou TTPS, e a um gradiente de carbono existente entre o aço e a liga de níquel.

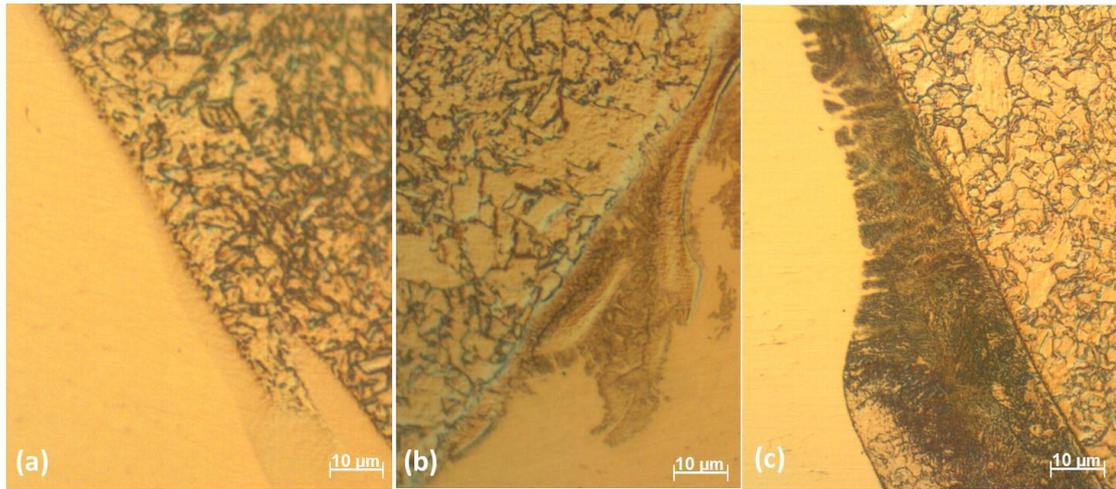


Figura 34 - Interface 1 (ER80S-D2 x liga 625) observada por microscopia ótica: (a) na condição como soldado; (b) TTPS de 600°C por 2 h; (c) TTPS de 640°C por 4 h.

A interface 2 (ASTM A182 modificado x liga 625) é avaliada nas Figuras 35 e 36. Assim como na interface 1, também são verificadas ZPDs descontínuas, conforme Figura 35. As ZPDs são encontradas tanto na condição como soldado quanto com TTPS. Na Figura 36 são comparadas duas ZPDs, uma com TTPS e outra sem aplicação de tratamento térmico. É possível notar que a ZPD se mostra de maneira mais escurecida e volumosa na condição de TTPS.

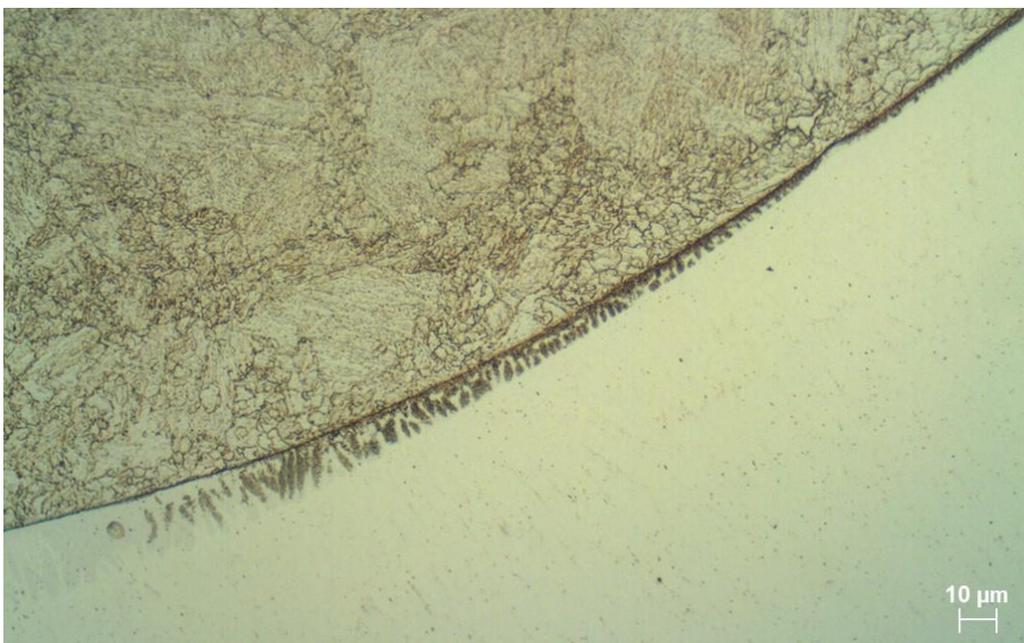


Figura 35 - Interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x liga 625) observada por microscopia ótica na condição como soldado.

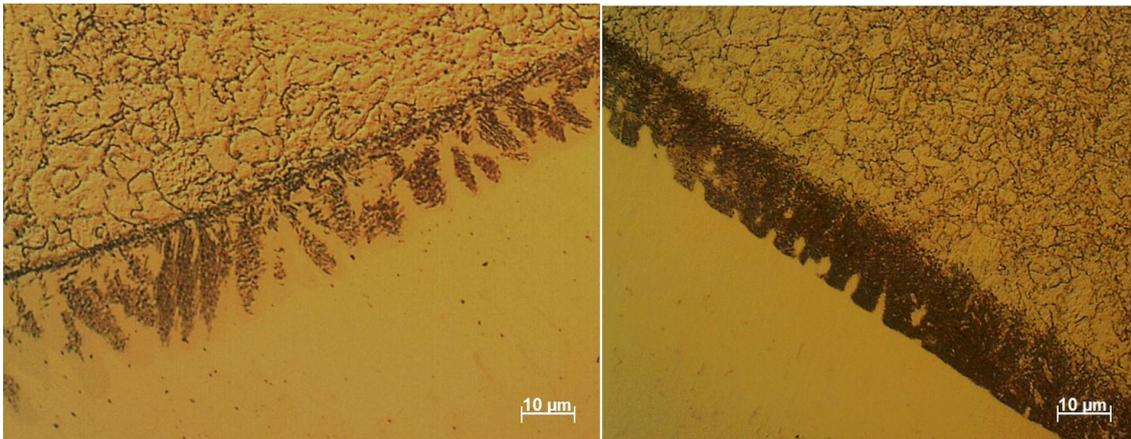


Figura 36 - Interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x liga 625) observada por microscopia ótica com aumento de 500x, (a) na condição como soldado; (b) TTPS de 650°C por 5 h.

Comparando as imagens das Figuras 34 (a) e 36 (a) das interfaces 1 e 2, ambas na condição como soldado, é possível observar que a ZPD na interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x liga 625) aparece de maneira bem mais nítida do que na interface 1 (ER80S-D2 x liga 625). Este fato está provavelmente associado à composição química dos aços, tendo o ASTM A182 F22 um maior percentual de elementos de liga do que o ER80S-D2, e principalmente um maior percentual de carbono, sendo de 0,15 no ASTM A182 F22 e 0,09 no ER80S-D2.

Na Figura 37 é apresentada a interface 3 (ASTM A182 F22 x ER80S-D2) onde não é verificada a presença de ZPDs, pois não há um gradiente tão pronunciado de composição química. De qualquer forma, quando comparadas as imagens (a) e (c) da Figura 38, é possível verificar que com o TTPS por 20 horas há alguma descarbonetação no ER80S-D2. Segundo YOU *et al.* (2001), esta migração de carbono está relacionada à diferença de elementos de liga entre os dois aços, principalmente em relação ao percentual de cromo. Com o tratamento térmico, há difusão de carbono do material com menor percentual de cromo, para o com maior percentual de cromo. Neste caso, o ER80S-D2 não possui cromo em sua composição química. Já o ASTM A182 F22, possui 2,32% deste elemento, ocasionando assim a formação de carboneto de cromo na região adjacente à linha de fusão neste material.

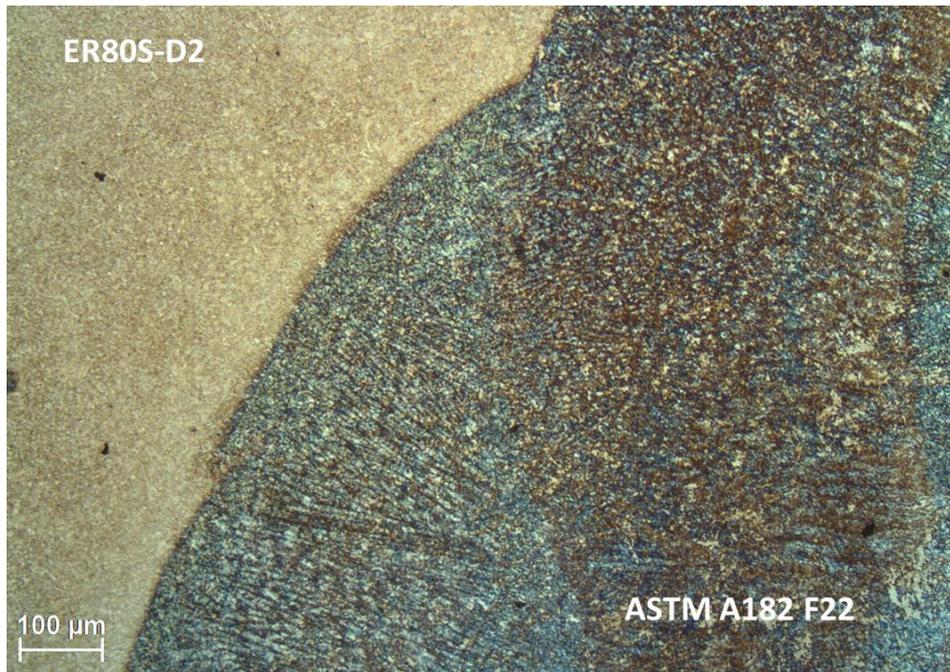


Figura 37 - Interface 3 (ASTM A182 F22 modificado x ER80S-D2) observada por microscopia, na condição como soldado.

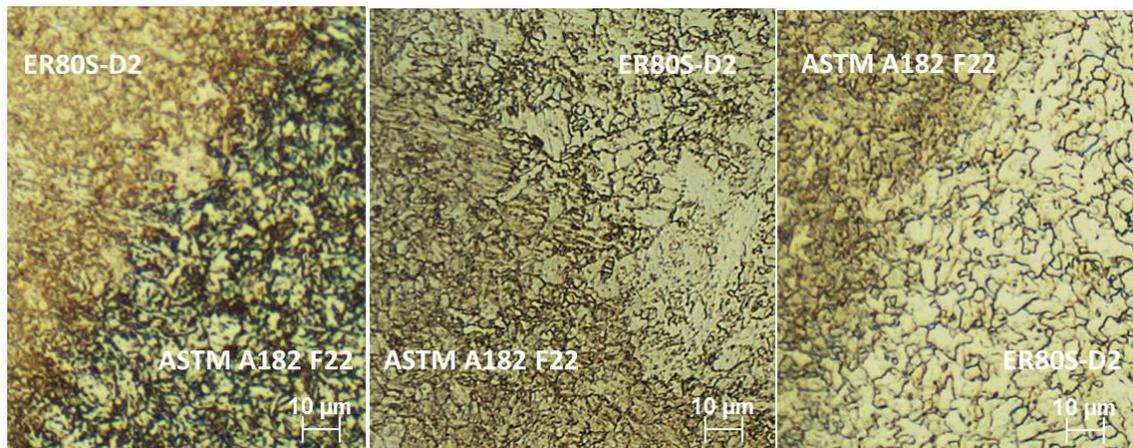


Figura 38 - Interface 3 (ASTM A182 F22 modificado x ER80S-D2) observada por microscopia: (a) na condição como soldado; (b) TTPS de 650°C por 5 h; (c) TTPS de 650°C por 20 h.

### 4.3 – Análise de dureza

#### 4.3.1 – Dureza Vickers 10 kg (HV<sub>10</sub>)

A Figura 39 apresenta macrografias com os locais onde foram realizadas as medições de dureza Vickers com carga de 10 kg (HV<sub>10</sub>) para as juntas de união e amenteigamento.

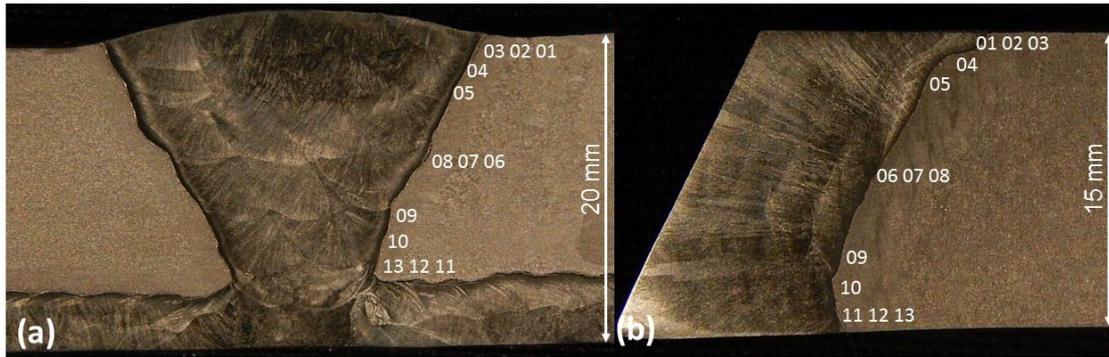


Figura 39 – Localização dos pontos de dureza: (a) Junta de união entre ER80X-D2 e liga 625; (b) Junta de ASTM A182 F22 modificado amanteigado com liga 625.

No gráfico da Figura 40 são apresentados os valores de dureza para a junta de união entre ER80S-D2 x liga 625. A partir dos resultados, verifica-se que não foi possível atender ao limite de 250 HV<sub>10</sub> estabelecido pelo código NACE MR0175/ISO 15156 (2015) sem a realização de tratamento térmico pós-soldagem. A aplicação do TTPS de 600°C por 2 horas já foi suficiente para reduzir a dureza para o limite requerido do código NACE MR0175/ISO 15156 (2015). Com o TTPS a 640°C por 4 horas os valores de dureza caem de maneira mais significativa, sendo o maior valor verificado de 226 HV<sub>10</sub>.

O gráfico da Figura 41 apresenta os resultados de dureza para o aço ASTM A182 F22 amanteigado com liga 625. É possível observar que nem mesmo o TTPS de 650°C por 5 horas foi suficiente para promover uma redução nos valores de dureza, de modo que atingisse o limite máximo de 250 HV<sub>10</sub> estabelecido pelo código NACE MR0175/ISO 15156 (2015). Já com 20 horas de TTPS a 650°C, a dureza máxima obtida foi de 240 HV<sub>10</sub>, atendendo assim ao requisito do referido código.

Comparando os gráficos das Figuras 40 e 41, nota-se que a dureza das amostras não submetidas à TTPS é bem superior na junta amanteigada do que na junta de união. A dureza das amostras chegou a valores máximos de 374 HV<sub>10</sub> na junta amanteigada e 273 HV<sub>10</sub> na junta de união. A principal razão disto é o fato do aço envolvido no amanteigamento ser um Cr-Mo e o utilizado na união ser um aço carbono. Segundo LANCASTER (1999), este tipo de aço Cr-Mo se transforma uniformemente em martensita ou bainita após a soldagem, sendo então necessário TTPS para promover revenimento e alívio de tensão na junta. No caso de um aço carbono ou carbono-manganês, a microestrutura é mais afetada por detalhes como procedimento de soldagem, taxa de resfriamento, composição química, entre outros (LANCASTER, 1999).

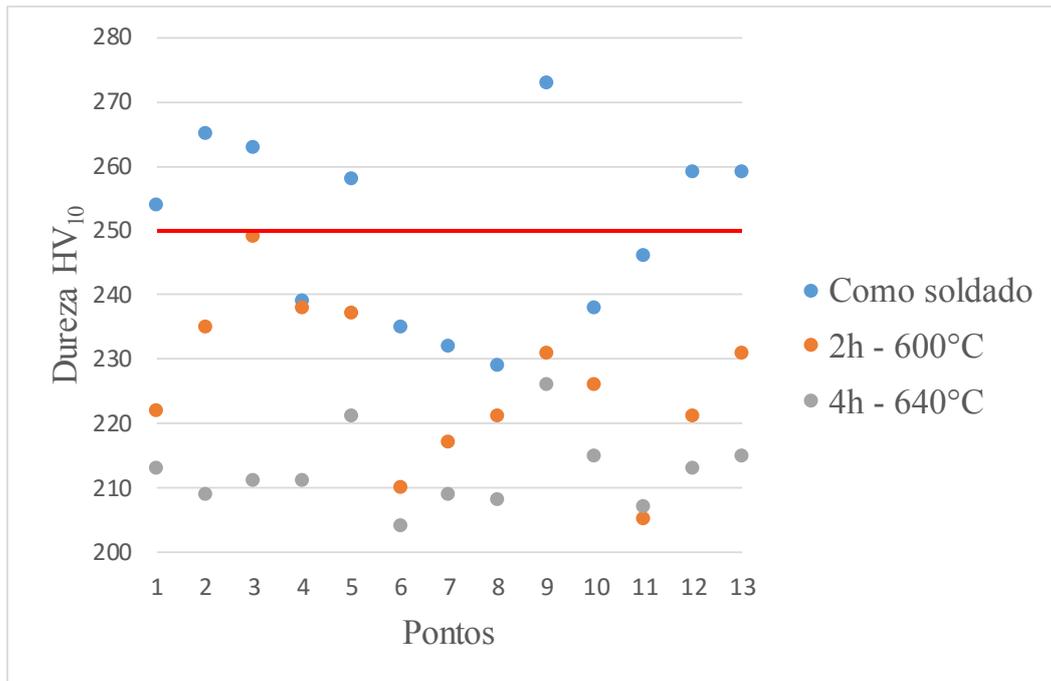


Figura 40 – Resultados de dureza HV<sub>10</sub> da junta de união entre ER80S-D2 e liga 625.

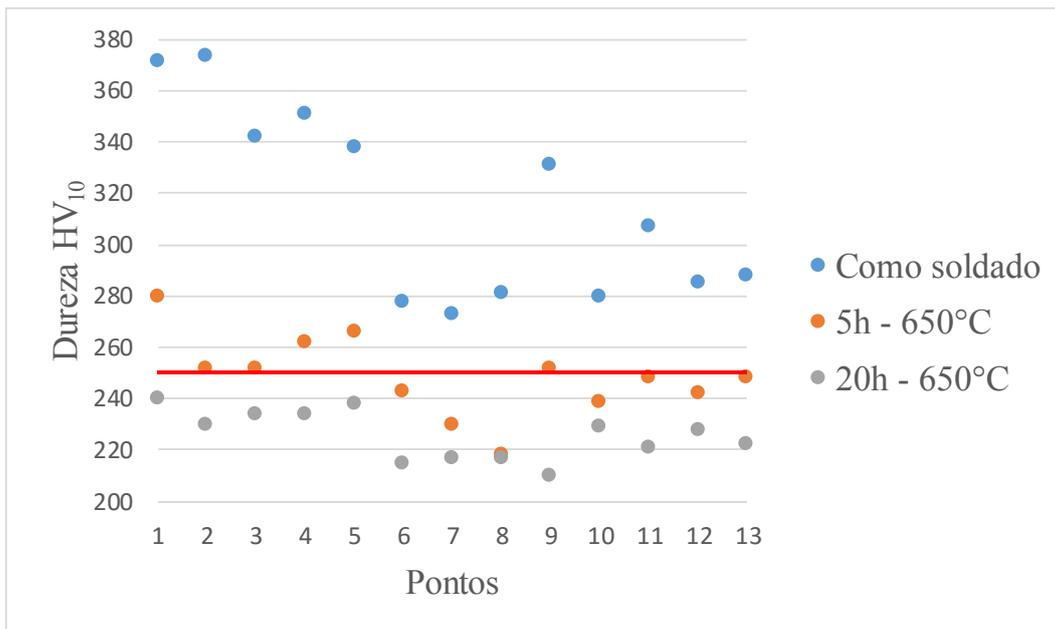


Figura 41 – Resultados de dureza HV<sub>10</sub> do ASTM A182 F22 amanteigado com liga 625.

A Figura 42 apresenta os resultados de dureza HV<sub>10</sub> da junta de ASMT A182 F22 amanteigado com ER80S-D2. Assim como na amostra amanteigada com liga 625, o requisito de 250 HV<sub>10</sub> do código NACE MR0175/ISO 15156 (2015) não foi atendido nem mesmo com TTPS de 650°C por 5 horas. Tal requisito só foi atendido na amostra tratada termicamente por 20 horas.

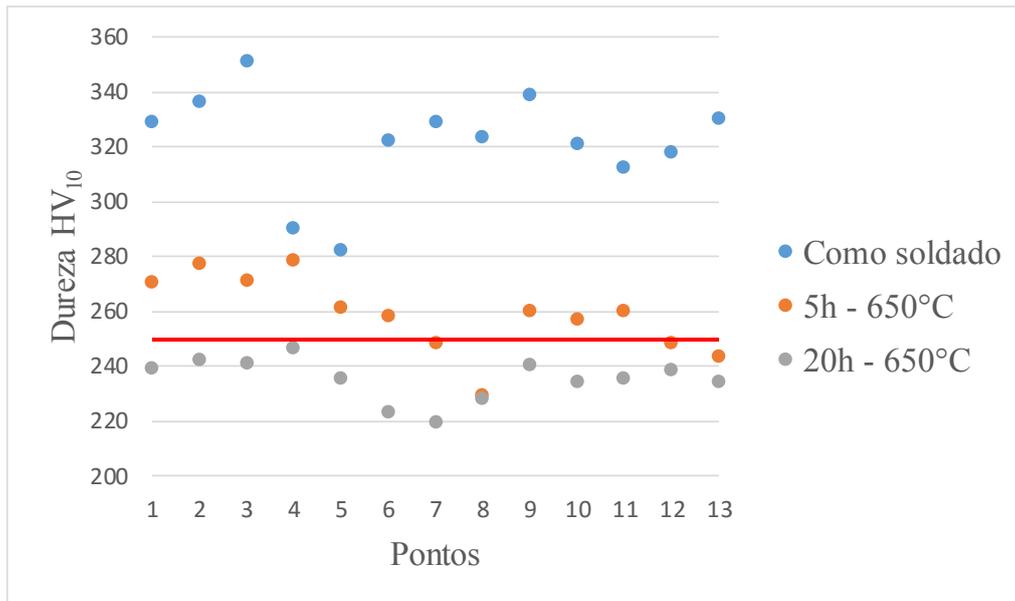


Figura 42 – Resultados de dureza HV<sub>10</sub> do ASTM A182 F22 amanteigado com ER80S-D2.

Comparando os gráficos das Figuras 41 e 42 é possível observar que os picos de dureza na condição como soldado foram ligeiramente maiores na amostra amanteigada com liga 625. Os parâmetros de soldagem foram bem parecidos nos dois amanteigamentos e o metal base é o mesmo, além dos corpos de prova terem a mesma espessura, o que elimina qualquer efeito de resfriamento mais ou menos acentuado. Sendo assim, estes valores de dureza ligeiramente maiores na ZTA da amostra soldada com liga 625 podem estar associados à diluição do níquel. Vale ressaltar que o níquel adicionado ao aço promove o deslocamento da curva de início e fim de transformação de fase para a direita, sendo mais facilitada a obtenção da estrutura martensítica por resfriamento (CHIAVERINI, 1996). Isto é reforçado analisando a micrografia da figura 41, onde justamente os pontos 1 e 2, que apresentam uma maior diluição, foram os que apresentaram os maiores valores de dureza. Com os tratamentos térmicos, os valores de dureza tiveram uma redução similar em ambos os amanteigamentos.

#### 4.3.2 – Dureza Vickers 50 g kg (HV<sub>0,05</sub>)

##### a. Resultados encontrados nos perfis inclinados

A Figura 43 apresenta uma micrografia ilustrando o perfil inclinado de dureza Vickers medido com carga de 50 g.

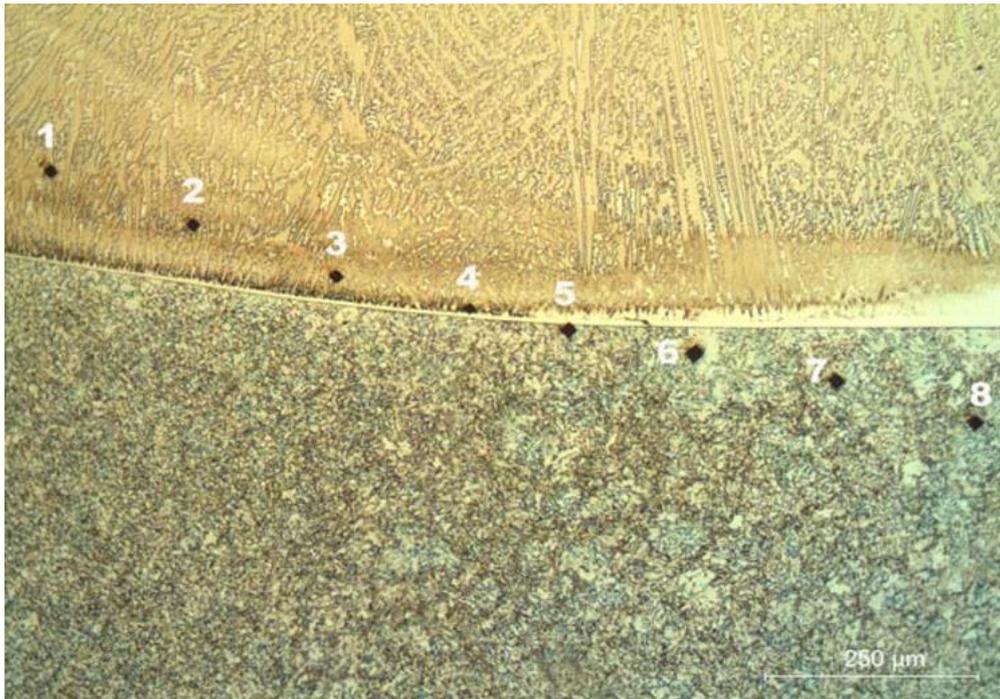


Figura 43 - Perfil inclinado de dureza  $HV_{0,05}$  da junta de união entre ER80S-D2 e liga 625 com TTPS de 640°C por 4 horas.

Na Tabela 16 são apresentados os valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 1.

Tabela 16 – Valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 1 (ER80S-D2 x liga 625).

Região	Ponto	Dureza $HV_{0,05}$		
		Como soldado	TTPS 600°C - 2h	TTPS 640°C - 4h
Liga 625	1	309	297	336
	2	300	303	339
	3	289	295	306
	4	287	300	400
	Média	296	299	345
ER80S-D2	5	229	236	211
	6	251	262	200
	7	269	260	220
	8	295	276	211
	Média	261	259	211

Os resultados da Tabela 16 mostram que a dureza média na liga 625 aumentou com o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) realizado a 640°C por 4 horas. Na condição como soldado e com TTPS realizado a 600°C por 2 horas, a dureza nesta região apresentou valores bem próximos. Durante o TTPS há difusão de carbono do aço para a

liga de níquel, como já dito anteriormente, ocasionando precipitação de carbonetos próximos à linha de fusão ou a formação de martensita virgem após resfriamento. Esta tendência aumenta com a elevação da temperatura de TTPS (SIMENSEN *et al.*, 2003).

Ainda na Tabela 16, avaliando os resultados obtidos no ER80S-D2, é possível verificar que a média dos valores não se mostrou muito diferente nas condições como soldado e com TTPS realizado a 600°C por 2 horas, assim como verificado na liga de níquel. Observa-se uma queda nos valores de dureza na condição de TTPS a 640°C por 4 horas, mostrando que com esta temperatura e tempo de TTPS ocorre uma maior ferritização dos grãos próximos à linha de fusão. Isto ocasiona tal redução nos valores de dureza na zona termicamente afetada do aço ER80S-D2.

Na Tabela 17 são apresentados os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 2.

Tabela 17 – Valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x liga 625).

Região	Ponto	Dureza HV <sub>0,05</sub>		
		Como soldado	TTPS 650°C - 5h	TTPS 650°C - 20h
Liga 625	1	243	258	271
	2	248	266	267
	3	232	246	264
	4	254	262	288
	Média	244	258	273
ASTM A182 F22	5	274	217	221
	6	321	229	248
	7	364	255	243
	8	374	272	255
	Média	333	243	242

Os resultados da Tabela 17 mostram que a média dos valores de dureza aumentaram ligeiramente com o aumento do tempo e temperatura de TTPS na região da liga de níquel. Esse resultado pode estar associado ao fato da difusão de carbono na interface e consequente precipitação ou ainda à formação de martensita virgem, conforme dito na análise dos valores verificados na Tabela 16. Em relação ao ASTM A182 F22, é possível verificar que os valores de dureza caem consideravelmente já com TTPS de 650°C por 5 horas e o valor médio se mantém no mesmo patamar com o TTPS de 650°C por 20 horas. No entanto, no ponto 8, que é o mais afastado da linha de fusão, observa-

se que a dureza com TTPS realizado por 5 hora apresenta valor de 272 HV<sub>0,05</sub>, sendo maior do que o valor de 255 HV<sub>0,05</sub> verificado no mesmo ponto da amostra submetida a 20 horas de TTPS. Este fato pode estar associado a uma maior difusão de carbono nas regiões mais próximas da linha de fusão, sendo esta difusão menor à medida que se distancia desta região, requerendo tempos mais longos de TTPS para revenimento desta região da ZTA mais afastada da linha de fusão.

Na Tabela 18 são apresentados os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 3.

Tabela 18 – Valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil inclinado nas amostras da interface 3 (ASTM A182 F22 modificado x ER80S-D2).

Região	Ponto	Dureza HV <sub>0,05</sub>		
		Como soldado	TTPS 650°C - 5h	TTPS 650°C - 20h
ER80S-D2	1	251	216	204
	2	260	220	202
	3	258	219	209
	4	293	217	210
	Média	266	218	206
ASTM A182 F22	5	296	276	277
	6	319	297	264
	7	298	279	271
	8	318	292	280
	Média	308	286	273

Com base nos resultados da Tabela 18 é possível verificar que os valores de dureza caem tanto no aço ER80S-D2 quanto no ASTM A182 F22 com o aumento do tempo e temperatura de TTPS. Cabe ressaltar que esse é o comportamento esperado para tal interface, estando associado ao revenimento da microestrutura formada durante a soldagem.

Comparando os resultados da Tabela 17 com os da Tabela 18 na região da ZTA do ASTM A182 F22, é observado que a média dos valores de dureza na condição como soldado na interface 3 (amanteigamento com ER80S-D2) é menor do que a média verificada na mesma condição da interface 2 (amanteigamento com liga 625). Este fato pode estar associado à diluição proveniente da soldagem de amanteigamento do aço Cr-Mo com liga de níquel, que promove uma maior temperabilidade ao aço através da adição de níquel, efeito já explicado anteriormente. Além disso, também é verificado que a

redução da dureza não ocorre de maneira tão pronunciada na interface 3 como na interface 2. Provavelmente isto se dá por não haver um considerável gradiente de composição química na interface 3 que favoreça a difusão de carbono, sendo necessário a aplicação TTPS por longos períodos para promover um revenimento na ZTA, permitindo uma redução de dureza a níveis aceitáveis. Nem mesmo com o TTPS por 20 horas foi possível obter algum valor na ordem de 250 HV<sub>0,05</sub> no ASTM A182 F22 modificado.

b. Resultados encontrados nos perfis verticais

A Figura 44 apresenta uma micrografia ilustrando o perfil vertical de dureza Vickers medido com carga de 50 g.

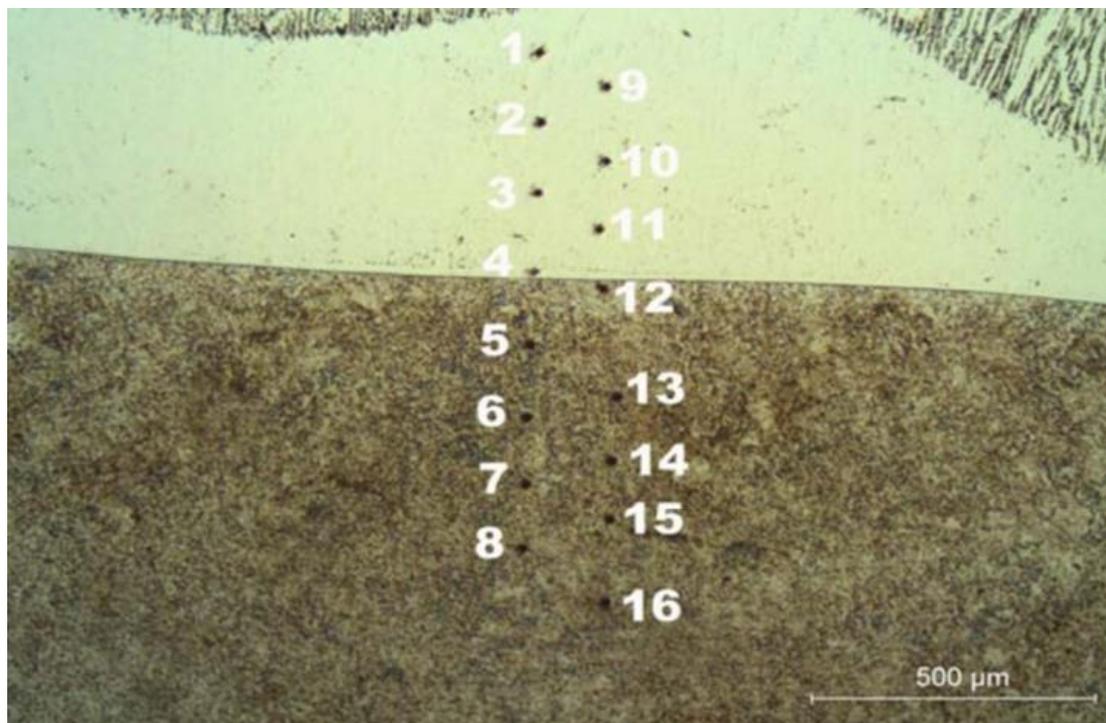


Figura 44 - Perfil vertical de dureza HV<sub>0,05</sub> do ASTM A182 F22 amanteigado com liga 625 submetido a TTPS de 650°C por 20 horas.

Na Tabela 19 são apresentados os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 1.

Tabela 19 – Valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 1 (ER80S-D2 x liga 625).

Região	Ponto	Dureza HV <sub>0,05</sub>		
		Como soldado	TTPS 600°C - 2h	TTPS 640°C - 4h
Liga 625	1	295	276	318
	2	276	286	324
	3	271	297	321
	4	277	315	373
	9	279	303	314
	10	271	292	337
	11	276	295	321
	Média	278	295	330
ER80S-D2	5	262	244	205
	6	295	264	214
	7	289	276	218
	8	306	246	236
	12	267	211	208
	13	286	249	211
	14	276	257	223
	15	279	242	227
	16	287	257	231
	Média	283	250	219

Assim como na avaliação das durezas com perfil inclinado na interface 1, a média dos valores de dureza na região da liga 625 da amostra submetida a TTPS de 640°C por 4 horas foi consideravelmente maior do que nas outras condições. Diferente do verificado no perfil inclinado, os valores de dureza na condição como soldado e com TTPS de 600 por 2 horas apresentaram diferença significativa, mostrando que já há algum revenimento da estrutura formada na ZTA do aço ER80S-D2, mesmo com temperatura mais baixa e pouco tempo de TTPS. Como neste perfil há um maior número de pontos e alguns mais afastados da linha de fusão, é observada esta diferença entre as duas condições. Nos pontos mais próximos da linha de fusão, os valores mais baixos de dureza estão associados a presença de grãos ferríticos descarbonetados, verificados em todas as amostras, com ou sem aplicação de TTPS. Quando a dureza é medida em pontos mais afastados da linha de fusão o efeito do revenimento da microestrutura formada durante a soldagem é obtido mesmo com pouco tempo de TTPS. Com o TTPS de 640°C por 4 horas, ambos os perfis mostraram resultados bem similares, evidenciando o maior

revenimento da ZTA nesta condição, além de maior ferritização na região mais próxima da linha de fusão.

A Tabela 20 são apresenta os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 2.

Tabela 20 – Valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 2 (ASTM A182 F22 x liga 625).

Região	Ponto	Dureza HV <sub>0,05</sub>		
		Como soldado	TTPS 650°C - 5h	TTPS 650°C - 20h
Liga 625	1	237	241	239
	2	250	245	265
	3	244	234	278
	4	252	261	250
	9	246	277	248
	10	248	252	254
	11	237	277	265
	Média	245	255	257
ASTM A182 F22	5	358	284	229
	6	360	261	235
	7	364	290	244
	8	369	289	239
	12	288	261	214
	13	383	284	250
	14	407	279	235
	15	391	279	245
	16	379	287	255
	Média	367	279	238

Analisando os resultados apresentados na Tabela 20, é verificado que não houve aumento significativo de dureza média na região da liga 625 neste perfil vertical. No perfil inclinado, houve um ligeiro aumento, possivelmente associado à precipitação e à presença de martensita virgem. Como neste perfil vertical os pontos estão mais afastados da linha de fusão, este efeito não é evidenciado. Já em relação ao ASTM A182 F22, os valores de dureza decrescem com o TTPS de 650°C por 5 horas e reduzem ainda mais com 20 horas de TTPS, o que comprova a avaliação realizada no perfil inclinado. No perfil inclinado os pontos mais afastados da linha de fusão, que neste perfil vertical são a maioria, necessitam de maior tempo e temperatura de TTPS para que seja obtido o revenimento da microestrutura e conseqüente decréscimo de dureza. Em ambos os

tratamentos térmicos, o ponto 12 foi o que apresentou menor valor de dureza e é justamente o que está mais próximo da linha de fusão.

Na Tabela 21 são apresentados os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 3.

Tabela 21 – Valores de dureza HV<sub>0,05</sub> medidos em perfil vertical nas amostras da interface 3 (ASTM A182 F22 modificado x ER80S-D2).

Região	Ponto	Dureza HV <sub>0,05</sub>		
		Como soldado	TTPS 650°C - 5h	TTPS 650°C - 20h
ER80S-D2	1	272	212	231
	2	272	229	212
	3	256	231	220
	4	256	225	214
	9	290	225	206
	10	263	233	217
	11	262	223	217
	Média	267	225	217
ASTM A182 F22	5	342	271	271
	6	335	254	258
	7	312	246	257
	8	307	238	243
	12	325	261	280
	13	338	267	288
	14	349	254	258
	15	331	252	246
	16	310	233	245
	Média	328	253	261

Assim como o esperado e explicado anteriormente, os valores de dureza apresentados na Tabela 21 para o aço ER80S-D2 caíram em função do TTPS. Já no aço ASTM A182 F22 é possível notar uma queda acentuada nos valores de dureza quando comparadas as condições como soldada e com TTPS de 650°C por 5 horas. No entanto, com 20 horas de tratamento térmico há um pequeno aumento da dureza. LAHA *et al.* (1990) verificaram que na ZTA de um aço 2,25Cr-1Mo submetido a TTPS, os carbonetos presentes nas regiões bainíticas de grão grosseiros e grãos finos coalesciam e esferiodizavam-se. Ocorria também uma precipitação adicional de carbonetos finos, o que pode explicar o leve aumento da dureza na amostra tratada termicamente por 20 horas, quando comparada com a amostra tratada termicamente por 5 horas.

c. Resultados encontrados nas zonas parcialmente diluídas (ZPDs)

A Figura 45 apresenta uma micrografia ilustrando o perfil vertical de dureza Vickers medido com carga de 50 g em uma ZPD.

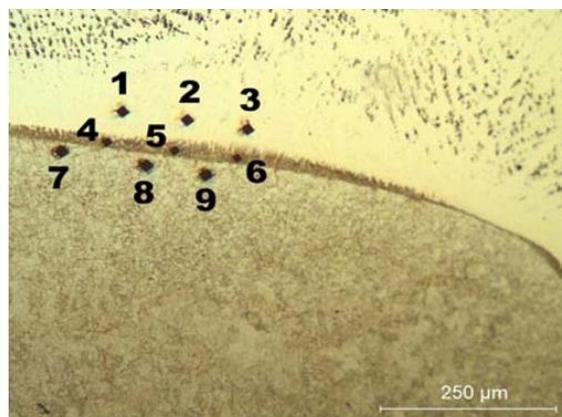


Figura 45 - Dureza  $HV_{0,05}$  verificada em ZPD do ASTM A182 F22 amanteigado com liga 625 submetido a TTPS de 650°C por 5 horas.

A Tabela 22 apresenta os valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos nas ZPDs das amostras da interface 1.

Tabela 22 – Valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos nas ZPDs das amostras da interface 1 (ER80S-D2 x liga 625).

Região	Ponto	Dureza $HV_{0,05}$		
		Como soldado	TTPS 600°C - 2h	TTPS 640°C - 4h
Liga 625	1	281	284	253
	2	289	290	271
	3	296	298	284
	Média	289	291	269
ZPD	4	247	411	483
	5	276	394	484
	6	286	415	494
	Média	270	407	487
ER80S-D2	7	278	267	206
	8	277	279	205
	9	291	276	200
	Média	282	274	204

Os resultados da Tabela 22 mostram que não houve aumento de dureza da ZPD na condição como soldado, região esta que aparece de maneira bem sutil nas micrografias, conforme verificado na Figura 34 (a). Já as amostras submetidas a TTPS, apresentaram

aumento de valores de dureza na região da ZPD, sendo este aumento ainda mais expressivo na amostra tratada termicamente a 640°C por 4 horas. Nas ZPDs há um maior percentual de níquel que estabiliza a fase austenítica e permite que esta esteja presente em temperaturas mais baixas do que as esperadas para a liga sem o aumento do teor deste elemento. Sendo assim, caso o percentual de níquel seja alto o suficiente para reduzir  $Ac_1$  abaixo da temperatura de TTPS, o tratamento térmico irá reaustenitizar as ZPDs, enquanto que o aço ao redor desta região está revenido. No resfriamento após o tratamento térmico ocorrerá a transformação da austenita em martensita virgem, proporcionando valores de dureza mais elevados nestas regiões (FENSKE *et al.*, 2012). Outro fator que pode explicar o aumento de dureza nas ZPDs é a formação de precipitados bem próximos à linha de fusão na liga de níquel. FENSKE (2010) reportou a presença de precipitados  $M_7C_3$  na região da liga de níquel em uma interface de AISI 8630 x liga 625 submetida a TTPS.

Na Tabela 23 são apresentados os valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos nas ZPDs das amostras da interface 2.

Tabela 23 – Valores de dureza  $HV_{0,05}$  medidos nas ZPDs das amostras da interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x liga 625).

Região	Ponto	Dureza $HV_{0,05}$		
		Como soldado	TTPS 650°C - 5h	TTPS 650°C - 20h
Liga 625	1	234	241	257
	2	234	254	268
	3	239	256	269
	Média	236	250	265
ZPD	4	415	436	345
	5	429	414	341
	6	501	413	394
	Média	448	421	360
ASTM A182 F22	7	299	233	200
	8	289	233	186
	9	296	226	187
	Média	295	231	191

Ao contrário do verificado na interface 1, a interface 2 apresentou queda nos valores de dureza verificados nas ZPDs com a realização de TTPS, sendo esta queda ainda maior com o tratamento térmico realizado por 20 horas. Provavelmente as ZPDs verificadas neste tipo de interface não reaustenitizam com o TTPS realizado a 650°C. Por

este motivo, com a realização do tratamento térmico por tempos maiores, há um maior revenimento da microestrutura provocando queda acentuada na dureza desta região.

Valores similares de dureza foram encontrados por BRITO (2014) no mesmo tipo de interface entre ASTM A182 F22 e liga 625. Segundo o autor, estas zonas são caracterizadas por uma estrutura martensítica. No entanto, mesmo com a realização de TTPS não foi evidenciado uma queda de dureza, não sendo o tratamento térmico suficiente para promover um revenimento da microestrutura. O TTPS realizado por BRITO (2014) foi de 650°C por 2 horas, diferente do menor tempo de TTPS aplicado neste trabalho que foi de 5 horas, já sendo suficiente para promover um leve revenimento da microestrutura, proporcionando ligeira queda na dureza.

#### 4.4 – Avaliação das interfaces por microscopia eletrônica de varredura (MEV)

A Figura 46 apresenta uma imagem de MEV da interface 1 com tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) de 600°C por 2 horas, na qual é possível observar as características de interfaces dissimilares, provenientes da soldagem de aços com ligas de níquel. É evidenciada a presença do modo de solidificação planar, semelhante ao reportado por FENSKE (2010) para os aços AISI 8630 e ASTM A182 F22. Após a zona de solidificação planar, há uma região com solidificação celular seguida de colunar dendrítica, onde se verifica precipitações nas regiões interdendríticas. Este mesmo tipo de solidificação foi observado por AGUIAR (2010), que atribuiu o fenômeno à segregação de elementos como cromo, molibdênio e nióbio.

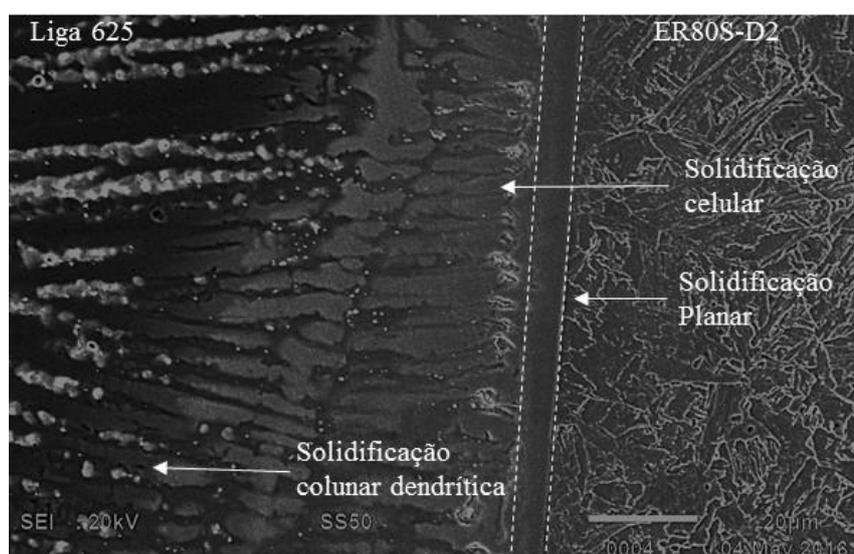


Figura 46 - Imagem de MEV da interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) com TTPS de 600°C por 2 horas.

A Figura 47 apresenta imagens de MEV comparando a interface 1 nas condições como soldado e com os dois tratamentos térmicos empregados no estudo.

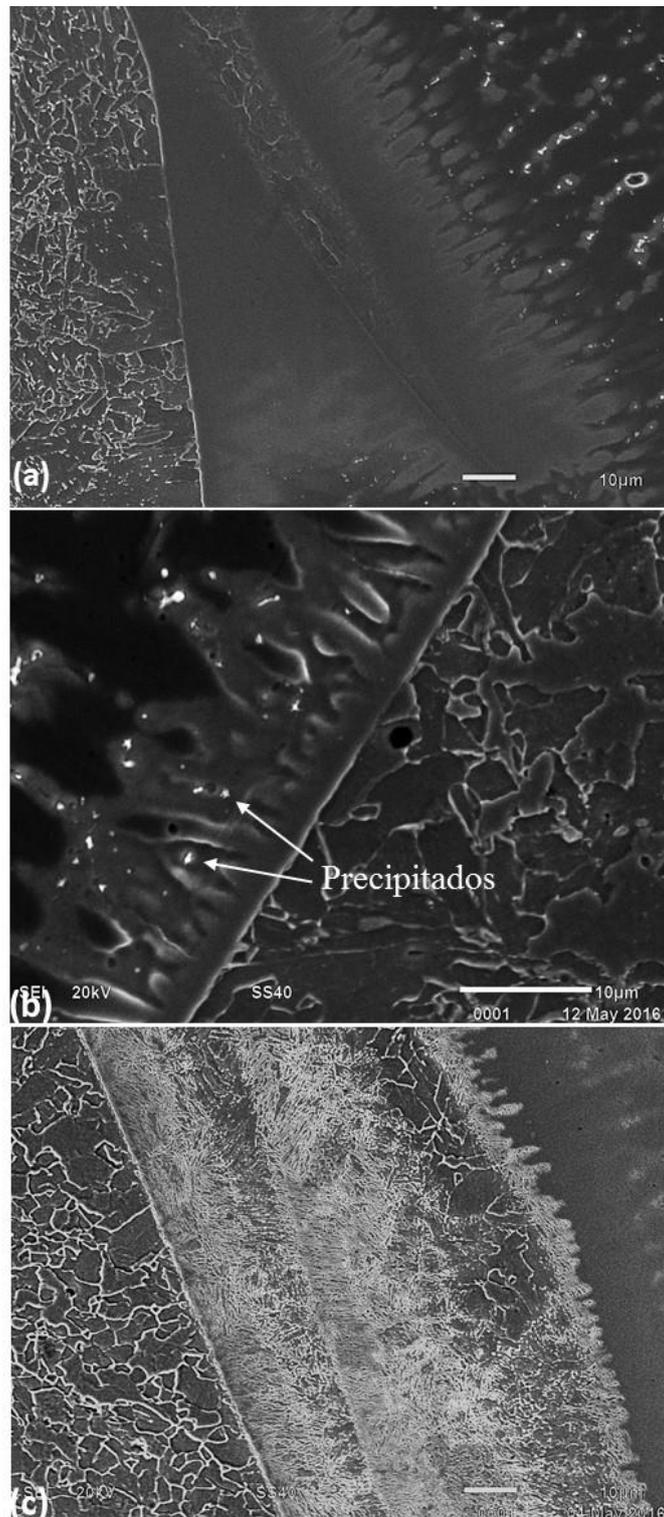


Figura 47 - Imagens de MEV da interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) nas condições: (a) como soldado; (b) com TTPS de 600°C por 2 horas; (c) com TTPS de 640°C por 4 horas.

As imagens da Figura 47 mostram que, independente da condição, todas as amostras apresentam uma microestrutura ferrítica na região do aço ER80S-D2 próxima à linha de fusão. Na imagem (a) é possível observar uma reentrância do aço na região da liga 625, conforme indicado na figura, também composta por uma microestrutura ferrítica. Aguiar (2010) definiu este tipo de reentrância como península e associou sua formação a locais de maior perturbação na penetração da solda como regiões inter-passe e intra-passe.

Na Figura 47 (c) é visível uma região martensítica de aproximadamente 60 microns. OLIVEIRA (2013) nomeou estas regiões como zonas M e atribuiu sua formação devido à menor temperatura  $Ac_1$  nesta região, em função da variação de composição química proveniente da diluição. Quando tal região é submetida a TTPS ocorre uma reaustenitização parcial e conseqüente formação de martensita não revenida durante o resfriamento, conforme discutido anteriormente.

Em todas as amostras é verificada precipitação nas regiões interdendríticas da liga 625, embora na Figura 47 (c) esta precipitação não esteja visível devido à zona M. No entanto, a Figura 48 apresenta um aumento menor do que a Figura 47 e torna possível observar tal precipitação. Na Figura 47 (b) é possível observar que há precipitação nas regiões de solidificação celular, conforme indicado na imagem.

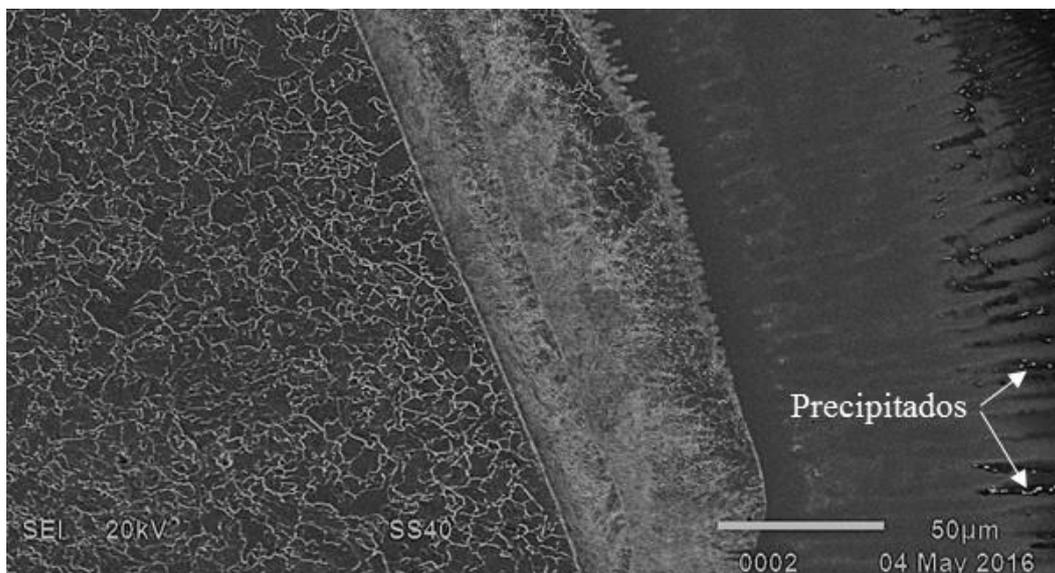


Figura 48 - Imagem de MEV da interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) com TTPS de 640°C por 4 horas.

A Figura 49 apresenta a análise de EDS para a interface 1 com TTPS de 600°C por 2 horas. É observado que há uma queda acentuada no percentual de ferro a partir da linha de fusão (no sentido indicado pela seta), com conseqüente aumento no percentual de níquel e cromo a partir do mesmo ponto. Este aumento no percentual de cromo, logo no início da região planar de solidificação da liga de níquel, reforça a teoria da possível precipitação de carbonetos nesta região após o TTPS.

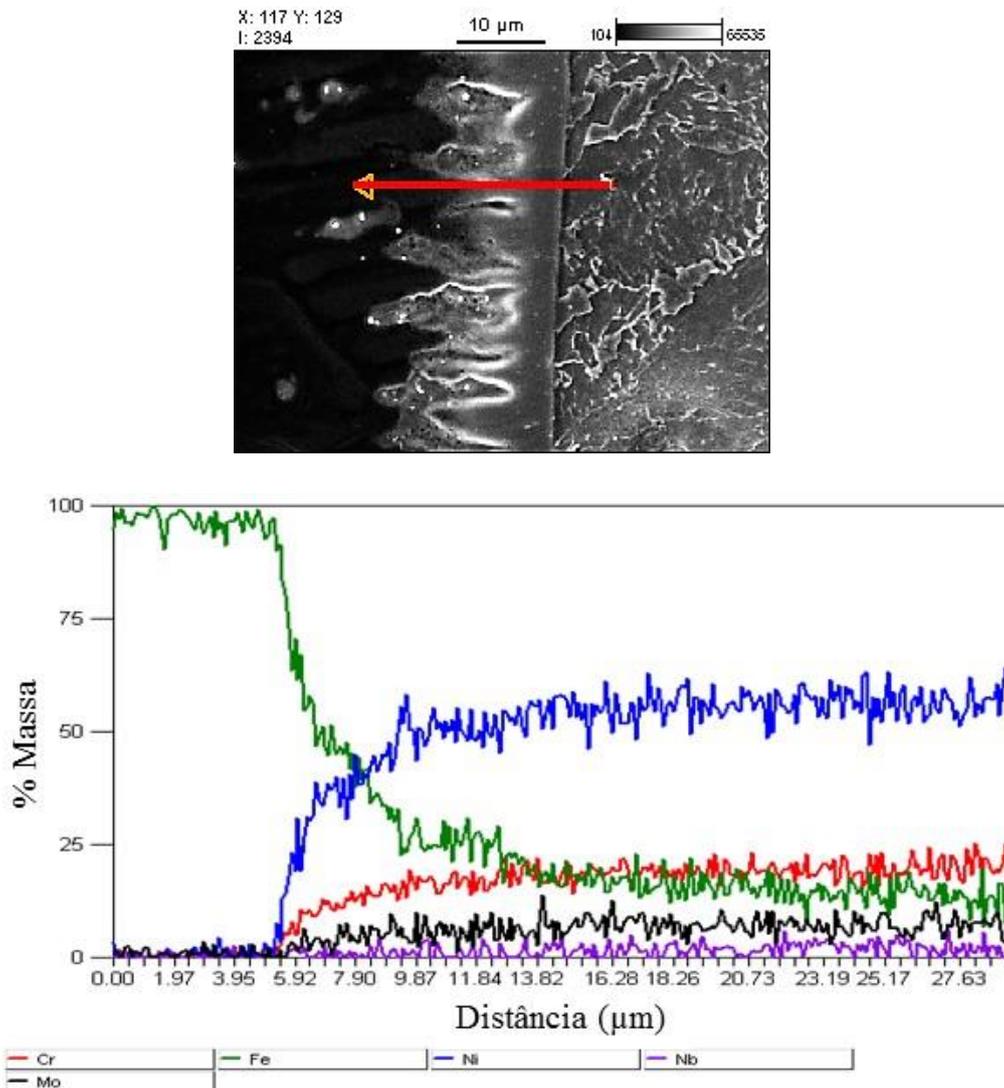


Figura 49 - Análise de EDS da interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) com TTPS de 600°C por 2 horas.

A Figura 50 apresenta a análise de EDS na interface 1, em uma amostra submetida a TTPS de 640°C por 4 horas, na qual é verificada a zona M. Também é observada uma queda no percentual de ferro a partir da linha de fusão, porém esta queda é muito menos acentuada do que a verificada na Figura 49. O percentual de níquel também aumenta a partir da linha de fusão e permanece ligeiramente aumentado até o final da zona M,

quando há a queda de maneira mais acentuada no percentual de ferro e aumento mais considerável no percentual de níquel. O percentual de níquel mais elevado na zona M comprova a existência de uma liga com composição química diferente do aço ER80S-D2, o que pode de fato ocasionar a redução na temperatura  $Ac_1$ , conforme explicado anteriormente. Além disso, também há um leve aumento no teor de cromo a partir da linha de fusão, fato que também pode levar a precipitações devido à difusão de carbono durante o TTPS.

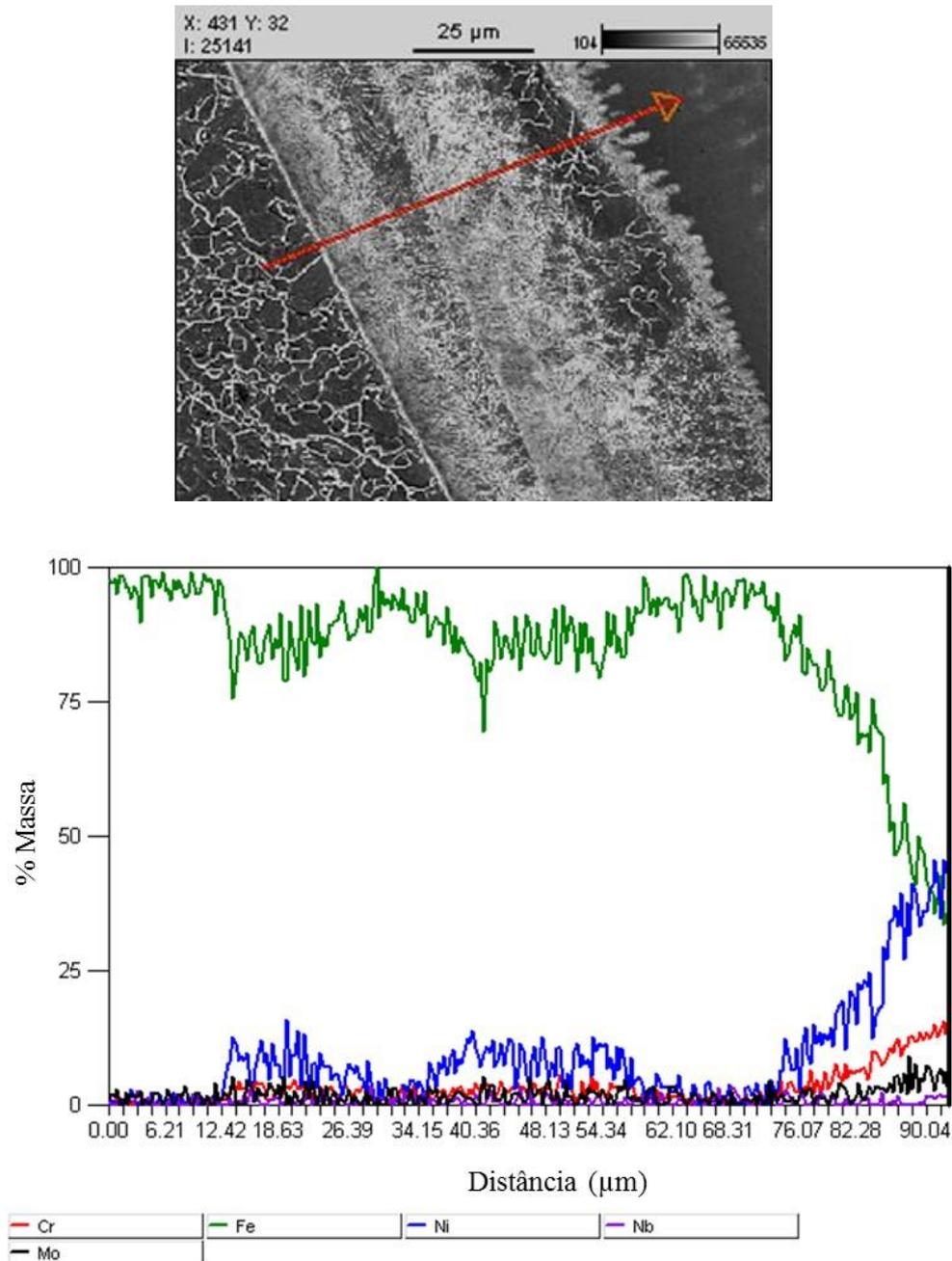


Figura 50 - Análise de EDS da interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) com TTPS de 640°C por 4 horas.

Analisando os resultados de dureza Vickers  $HV_{0,05}$  nas zonas parcialmente diluídas (ZPDs) verificadas na interface 1 (ER80S-D2 x Liga 625) que estão expressos na Tabela 22, é possível afirmar que os resultados correspondem às análises realizadas por MEV. Na condição como soldado, os valores de dureza nesta região permaneceram praticamente inalterados em relação às regiões adjacentes à ZPD, e de fato as imagens obtidas por MEV não evidenciaram nenhuma característica que contrapusesse tal resultado. Já na amostra tratada termicamente a  $600^{\circ}\text{C}$  por 2 horas, houve um aumento considerável da dureza na ZPD. Este aumento pode estar associado à precipitação próxima à linha de fusão que foi verificada no início da zona celular de solidificação. Na amostra tratada termicamente a  $640^{\circ}\text{C}$  por 4 horas, houve um aumento mais significativo da dureza. Isto evidencia que os fenômenos de aumento da dureza nesta região da interface são distintos nas amostras submetidas a TTPS. A amostra que passou por TTPS de  $640^{\circ}\text{C}$  por 4 horas apresentou uma ZPD com fase martensítica, levando assim aos valores mais altos de dureza, verificados tanto na Tabela 22.

Na Figura 51 é apresentada a interface 2, mostrando a mesma condição de solidificação verificada para o metal de solda da interface 1, conforme Figura 46. Esta condição foi verificada para todas as amostras da interface 2, incluindo as submetidas a TTPS.

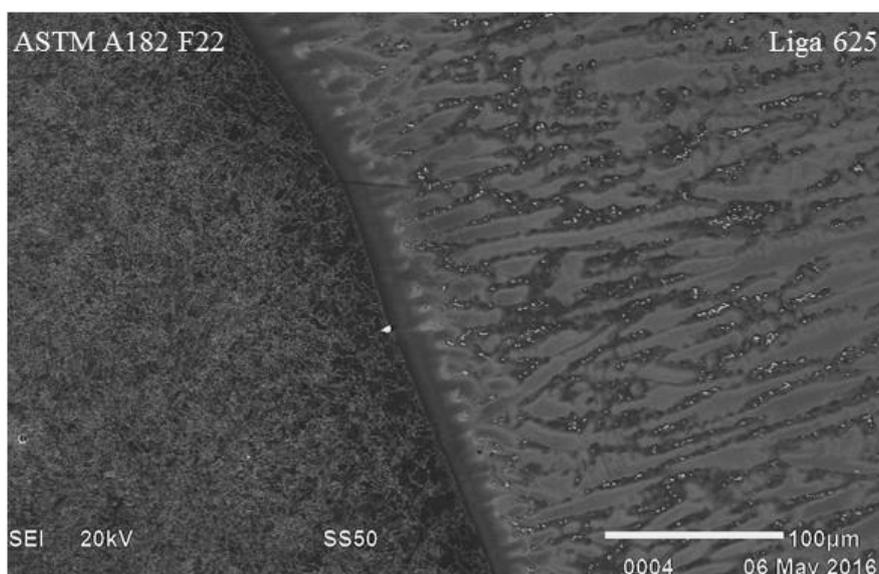


Figura 51 - Imagem de MEV da interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x Liga 625) como soldado.

A Figura 52 apresenta imagens de MEV de ZPDs da interface 2, nas condições como soldado e com tratamentos térmicos.

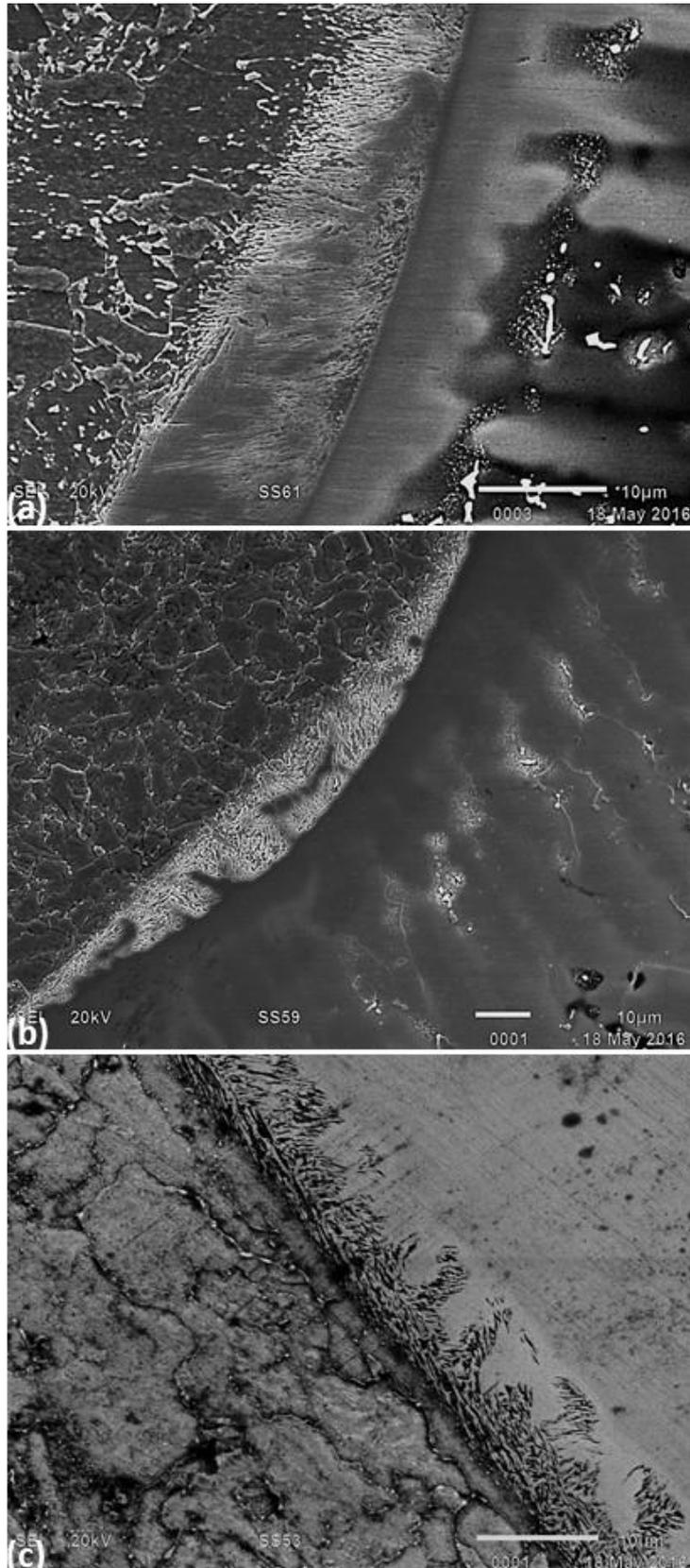


Figura 52 - Imagens de MEV da interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x Liga 625) nas condições: (a) como soldado; (b) com TTPS de 650°C por 5 horas; (c) com TTPS de 650°C por 20 horas.

Assim como verificado por FENSKE *et. al.* (2012), a interface 2 apresentou zonas martensíticas, conforme Figura 52. Estas zonas apareceram de forma descontínua em todas as amostras, independente da realização ou não de TTPS. A Figura 53 apresenta análise de composição química por EDS da amostra submetida a TTPS de 650°C por 20 horas, sendo possível observar um maior percentual de níquel na região martensítica quando comparado com a região adjacente do aço. Como já explicado anteriormente, este aumento no percentual de níquel favorece a formação de martensita.

Na imagem (c) da Figura 52 é possível verificar o revenimento da zona martensítica, e a precipitação de carbonetos nos contornos de grão do aço ASTM A182 F22. Segundo CHIAVERINI (1996), o aquecimento da martensita permite a reversão do reticulado instável ao reticulado estável cúbico centrado, o que promove alívio de tensões, além da precipitação de partículas de carbonetos que crescem e se aglomeram de acordo com a temperatura e tempo.

A Figura 54 apresenta a interface 2 na condição de TTPS realizado a 650°C por 5 horas, na qual é possível verificar a presença de precipitados na zona planar de solidificação do metal de solda. Essa precipitação pode justificar o aumento dos valores de dureza verificado na liga 625 à medida que a temperatura e tempo de TTPS aumentaram, de acordo com a Tabela 17. Segundo FENSKE *et. al.* (2012), a precipitação de carbonetos na zona planar de solidificação pode aumentar a susceptibilidade de fragilização por hidrogênio.

Os resultados de dureza verificados nas ZPDs da interface 2 e reportados na Tabela 23, estão de acordo com as análises de MEV apresentadas na Figura 52. Com o revenimento da zona martensítica após a aplicação de TTPS, há uma queda nos valores de dureza da ZPD, apesar de ainda assim ficarem bem superiores ao limite estabelecido pelo código NACE MR0175/ISO 15156 (2015).

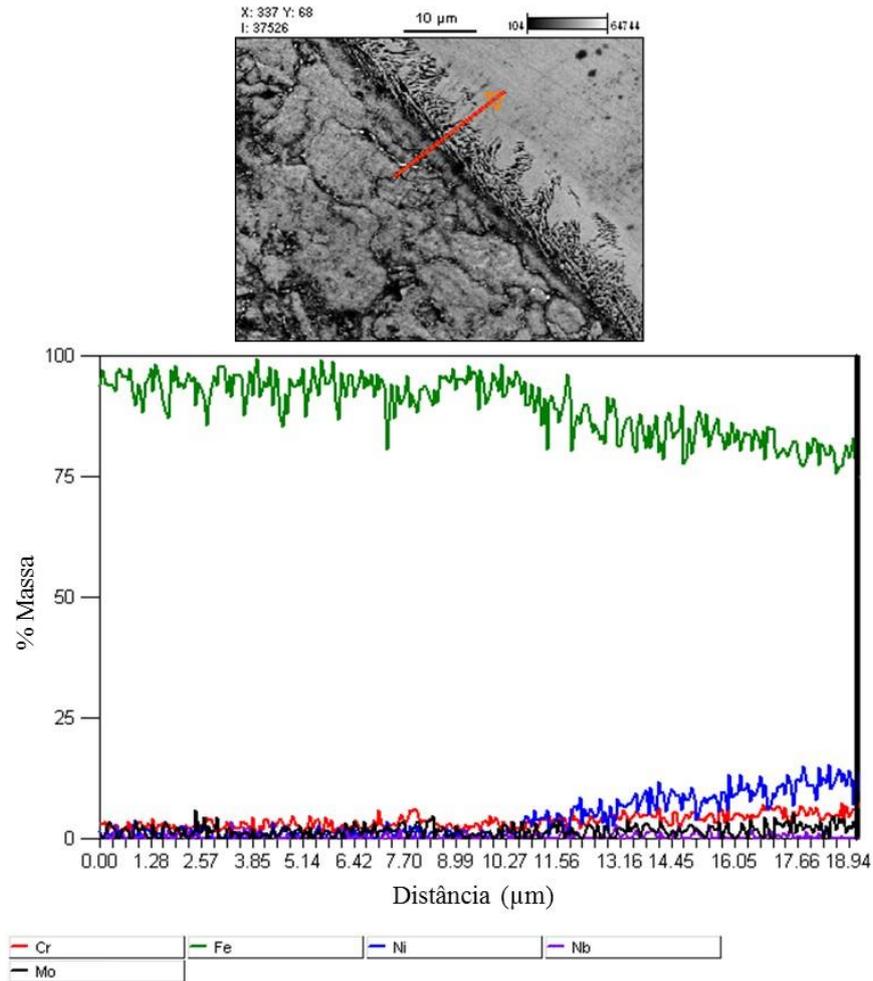


Figura 53 - Análise de EDS da interface 2 (ASTM A182 F22 x Liga 625) com TTPS de 650°C por 20 horas.

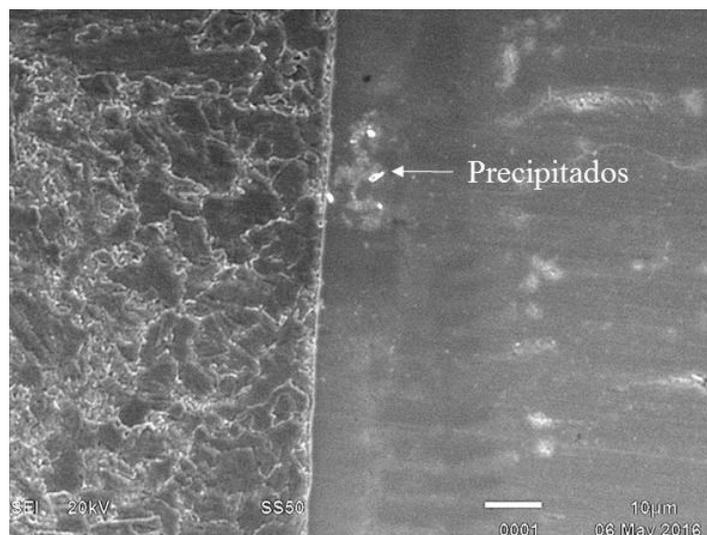


Figura 54 - Imagem de MEV da interface 2 (ASTM A182 F22 modificado x Liga 625) com TTPS de 650°C por 5 horas.

A Figura 55 apresenta a interface 3 com aplicação de TTPS a 650°C por 5 e 20 horas. BRITO (2014) reportou que a microestrutura verificada na ZTA do ASTM A182 F22 é composta por martensita revenida e bainita. Já HODGSON (2013) evidenciou que a microestrutura na região de grãos grosseiros da ZTA de um aço ASTM A182 F22 soldado por *spot weld* é martensítica. Com TTPS realizado por 20 horas é possível observar a formação de precipitados, indicados na Figura 55 (b). Segundo HODGSON (2013), pode ocorrer a precipitação de  $M_2C$  com o TTPS, levando a um endurecimento secundário. Isso corrobora com o leve endurecimento verificado na ZTA do ASTM A182 F22 submetido a TTPS de 650°C por 20 horas, quando comparado com os valores de dureza da amostra tratada termicamente por 5 horas, conforme apresentado na Tabela 21.

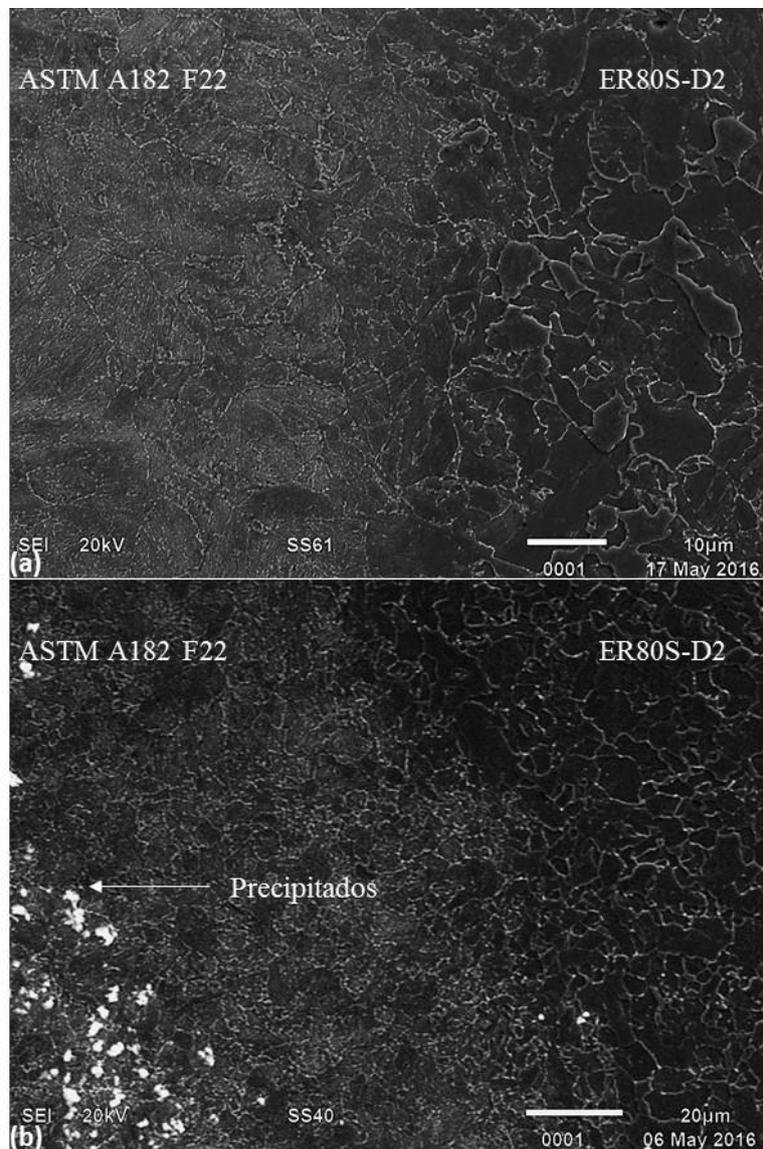


Figura 55 - Imagens de MEV da interface 3 (ASTM A182 F22 modificado x ER80S-D2) nas condições: (a) com TTPS de 650°C por 5 horas; (b) com TTPS de 650°C por 20 horas.

## Capítulo 5 – Conclusões

Com base nos resultados obtidos nesse trabalho foi possível gerar as seguintes conclusões:

- A soldagem de união de uma junta amanteigada com aço ER80S-D2 pelo processo GMAW no enchimento não atende ao requisito de dureza de 250 HV<sub>10</sub> na condição como soldado. Apenas realizando um tratamento térmico pós-soldagem a 600°C por 2 horas foi possível atender a tal requisito;
- A soldagem de amanteigamento do aço ASTM A182 F22 modificado com aço ER80S-D2 e liga de níquel 625 nas condições como soldado e com tratamento térmico pós-soldagem realizado a 650°C por 5 horas, não atenderam ao limite de dureza de 250 HV<sub>10</sub>. Somente utilizando tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) a 650°C, por um período de 20 horas, é que foi possível atender ao requisito;
- Mesmo as amostras soldadas com liga 625, que atenderam ao requisito de 250 HV<sub>10</sub>, apresentaram valores de dureza mais elevados que tal limite, em regiões parcialmente diluídas das interfaces;
- A interface obtida por soldagem do aço ER80S-D2 com liga 625 e TTPS, apresentou características similares às verificadas para o aço cromo-molibdênio ASTM A182 F22 modificado, soldado com liga de níquel. As zonas parcialmente diluídas verificadas nesta interface ER80S-D2 x liga 625 apresentaram precipitações na zona de solidificação celular e zonas martensíticas na região da liga 625 próxima à linha de fusão, quando submetida a tratamento térmico pós-soldagem, elevando assim os valores de dureza nestas regiões.
- O valor médio de dureza HV<sub>0,05</sub> mais alto, quando comparadas todas as interfaces em todas as condições com ou se a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem, foi verificado na zona parcialmente diluída da interface ER80S-D2 x liga 625 com tratamento térmico de 640°C por 4 horas.
- Todas as interfaces entre ASTM A182 F22 modificado x liga 625 apresentaram regiões martensíticas nas zonas parcialmente diluídas. Os valores de dureza HV<sub>0,05</sub> verificados nestas zonas reduziram ligeiramente com a aplicação de tratamento térmico pós-soldagem realizado por 5 horas e de maneira mais significativa quando submetida a 20 horas de tratamento térmico. Esta redução

na dureza com o TTPS ocorreu devido ao revenimento da microestrutura martensítica nestas regiões;

- Foi verificada a formação de precipitados na zona planar de solidificação do ASTM A182 F22 com a aplicação de TTPS.
- Com TTPS realizado a 650°C por 20 horas foi observado a formação de precipitados no ASTM A182 F22 modificado amanteigado com ER80S-D2, elevando ligeiramente os valores de dureza  $HV_{0,05}$ .

## Capítulo 6 – Sugestões Para Trabalhos Futuros

- Estudar a utilização de processo com maior aporte de calor como o Eletrodo Revestido, por exemplo, na soldagem do aço ER80S-D2, utilizando liga de níquel como metal de adição. O intuito desta análise é verificar a possibilidade de realizar tal soldagem sem a necessidade de tratamento térmico para atender ao limite de dureza estabelecido pelo código NACE MR0175/ISO 15156 (2015);
- Estudar o tratamento térmico pós-soldagem ASTM A182 F22 amanteigado com ER80S-D2 e liga 625 a 650°C por 10 horas, a fim de verificar se nesta condição o limite de dureza estabelecido pelo código NACE MR0175/ISO 15156 (2015) é atendido;
- Realizar ensaios de mecânica da fratura em ambientes hidrogenados no aço ER80S-D2, soldado com liga 625 e submetido a tratamento térmico pós-soldagem;
- Realizar análises por MET para identificação dos precipitados encontrados nas interfaces.

## Capítulo 7 – Revisão Bibliográfica

AGUIAR, W. M. R. *Revestimento por soldagem MIG/MAG empregando ligas de níquel para aplicações em componentes do setor de Petróleo e Gás Natural*. Tese D.Sc. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2010.

ALEXANDROV, B. T., LIPPOLD, J. C., SOWARDS, J. W., *et al.*, “Fusion boundary microstructure evolution associated with embrittlement of Ni-base alloy overlays applied to carbon steel”. *Weld World*, 57, pp. 39-53, December 2012.

API Specification 6A/ISO 10423, “Specification for Wellhead and Christmas Tree Equipment”, 2013.

ASME B31.3, “Process Piping”, 2014.

ASME B31.8, “Gas Transmission & Distribution Piping Systems”, 2014.

ASME BOILER AND PRESSURE VESSEL CODE, “Section IX – Qualification Standard for Welding and Brazing Procedures, Welders, Brazers, and Welding and Brazing Operator”, 2013.

ASTM A182, “Standard Specification for Forged or Rolled Alloy and Stainless Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service”, 2014.

AWS WELDING HANDBOOK, “Materials and Applications”, 1996.

ASTM A694, “Standard Specification for Carbon and Alloy Steel Forgings for Pipe Flanges, Fittings Valves, and Parts for High-Pressure Transmission Service”, 2008.

BEAUGRAND, V. C. M., SMITH, L. S., GITTOS, M. F. “Subsea dissimilar joints: failure mechanisms and opportunities for Mitigation.” *NACE INTERNATIONAL*. n. 09305, pp. 1-12, 2009.

BRITO, F. F. G. *Avaliação da técnica de dupla camada na soldagem TIG considerando a tenacidade e características metalúrgicas de juntas de aço AISI 8630M e ASTM A182 F22*. Tese D.Sc. Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, 2014.

BURK, J. D., RIBARDO, C. L. “Thunder Horse – Materials, welding and corrosion challenges and solutions”. *Offshore Technology Conference*, n. 20401, 3-6 May 2010.

CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros Fundidos*, 7 ed., Associação Brasileira de Metalurgia, 1996.

COLPAERT, H. *Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns*, 4 ed., São Paulo, Edgard Blucher, 2008.

CORTIAL F., CORRIEU J. M., VERNOT-LOIER C. “Influence of heat treatments on microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of weld alloy 625.” *Metallurgical and Materials Transactions*. V. 26A, pp. 1273-1286, 1995.

COSTA, L. R. De O. *Susceptibilidade à fragilização pelo hidrogênio da junta soldada do aço 2.25Cr-1Mo*. Dissertação de M.Sc., Universidade Federal do Rio de Janeiro/COPPE, Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

DODGE, M. F. *The effect of heat treatment on the embrittlement of dissimilar welded joint*. Tese D.Sc., University of Leicester, England, 2014.

DUPONT J. N., LIPPOLD J. C., KISER S. D. *Welding metallurgy and weldability of nickel-based alloys*. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2009.

ESAB, *Processo de soldagem: MIG/MAG (GMAW)*. [S.1.]: 2014. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo\\_soldagem\\_mig\\_mag\\_gmaw\\_cfm](http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_mig_mag_gmaw_cfm)>. Acesso em: 16 mar. 2016, 07:57:30.

ESAB, *Processo de soldagem: TIG (GTAW)*. [S.1.]: 2014. Disponível em: <[http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo\\_soldagem\\_tig\\_gtaw.cfm](http://www.esab.com.br/br/pt/education/blog/processo_soldagem_tig_gtaw.cfm)>.

Acesso em: 16 mar. 2016, 10:25:40.

FENSKE, J. A.; *Microstructure and hydrogen induced failure mechanisms in iron-nickel weldments*. Tese D. Sc., University of Illinois, Illinois, USA, 2010.

FENSKE, J. A., ROBERTSON, I. M., AYER, R., *et al.* “Microstructure and hydrogen-induced failure mechanisms in Fe and Ni alloy weldments”. *Metallurgical and Materials Transactions*, v. 43, n. 9, pp. 3011-3022, 2012.

FURTADO H. C., ALMEIDA, L. H., LE MAY, I. “Precipitation in 9Cr-1Mo steel after creep deformation”. *Materials Characterization*, 58, pp. 72-77, 2007.

HODGE, F.G. “The History of Solid-Solution-Strengthened Ni Alloys for Aqueous Corrosion Service”. *JOM Journal of the Minerals*, Sep. 2006.

HODGSON, D. K. *The Post Weld Heat Treatment Response in the Heat Affected Zone of 2.25Cr-1Mo Steel*. Dissertação M.Sc., The Ohio State University, USA, 2013.

JÚNIOR, P. Z., *Tenacidade à Fratura na ZAC de Aços 2,25Cr-1Mo*. Tese M.Sc., Universidade Estadual de Campinas, Campinas, SP, Brasil, 2003.

KOU, S. *Welding Metallurgy*, 2 ed. New Jersey, Wiley-Interscience, 2003.

KOU, S., YANG, Y. K. “Fusion-Boundary Macrosegregation in Dissimilar-Filler Welds”. *Welding Journal*, v. 86, pp. 303-312, 2007.

LAHA, K., BHANU SANKARA RAO, K., MANNAN, S. L. “Creep Behaviour of Post-weld Heat-treated 2.2 5Cr-1Mo Ferritic Steel Base, Weld Metal and Weldments”. *Materials Science and Engineering*, A 129, pp. 183-195, 1990.

LANCASTER, J. F. *Metallurgy of welding*, 6 ed. Abington, Cambridge, England, 1999.

LIMA, C. R., *Evolução microestrutural do aço ferrítico 2,25Cr-1Mo em longos tempos de exposição a altas temperaturas*. Dissertação de M.Sc., Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, Brasil, 2007.

LODOÑO, A. J. R. *Precipitação de fases intermetálicas e austenita secundária na ZAC de soldagens multipasse de aços inoxidáveis duplex*. Tese de D.Sc. Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, Brasil, 2011.

LUNDIN, C. D., LIU, P., CUI, Y. “A literature review on characteristics of high temperature ferritic Cr–Mo steels and weldments”. *WRC bulletin*, 454, pp .1 – 36, 2000.

MACHADO, I. G. *Soldagem e técnicas conexas: processos*, Porto Alegre, editado pelo autor, 1996.

MARQUES, P. V., MODENESI, P. J., BRACARENSE, A. Q. *Soldagem - Fundamentos e Tecnologia*, 2 ed. Belo Horizonte, Editora UFMG, 2007.

NACE MR0175/ISO 15156, “Petroleum and natural gas industries – Materials for use in H<sub>2</sub>S-containing environments in oil and gas production”, 2015.

OLIVEIRA, G. L. G. *Soldagem Dissimilar dos Aços AISI 8630M e ASTM A182 F22 para Aplicações Subaquáticas*. Tese de D.Sc., Universidade Federal do Ceará, Fortaleza, Brasil, 2013.

PETROBRAS, N-133, “Soldagem”, Rev. K, 2012.

RAI S. K., KUMAR A., SHANKAR V., *et al.* “Characterization of microstructures in Inconel 625 using X-ray diffraction peak broadening and lattice parameter measurements.” *Scripta Materialia Inc.*, pp. 59-63, 2004.

RIGUEIRA, G., FURTADO, H. C., LISBOA M. B., A., *et al.* “Evolução microestrutural e alteração de dureza na bainita e na perlita em aços 2,25Cr1Mo após tratamento de envelhecimento”. *Revista Matéria*, v. 16, n. 4, pp. 857 – 867, 2011.

SILVA C. C., AFONSO C. R. M., RAMIREZ A. J., *et al.* “Aspectos metalúrgicos de revestimento dissimilares com a superliga à base de níquel inconel 625”. *Soldag. Insp.*, v. 17, n.º. 3, pp. 251-263, Jul/Set 2012.

SILVA C. C., AFONSO C. R. M., RAMIREZ A. J., *et al.* “Migração de molibdênio na interface matriz/precipitado em metais de solda de ligas Ni-Cr-Mo”. *Tecnol. Metal. Mater. Miner.*, v. 8, n. 3, pp. 197-202, jul/set 2011.

SIMENSEN, P. A., AALDSTEDT, S., SOLBERG, J. K., “The effect of PWHT on the material properties and micro structure in inconel 625 and inconel 725 buttered joints”. *International Conference on Offshore Mechanics & Artic Engineering*. n. 37196, pp. 1-7, 8-3 June, 2003.

TSAI, M. C., YANG, J. R. “Microstructural degeneration os simulated heat-affected zone in 2,25Cr-1Mo steel during high-temperature exposure”. *Materials Science and Engineering*, A340, pp. 15 – 32, 2003.

VISWANATHAN R., NUTTING J. *Advanced Heat Resistant Steels for Power Generation*. 1 e., London, IOM Communications Ltd, 1999.

YOU, Y. Y., SHIUE R. K., SHIUE R. H., *et al.* “The study of carbon migration in dissimilar welding of the modified 9Cr-1Mo steel”. *Journal of materials Science letters*, v. 20, pp. 1429-1422, 2001.