

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW
DA FONSECA – CEFET/RJ**

**ESTUDO DE METAL DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA PARA
SOLDAGEM DE AÇO IACS W22 GRAU R4 UTILIZADO EM
COMPONENTES DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS DE
PETRÓLEO**

Antonio José de Carvalho Gomes

Rafael Pereira Pedreira Filho

Prof. Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Prof. Coorientador: Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Rio de Janeiro

Mai de 2016

**CENTRO FEDERAL DE EDUCAÇÃO TECNOLÓGICA CELSO SUCKOW
DA FONSECA – CEFET/RJ**

**ESTUDO DE METAL DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA PARA
SOLDAGEM DE AÇO IACS W22 GRAU R4 UTILIZADO EM
COMPONENTES DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS DE
PETRÓLEO**

Antonio José de Carvalho Gomes

Rafael Pereira Pedreira Filho

Projeto final apresentado em cumprimento
às normas do Departamento de Educação
Superior do CEFET/RJ, como parte dos
requisitos para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica.

Prof. Orientador: Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Prof. Coorientador: Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Rio de Janeiro

Mai de 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

G633 Gomes, Antonio José de Carvalho
Estudo de metal de solda de alta resistência para soldagem de aço IACS W22 grau R4 utilizado em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo / Antonio José de Carvalho Gomes [e] Rafael Pereira Pedreira Filho.—2016.
xi, 47f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Projeto Final (Graduação) Centro Federal de Educação
Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.

Bibliografia : f. 44-47

Orientador : Jorge Carlos Ferreira Jorge

Coorientador : Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Engenharia mecânica. 2. Solda e soldagem. 3. Metais – Propriedades mecânicas. 4. Metais – Tratamento térmico. 5. Metais – Testes. 6. Aço. I. Pedreira Filho, Rafael Pereira. II. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). III. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Coorient.). IV. Título.

CDD 621

AGRADECIMENTOS

A Deus, por estar presente na minha vida e me amparando nos momentos em que mais preciso.

Aos meus amados pais, Antonio José Mendes Gomes e Elisabete Mesquita de Carvalho Gomes, por sempre acreditarem em mim, pelo apoio e pela educação recebida. Vocês são a minha maior inspiração em buscar ser sempre melhor.

Ao meu irmão, Pedro Henrique de Carvalho Gomes, por estar sempre ao meu lado e me apoiar em todos os momentos da minha vida.

Ao nosso professor orientador Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.), pela orientação, incentivo e conhecimentos transmitidos durante a realização deste projeto;

Ao nosso co-orientador Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), pela orientação, atenção e conhecimentos transmitidos;

Aos meus avós Albino Henrique e Alice Mesquita por todo o apoio, carinho e companheirismo.

À minha tia Regina Carvalho pelo carinho, apoio e amizade.

Aos meus avós Antonio Abreu Gomes e Maria Mendes (em memória), pela amizade e apoio.

À minha namorada Anna Luísa Cruz, pela ajuda em todos os momentos e companheirismo.

Ao amigo e companheiro de projeto Rafael Pereira, pelo companheirismo e amizade.

Ao amigo e técnico do laboratório de materiais do CEFET/RJ Hiron Akira, por todo suporte no laboratório e amizade.

Aos profissionais do SENAI FIEMG, pelas análises realizadas.

Aos professores e funcionários do CEFET/RJ.

Antonio José de Carvalho Gomes

AGRADECIMENTOS

A Deus, por me prover saúde, sabedoria, gana, oportunidade e por me conduzir nos momentos difíceis.

Aos meus amados pais, Sandra Pereira e Rafael Pereira, pela educação, amor e o suporte durante todos esses anos

Ao nosso professor orientador Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.), pela orientação, incentivo e conhecimentos transmitidos durante a realização deste projeto;

Ao nosso co-orientador Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), pela orientação, atenção e conhecimentos transmitidos;

À minha namorada Natália Rodrigues, pela ajuda em todos os momentos e companheirismo.

Ao amigo e companheiro de projeto Antonio José, pelo companheirismo e amizade.

Ao amigo e técnico do laboratório de materiais do CEFET/RJ Hiron Akira, por todo suporte no laboratório e amizade.

Aos profissionais do SENAI FIEMG, pelas análises realizadas.

Aos professores e funcionários do CEFET/RJ.

Rafael Pereira Pedreira Filho

RESUMO

RESUMO

Com o avanço da indústria de exploração de petróleo offshore, se iniciou a busca por materiais mais leves e mais resistentes que garantissem maior eficiência nas operações de extração de óleo e gás. Aços de alta resistência são muito empregados nessa indústria devido as suas boas propriedades mecânicas. Este trabalho propõe a análise de duas corridas de um consumível de aço de alta resistência a fim de avaliar a possibilidade de utilização em soldagem de elos de amarra e acessórios de plataformas de petróleo. Foram realizadas soldagens multipasse pelo processo eletrodo revestido com preaquecimento de 200°C em chapas de 650x300x19mm em aço ASTM A-36, na posição plana e energia de soldagem média de 1,50 kJ/mm. Posteriormente, realizou-se um tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) a 600°C por 1 hora, sendo esta condição comparada à como soldado. Ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos foram realizados para caracterização mecânica e microestrutural. Os resultados mostraram que ambas as corridas apresentaram resultados próximos que atendem os requisitos do aço IACS W22 Grau R4, mesmo com a queda de tenacidade ao impacto observada com a realização do tratamento térmico pós-soldagem.

Palavras-chave: soldagem, propriedades mecânicas, tratamento térmico, aço R4.

ABSTRACT

The development of the offshore industry demanded lighter and more resistant materials that guarantee a higher efficiency in oil and gas extraction operations. High strength steels are broadly used in the offshore industry due to their good mechanical properties. This work investigates two heats of a high strength weld consumable in order to verify its potential for application on the repair of mooring components. Multipass welds by shielded metal arc welding process were done, with preheat of 200°C in 650x300x19mm in the flat position and nominal heat input of 1.5 KJ/mm. After welding, post weld heat treatment at 600°C for 1 hour was performed, and this condition was compared to the welded condition. Mechanical tests (tensile, impact Charpy-V, hardness) and metallographic examination (optical microscopy) were also performed for the mechanical and microstructural description. The results showed that both heats achieved the minimum required for the welding of an IACS W2 R4 Grade steel in all conditions, even after the loss of toughness after the post weld heat treatment.

Keywords: welding, mechanical properties, post weld heat treatment, R4 grade steel.

Sumário

Introdução	1
Capítulo I - Revisão Bibliográfica	3
I.1 Sistema de Amarração em Plataformas de Petróleo em Águas Profundas	3
I.2 O Reparo de Amarras por Soldagem	4
I.3 Aços de Alta Resistência Mecânica	5
I.4 Composição Química dos Consumíveis para Aços de Alta Resistência.....	5
I.5 Tratamento Térmico.....	13
I.6 A Influência da Velocidade de Resfriamento em Metais de Solda.....	18
I.7 Variação do Processo	18
Capítulo II - Materiais e Métodos	20
II.1 – Materiais	20
II.1.1 – Material de Base.....	20
II.1.2 – Material de Adição.....	20
II.2 – Procedimento de Soldagem	20
II.3 – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS).....	21
II.4 – Análise Química.....	21
II.5 – Ensaio Mecânicos	22
II.5.1 - Ensaio de Tração	22
II.5.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V	23
II.5.3 – Ensaio de Dureza	24
II.6 – Ensaio Metalográficos	24
Capítulo III - Resultados	26
III.1 – Análise Química.....	26
III.2 – Ensaio Mecânicos	26
III.2.1 – Ensaio de Tração.....	26
III.2.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V	26
III.2.3 – Ensaio de Dureza	27
III.3. Análise Metalográfica.....	29
III.3.1 - Macrografia	29
III.3.2 - Micrografia	30
Capítulo IV - Discussão	34
IV.1 - Ensaio de Tração	34
IV.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V.....	35

IV.3 - Ensaio de Dureza	37
IV.4 - Propriedades Microestruturais dos Metais de Solda	38
Capítulo V - Conclusões	42
V.1 - Sugestões	43

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1: Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível – JORGE et al.[7].	3
Figura I.2: Componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo - PINHEIRO[8].	4
Figura I.3: Microestrutura em função das quantidades de Ni e Mn - SVENSSON[21].	9
Figura I.4: Tenacidade a -50°C em função das quantidades de Ni e Mn - EVANS[23].	10
Figura I.5: Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem - MARQUES et al.[29].	14
Figura I.6: Gráfico TT para tratamento térmico de alívio de tensões	15
Figura I.7: Alívio de tensões com variação do tempo e temperatura.	15
Figura II.1: Parâmetros da soldagem utilizados.	21
Figura II.2: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.	22
Figura II.3: Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V, em relação à junta soldada.	23
Figura II.4: Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).	23
Figura II.5: Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers.	24
Figura II.6: Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).	25
Figura III.1: Efeito do TTPS na tenacidade ao impacto dos metais de solda.	27
Figura III.2: Perfil de microdureza Vickers (HV0,5) do metal de solda A.	28
Figura III.3: Perfil de microdureza Vickers (HV0,5) do metal de solda B.	29
Figura III.4: Macrografia das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%.	29
Figura III.5: Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 2%.	30
Figura III.6: Microestrutura do metal de solda A (MO). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.	31
Figura III.7: Microestrutura do metal de solda B (MO). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.	32
Figura III.8: Ocorrência de precipitação nos contornos de grão nos metais de solda após TTPS. Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.	33
Figura IV.1: Relação entre carbono equivalente e resistência mecânica segundo vários autores [15,17, 21, 31]	35
Figura IV.2: Percentuais médios de região colunar e reaquecida nos metais de solda.	39
Figura IV.3: Tenacidade ao impacto à -50°C esperada para os metais de solda. Adaptado de ZHANG e FARRAR[22].	40

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1: Composição química do consumível utilizado por GOMES et al.[26].	12
Tabela I.2: Consumíveis estudados em [27].	13
Tabela I.3: Composição química encontrada no metal de solda por JORGE et al.[32].	16
Tabela I.4: Composição química utilizada no estudo de GOMES et al.[5].	16
Tabela I.5: Diferentes classificações dos aços segundo IACS W22 [6].	17
Tabela II.1: Composição química do consumível conforme dado do fabricante.	20
Tabela II.2: Parâmetros da soldagem utilizados.	21
Tabela II.3: Condições de análise dos metais de solda.	21
Tabela III.1: Composição química dos metais de solda (% em peso).	26
Tabela III.2: Resultados dos ensaios de tração.	26
Tabela III.3: Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20°C, em Joules.	27
Tabela III.4: Percentuais de região colunar e reauecida nos metais de solda.	30

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AM - Microconstituente austenita-martensita

AWS - American Welding Society

Ceq - Carbono Equivalente

CS - Como Soldado

FA - Ferrita Acicular

FP - Ferrita Primária

FS - Ferrita de Segunda Fase

IACS - International Association of Classification Societies

LE - Limite de Escoamento

LR - Limite de Resistência

TMCP - Processamento Termomecânico

TTAT - Tratamento Térmico de Alívio de Tensões

TTPS - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

ZTA - Zona Termicamente Afetada

Introdução

Ainda no século XIX, nasceu a indústria petrolífera a qual, por muito tempo, e até o mundo contemporâneo, independente do âmbito político ou dos problemas ambientais que possam acarretar, tem sido priorizada como a matriz energética por todo o mundo, movendo-o e viabilizando o desenvolvimento de novas indústrias e o progresso em si. Apesar de ter começado em solo, com tímidas e rasas perfurações, foi em alto mar que a indústria encontrou vastas reservas e pôde se desenvolver, sempre acompanhado pelo desenvolvimento técnico e científico capaz de prover a tecnologia necessária para a exploração de tais recursos [1-5]. Apesar dos anos de pesquisa na área, com maiores profundidades crescem também os desafios. Plataformas, ancoragens e acessórios já lançavam mão de aços e metais de solda há muito tempo, mas vêm se beneficiando ainda mais ao longo dos anos com o refinamento do processo de produção, composição química e tratamento térmico posterior empregado na produção dos mesmos para atingir cada vez melhores propriedades mecânicas imprescindíveis no ramo do petróleo [1-5]. Tais melhoras advêm de uma maior precisão não só na composição química, mas também da previsão da microestrutura de um aço quando o mesmo se origina em determinadas condições de contorno obtidas através de “Processamento Termomecânico” (TMCP) e resfriamento acelerado. E é claro que, a fim de acompanhar todo esse desenvolvimento tecnológico, o processo de soldagem largamente utilizado na indústria petrolífera teve que evoluir, buscando materiais cada vez mais eficientes, resistentes, tenazes e leves [1-5].

Parte fundamental para a indústria de exploração de petróleo offshore é o sistema de ancoragem das plataformas que, nos primórdios, consistia de estruturas rígidas fixadas as rasas profundidades de extração de petróleo. Porém as profundidades exploradas modernamente são muito maiores e utilizam linhas de ancoragem que combinam elos de amarras em seus extremos e miolo de cabo de aço ou poliéster. Apesar de serem fabricadas para terem longa vida útil não é raro encontrar falhas nos elos de amarras durante inspeção de rotina.

O processo de recuperação desses elos defeituosos através da soldagem, desenvolvido por JORGE et al.[3], possibilita economia, já que evita que amarras inteiras tenham que ser removidas em decorrência de um elo que venha apresentar defeito. Contudo, os metais de adição utilizados para soldagem não tiveram a mesma evolução dos metais de base, não havendo norma que contemple a execução de soldas com resistência e tenacidade atendendo ao requisito IACS W22 R4, apresentados por [6], por isso faz-se necessário o estudo de novos consumíveis a fim de selecionar aqueles que proporcionem resistência mecânica de 860 Mpa e

tenacidade ao impacto de 36 J à -20 °C, bem como microestrutura favorável tanto em condição de como soldado como, principalmente, após tratamento térmico [4, 5].

Um fator que deve ser levado em consideração é que a junta soldada deve possuir propriedades mecânicas condizentes com os tipos de solicitações as quais a estrutura estará exposta e suas condições de operação. Além disso, acessórios da indústria offshore, como amarras, por exemplo, devem ser passíveis de reparo sem que haja necessidade de substituição. A viabilização da manutenção das amarras por meio do uso da soldagem garante uma diminuição nos custos tendo em vista que a recuperação de um equipamento por meio da solda pode variar de 10% a 30% do valor de um equipamento novo segundo JORGE et al.[4].

Além disso, a adoção de metais de base e adição capazes de atingir altíssima resistência e tenacidade mesmo após serem submetidos a tratamento térmico, permitem a otimização do projeto e conseqüente diminuição das seções resistentes dos componentes de uma plataforma, bem como sensível redução do peso da estrutura o que proporciona maior facilidade na fabricação, manuseio e transporte [1-5].

O presente trabalho tem por objetivo analisar as propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de aço de alta resistência com o objetivo de verificar o atendimento dos requisitos do aço IACS W22 Grau R4 [6]. Duas corridas de um consumível de alta resistência foram usadas nas juntas soldadas e o comportamento dos metais de solda foram avaliados tanto na condição de como soldado quanto após tratamento térmico.

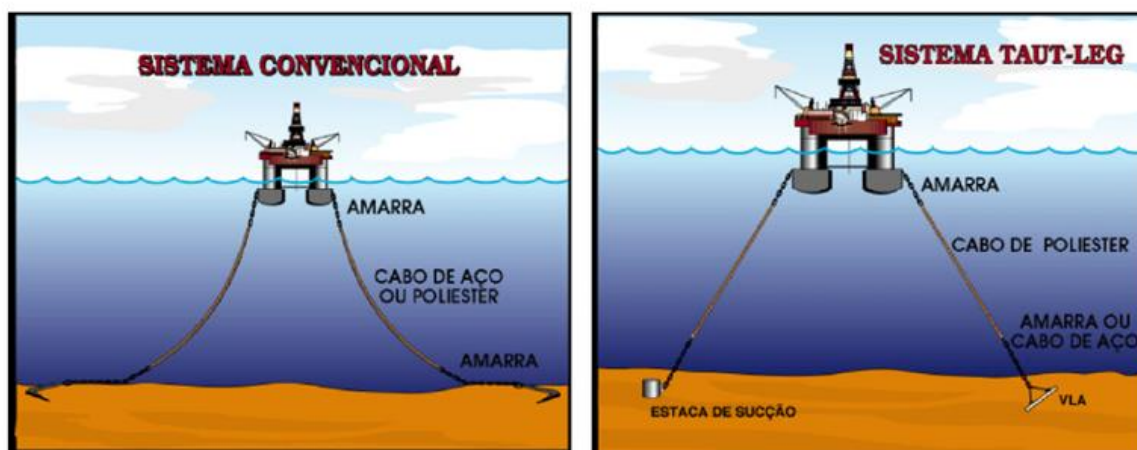
Capítulo I

Revisão Bibliográfica

I.1 Sistema de Amarração em Plataformas de Petróleo em Águas Profundas

As plataformas de petróleo são elementos de extrema importância na indústria offshore. A mesma possui diversas funções como: viabilizar perfuração de poços de petróleo em alto mar, extração de gás natural ou petróleo e, por fim, servir de abrigo para trabalhadores e máquinas que são necessárias para o processo de extração de petróleo. Para que a plataforma exerça todas suas funções de forma eficiente e segura, são necessárias estruturas que irão ligar a mesma no fundo do oceano. Essas estruturas são chamadas de linhas de ancoragem.

Na Figura I.1, extraída de JORGE et al.[7], pode-se observar como se dá o sistema mais atual de ancoragem. Uma linha composta por elos de amarras e cabos de aço ou poliéster é usada para ligar a plataforma à âncora com carga vertical. As amarras são estruturas que se assemelham a correntes e são fabricadas a partir de aços de alta resistência. Na Figura I.2, extraída de PINHEIRO [8], é possível observar a imagem de diversos componentes de uma linha de ancoragem.



Sistema convencional (em catenária)

Sistema para ancoragem vertical

Figura I.1: Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível [7].



Figura I.2: Componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo [8].

I.2 O Reparo de Amarras por Soldagem

Amarras são projetadas com uma expectativa de vida de pelo menos 20 anos, porém não é comum verificar a falha de elos precocemente, como verificado por JORGE et al.[9]. Uma possível falha prematura de um elo em uma amarra com centenas de metros certamente comprometeria todo o componente, gerando alto custo para sua substituição ou reparo, através da movimentação de linhas de ancoragem e transporte das mesmas até as fábricas para substituição. Logo, o desenvolvimento de um processo de recuperação desses componentes

foi fundamental, possibilitando grande economia de tempo e dinheiro, evitando enormes problemas operacionais como verificado por JORGE et al. [9].

Nesse estudo de JORGE et al. [9], deu-se bastante importância a reprodutibilidade do processo, a fim de que o mesmo pudesse ser reproduzido em campo com soldagem a arco com eletrodos revestidos devido a sua versatilidade. Outro fator vital para a correta operação em serviço do elo reparado é o tratamento térmico de alívio de tensões (TTAT), que deve ser preciso e localizado, para propiciar uma redução de tensões residuais e gerar propriedades mecânicas satisfatórias tanto na ZTA quanto no metal de solda sem influenciar no metal de base, para evitar o super revenimento, bem como queda excessiva na capacidade a tração da peça a qual já é prejudicada naturalmente pelo calor emanado pelo processo de soldagem. Além disso, o tratamento de forma localizada, evita que a amarra tenha que se deslocar até um forno e colocada de forma integral no mesmo para tratamento.

I.3 Aços de Alta Resistência Mecânica

Os aços de alta resistência mecânica e de tensão de escoamento de 690 MPa são usados há cerca de 70 anos. O principal uso desses tipos de aços era de caráter militar. Segundo RODRIGUES e MACHADO [1], os aços de alta resistência e baixa liga possuem altos valores de tensão de escoamento e tenacidade. Além disso, são aços com boa soldabilidade. Como exposto anteriormente, as amarras do sistema de ancoragem são manufaturadas a partir desses aços e, por isso, é necessário um metal de solda que tem por objetivo viabilizar a manutenção destes elos.

I.4 Composição Química dos Consumíveis para Aços de Alta Resistência

Como relatado anteriormente, a indústria do petróleo utiliza os aços amplamente devido ao misto de características distintas que apresenta ao mesmo tempo de alta resistência e tenacidade. Porém, foram profundos os estudos acerca da melhora dessa tenacidade, principalmente com o avanço da exploração, que exigiu performances cada vez melhores principalmente a baixas temperaturas. Por isso, vale apenas ressaltar a influência dos elementos de liga nessa propriedade.

KEEHAN et al. demonstraram em uma série de três publicações [10-12] a influência do C, Ni e Mn sobre a tenacidade dos metais de solda. Aumentando o teor de Ni de 3% até 9% do peso em consumíveis com 2% Mn e C entre 0,04% e 0,08%, verificou-se aumento da resistência em detrimento da tenacidade. O metal de solda apresenta uma combinação de bainita, martensita e algumas regiões com filme de austenita retida. Tanto Ni quanto Mn proporcionam redução sensível da temperatura de transformação da austenita e assim

contribuem para maior ocorrência das microestruturas martensíticas e bainíticas. Em contrapartida, afirmam que o Ni contribui para o aumento do tamanho de grão o que implica numa maior facilidade da propagação de trincas.

Apesar dessa primeira impressão aparentemente negativa sobre a influência do Ni sobre as propriedades mecânicas, KEEHAN et al. [10] verificaram uma inversão no efeito da adição do mesmo quando a concentração de Mn é reduzida. Através da redução de Mn de 2% do peso para 0.5% para uma concentração fixa de Ni de 7%, notou-se uma melhora substancial da performance do metal de solda em relação a tenacidade ao impacto, inclusive quando submetido a baixas temperaturas. A tenacidade do metal em questão passou de 32J para 113J a -40°C. Estão presentes novamente nesta microestrutura bainita e martensita, porém dessa vez com uma porcentagem maior de bainita superior a qual apresenta granulação mais fina do que as dos metais de adição com mais de 2% de Mn. Ainda assim, há precipitados, porém esferoidizados ao invés de lâminas como na mistura com mais Mn, segundo KEEHAN et al. [11].

Um terceiro trabalho de KEEHAN et al.[12] estudou o comportamento do metal de solda quando há o aumento moderado do percentual de C de 0,03% até 0,11%. Essa nova composição rica em carbono proveu resultados significativamente melhores para um consumível com os mesmos 0,5% de Mn e 7% de Ni no que diz respeito a resistência mecânica, atingindo o patamar de 900MPa, em detrimento da tenacidade que caiu para 78J a -40°C e 63J a -100°C. Apesar da redução significativa, esse nível ainda configura excelente tenacidade ao impacto, principalmente a baixas temperaturas. Pode-se perceber ainda uma melhora na dureza superficial com o aumento de carbono, passando de 320HV para 400HV para um carregamento de 10kgf no último passe da junta. A morfologia do metal de solda com baixo C, 7% de Ni e 2% de Mn foi composta predominantemente por dendritos de bainita com ripas de martensita nas fronteiras entre os grãos, contando ainda com a presença de cementita em grãos com tamanho bastante elevado em comparação com o resto da amostra. Já o consumível equivalente, mas de alto C deu origem a uma microestrutura muito mais fina quando ampliada, composta, predominantemente de martensita e bainita em menor proporção. Assim como na mistura de baixo C, identificou-se precipitados de cementita [12, 13].

É natural também a ocorrência de diferenças morfológicas entre o último passe e os demais passes prévios, devido ao reaquecimento pelos passes subsequentes que são responsáveis, em ambas as quantidades de carbono, por uma redução significativa no tamanho de grão, bem como revenimento das estruturas bainíticas e martensíticas.

Apesar das pesquisas de KEEHAN et al. [10-12] serem bastante esclarecedoras quanto ao comportamento do aço com a variação da composição do Ni e Mn, os metais de solda empregados são puramente experimentais, visto que as concentrações desses elementos são

muito diferentes das encontradas nos consumíveis comerciais, bem como nos consumíveis a serem analisados neste estudo onde as concentrações são muito inferiores.

Um estudo muito mais relevante no que diz respeito a semelhança da composição química dos consumíveis com os que serão empregados aqui provém da pesquisa de BHADESHIA [14]. Ela contribui ainda mais para reafirmar a influência da relação do Mn e do Ni com a tenacidade dos metais de adição, além da redução da temperatura de transformação em martensita, bem como a importância dessa microestrutura para os aços de alta resistência, afirmando ainda que, apesar da martensita ser usualmente relacionada a fragilidade, ela pode sim ser tenaz se houver o correto projeto da liga. O autor ainda faz suposições quanto ao mecanismo que proporciona essa melhora na tenacidade decorrente da proporção correta de Ni e Mn, dizendo que o Ni provê aos defeitos cristalinos a habilidade de se movimentar mais facilmente na matriz ferrítica, tornando fraturas frágeis muito menos prováveis de acontecer do que um comportamento dúctil. Esse mesmo comportamento em relação ao balanço Ni e Mn foi verificado também por GOMES [15], FARAGASSO et al.[16] e MONTEIRO [17], os quais apresentam metais de solda de composição semelhante ao do presente texto em especial [15], onde a amostra B lança mão de consumível idêntico, porém de corrida diferente ao aqui utilizado.

Os consumíveis testados por BHADESHIA [14] apresentam uma composição bastante semelhante a dos que serão estudados aqui, com 0,05% C, 1% < Mn < 2%, 3% < Ni < 4% e 0,6% Mo por isso são muito relevantes na previsão do resultado do presente estudo. BHADESHIA [14] verificou que dentre os consumíveis testados, aquele com 0,05% C, 2% Mn e 3% Ni apresentou a maior tensão limite de resistência, superior aos 800MPa enquanto que a média de tenacidade para o mesmo foi de pouco mais de 60J a -60°C. É de suma importância ressaltar que outras composições testadas pelo autor, apesar de resultarem em menores resistências a tração ainda podem ser considerados aços de alta resistência baixa liga, e, principalmente, estão de acordo com KEEHAN et al. [10-12], visto que há melhora substancial de tenacidade quando ocorre redução do percentual do Mn e manutenção dos níveis de Ni. Para uma composição de 0,02% C, 1% Mn e 4% Ni, o metal de solda desenvolveu uma tenacidade superior a 90J a -60°C. Há concordância também entre KEEHAN et al. [10-12] e BHADESHIA [14] no que diz respeito a piora na tenacidade ao impacto no caso de aumento de Ni para 4% e a manutenção de 2% Mn. BHADESHIA [14] verificou a ocorrência de martensita e bainita inferior, formados a baixa temperatura de transformação. Nos metais de adição com alto teor de Ni e Mn houve também formação de bainita coalescida, que tem temperatura de formação próximo da martensita e resulta em grãos grosseiros.

A influência de Ni no metal de solda de aços C-Mn e baixa liga é benéfica no que se refere a tenacidade. No entanto, segundo TRINDADE et. al. [18], não existem informações

suficientes que detalhem de forma completa e precisa o mecanismo desse efeito benéfico. A ferrita acicular é a grande responsável por conferir ao aço C-Mn altas propriedades mecânicas. Graças ao seu tamanho de grão muito reduzido e contorno de alto ângulo, a ferrita acicular garante altas tenacidade e resistência mecânica ao aço C-Mn baixa liga. É evidenciado no estudo de TRINDADE et al. [18] que com a adição de Ni, há um maior refinamento de microestrutura, ou seja, uma maior quantidade de ferrita acicular é formada, melhorando a tenacidade. No entanto, conforme a concentração de Ni foi aumentada, ao contrário do esperado, houve uma queda na tenacidade. Através do uso de microscopia eletrônica, TRINDADE et al. [18] observaram que com o aumento de Ni, houve um aumento na formação de micro fases de constituinte A-M. Quando a quantidade de constituinte A-M chega a 7%, a ferrita acicular já não é capaz de compensar a perda de tenacidade. Outro estudo que ressalta a influência do Ni no metal de solda é o de HARRISON e FARRAR [19]. Neste estudo, é demonstrado que o Ni provoca uma redução de ferrita primária (FP) na região de contorno de grão e um aumento na quantidade de ferrita com segunda fase (FS). Também há um considerável aumento na quantidade de ferrita acicular (FA), que é responsável pela melhora de tenacidade no metal de solda.

HARRISON e FARRAR [19], em acordo com TRINDADE et al. [18], dizem ainda que os consumíveis com concentração de Ni semelhante aos do presente texto (1,10% - 3,58% Ni) tem influência sobre a temperatura de transformação da austenita, reduzindo a mesma, com um efeito mais acentuado sobre a temperatura de início de formação da FP do que sobre a temperatura de formação da FA, resultando em uma maior porcentagem de FA em detrimento de FP no metal de solda.

Além de potencializar o efeito do Ni em relação a tenacidade, SURIAN et al. [20] diz que o Mn também contribui para desoxidação do metal de solda, contribuindo para uma estrutura homogênea sem regiões com volumes gasosos que não oferecem resistência mecânica.

Como visto até o momento, Ni e Mn podem gerar diferentes propriedades mecânicas dependendo da quantidade de ambos os elementos na composição química do consumível. Em seu estudo, SVENSSON [21] elaborou um diagrama que possibilita verificar que tipos de microestrutura podem estar presentes dependendo da quantidade de Ni e Mn. Esse diagrama pode ser observado na Figura I.3, extraída de SVENSSON [21].

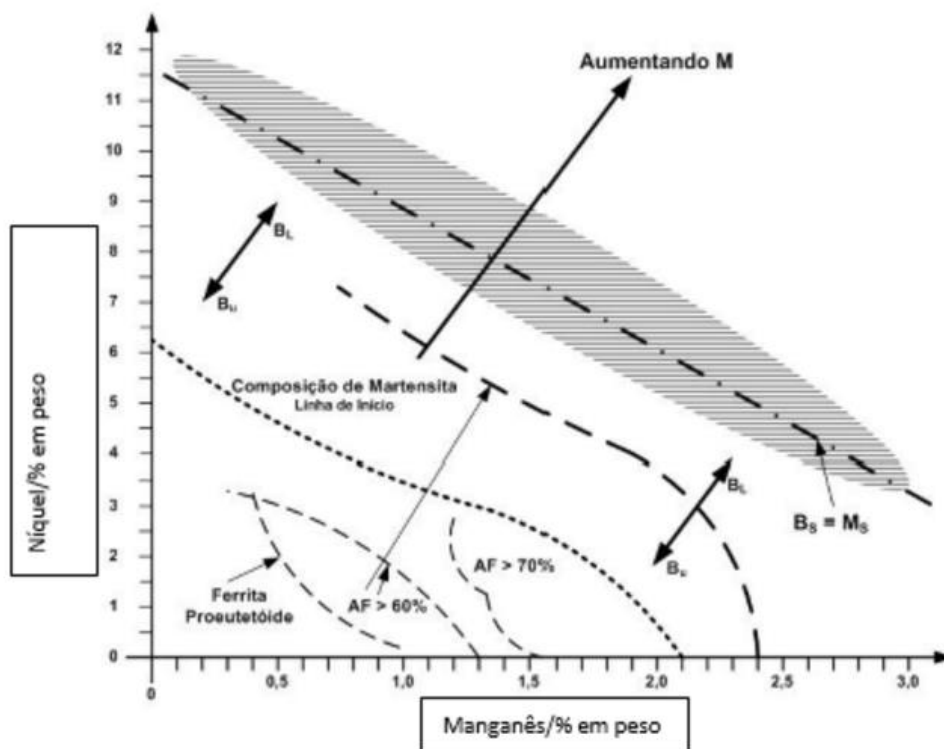


Figura I.3: Microestrutura em função das quantidades de Ni e Mn [21].

Em outro estudo, ZHANG e FARRAR [22] desenvolveram um gráfico que relaciona a tenacidade do metal de solda e ambas as quantidades de Ni e Mn e indicam que a quantidade ótima de Ni varia de 1,0 a 3,7% e de Mn varia de 0,6 a 1,4%, intervalo de composição aos quais os consumíveis em questão no presente trabalho são bastante semelhantes, estando levemente acima da concentração ótima de Mn (0,1%). Nas micrografias realizadas nesse estudo verificou-se ainda que as amostras com concentração de 2,5% Ni e 1,6%Mn apresentaram uma persistência da microestrutura colunar, um refino incompleto dos grãos nas regiões reaquentadas mesmo após a recristalização induzida pelos passes sucessivos. Esse fenômeno foi denominado efeito memória (memory effect). As amostras que apresentaram esse comportamento também tiveram performances inferiores nos ensaios de energia absorvida, porém acima de 50J a -20°C.

O gráfico a seguir é baseado no estudo de EVANS [23] e mostra o valor da tenacidade a -50°C em função das quantidades de Ni e Mn e pode ser observado na Figura I.4.

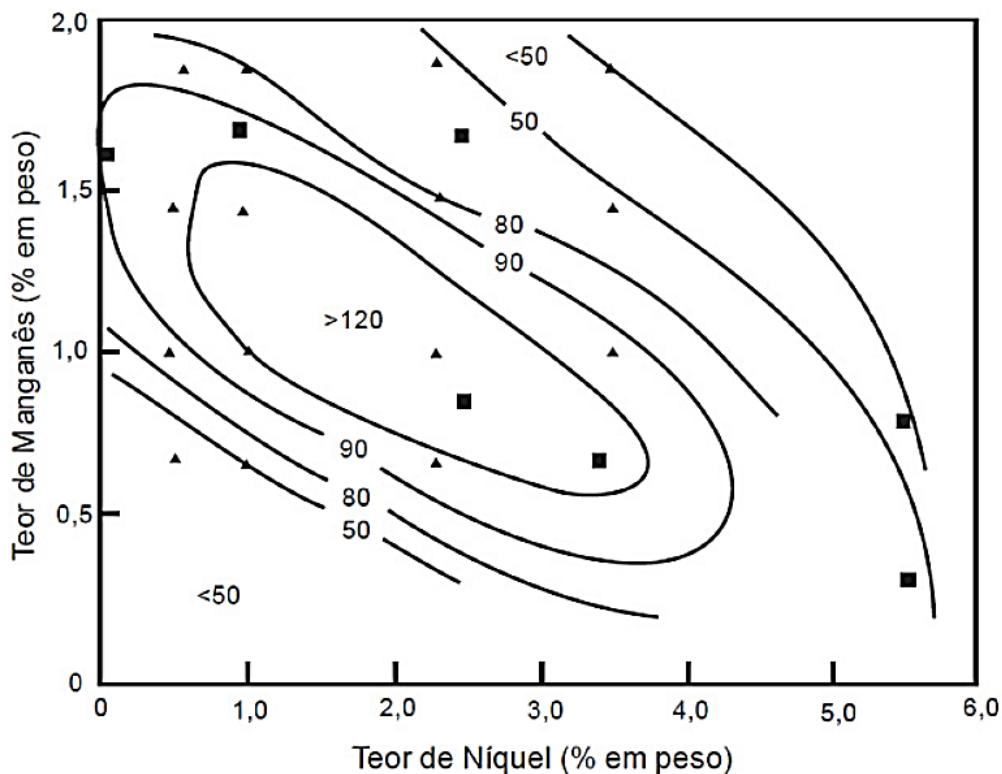


Figura I.4: Tenacidade a -50°C em função das quantidades de Ni e Mn [23].

O estudo de SURIAN et al.[20] deixa claro que a porcentagem de regiões colunares tende a aumentar com a adição de Mo tanto para soldas na condição de como soldado (CS) quanto após a execução de um tratamento para alívio de tensões (TTAT). Para ambos os estados, CS e após TTAT, o aumento de molibdênio na composição do consumível proporcionou refinamento dos grãos. Analisando a microestrutura, verificaram-se três constituintes principais, a FA, a FP nos contornos de grãos e também intragranular e ainda FS. A presença do microconstituente FA aumentou com a quantidade de molibdênio até 0,5% Mo e depois diminuiu entre 0,5 e 1% Mo, quando se tem 1% Mn, acarretando redução das outras duas microestruturas citadas (FP e FS). Para 1,5% Mn não houve incidência de ferrita primária intragranular, apenas nos contornos de grão. Porém o mesmo comportamento repetiu-se com relação a ferrita acicular e a quantidade de molibdênio no consumível, aumentando até 0,5% Mo e decaindo após essa marca. Assim como no metal de adição mais pobre em Mn, houve diminuição do tamanho de grão, geradas pelo processo de reaustenitização causada pelos passes subsequentes. Verificou-se também que a adição de Mo para ambos os teores de Mn previnem a formação de austenita retida no metal de solda.

O aumento no teor de Mo aliado ao Mn proporcionam melhora na dureza e também na resistência mecânica, atingindo o patamar de 340HV_{10} para composição de 1,5% Mn e 0,9%Mo

na superfície da amostra e uma tensão limite de resistência pós tratamento térmico para alívio de tensões de 700MPa. Pode-se observar também que a queda de dureza decorrente do tratamento térmico, apesar de pequena, é mais pronunciada para concentrações inferiores a 0,5% Mo [20], o que está completamente de acordo com o observado em JORGE et al.[4], à medida que, do conjunto de consumíveis testados nesse estudo, aquele que apresentou pior resistência mecânica foi o consumível com maior concentração de molibdênio (0,73%Mo), enquanto que as composições com melhor performance, em torno de 871 MPa, mesmo após sofrer tratamento térmico pós soldagem, tinham 0,49% Mo.

Apesar de Ni e Mn serem os elementos que possuem mais estudos sobre sua influência em metais de solda nos aços de alta resistência, existem outros elementos químicos que também geram grande impacto nos metais de solda.

Um dos elementos que teve sua influência estudada foi o Cr. O cromo, como outros elementos, causa um endurecimento por solução sólida. Segundo EVANS [24], o aumento na quantidade de cromo aumenta a tensão de escoamento e resistência mecânica e também gera uma redução na tenacidade do consumível. É importante destacar que tanto para a condição como soldado e como para condição pós tratamento térmico, o efeito é o mesmo. Com o aumento da quantidade de Cr na composição química, também há a redução de ferrita primária.

No estudo de SURIAN et al. [25] foram testados 12 consumíveis de baixa liga, baixo hidrogênio. A quantidade de Cr nessas amostras variou de 0% a 1,8%. Além da quantidade de Cr, também se variou a porcentagem de Mn de 1,0% a 1,4%. Considerando o estado como soldado, tanto para 1,0% e 1,4% de Mn, com o aumento na quantidade de Cr, a tensão de escoamento também aumentou. Tendo em vista o estado de pós tratamento térmico, houve uma redução nas propriedades mecânicas obtidas no estado como soldado. Por fim, também foi observado um aumento considerável na tenacidade para ambos os estados do consumível.

No que se refere ao estudo metalográfico, SURIAN et al.[25] afirma que o aumento na quantidade de Cr acarretou uma maior proporção de ferrita acicular, geralmente benéfica, e uma redução significativa no contorno de grão da ferrita. Tendo em vista que o Mn é conhecido por sua capacidade de formação de ferrita acicular, se confirma no estudo que uma maior quantidade de Mn (1,4%), acarreta maior formação de ferrita acicular que favorece a tenacidade do material.

De acordo com EVANS [24], o aumento de Cr na composição química geralmente causa o refino da ferrita acicular e a redução do volume de ferrita primária na condição de como soldado. Porém o aumento da concentração de Cr em níveis superiores a 1%Cr, quando há 0,5%Mo, causa a substituição de ferrita acicular por ferrita com segunda fase.

Conforme o que foi levantado por TRINDADE et al. [18], é de suma importância a manutenção da baixa concentração de carbono para consumíveis utilizados em amarras e acessórios para plataformas, não apenas por melhorar a soldabilidade mas também para garantir propriedades mecânicas favoráveis, principalmente a tenacidade e a resistência mecânica, a partir de uma microestrutura martensítica auto-revenida, com menor saturação de carbono.

Em pesquisa anterior JORGE et al. [7], onde consumíveis com concentração de carbono dentro da janela $0,04 < C\% < 0,08$ foram testados quanto a influência nas microestruturas dos metais de solda, evidenciou-se que os metais de adição com maior quantidade de carbono em sua composição originaram microestruturas martensíticas ricas em carbono, desenvolvendo, portanto, maior resistência mecânica, porém menor capacidade de absorver energia devido a alta temperabilidade proporcionada pela concentração de carbono, bem como o desenvolvimento de tensões residuais.

Em termos de composição química testadas previamente há estudos [4, 15, 16, 26,32] muito próximos realizados num passado recente. No estudo de GOMES et al. [26] foi analisado um consumível bastante semelhante aos aqui propostos. Sua composição está na Tabela I.1. Além da composição semelhante, os metais de solda obtidos foram submetidos a tratamento térmico pós soldagem assim como as amostras do presente estudo.

Tabela I.1: Composição química do consumível utilizado por GOMES et al. [26].

Consumível	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V	Ceq
A – 064-05	0,064	0,451	0,018	0,005	1,373	0,634	2,207	0,788	0,0145	0,727

No estudo de GOMES et al. [26], obtiveram-se resultados relevantes, visto que para todas as condições (como soldado, uma, duas ou três horas de TTPS) o mínimo para o grau R4 foi alcançado, tanto para o limite de escoamento e resistência quanto para o alongamento percentual, exceto o limite de resistência após 3 horas de TTPS por uma diferença mínima. Vale ressaltar ainda que o limite de escoamento ficou bem acima do limite mínimo para todas as condições de contorno, ficando mais de 150 MPa acima requisito (LE = 796MPa como soldado). A tenacidade apresentou valores acima do requisito mínimo, devido aos avanços obtidos nas últimas décadas acerca do balanço de Mn e Ni [10-12,14,15,18,26,27]. A microestrutura predominante é a bainita, com precipitação de carbeto conforme o aumento do tempo em TTPS, e martensita revenida de baixo carbono na região colunar.

Outra pesquisa de GOMES et al. [27] que vai de total acordo com o exposto em GOMES et al.[26], também testou três consumíveis visando a obtenção de grau R4, todos com

composição parecidas também com as deste trabalho. Logo os resultados microestruturais de [27] foram similares aos de [26] para dois dos três consumíveis testados, ou seja, predominantemente bainítico e martensítico. Mecanicamente, esses consumíveis (B e C), expostos na Tabela I.2, tiveram performance ainda melhor que em [26], atingindo no mínimo 800 MPa mesmo após 3 horas de TTPS, exceto pelo consumível A. Essa resistência notável é reflexo do C_{eq} superior a 0,7, decorrente dos teores elevados de Mn e Mo que potencializaram a temperabilidade.

Tabela I.2: Consumíveis estudados em [27].

Consumível	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V	C_{eq}
A	0,0498	0,111	0,0095	0,0084	1,145	0,544	2,758	0,363	0,0099	0,609
B	0,074	0,436	0,0178	<0,008	1,411	0,445	2,031	0,827	0,0201	0,705
C	0,0657	0,282	0,0105	<0,008	1,978	0,4124	2,660	0,0105	0,0255	0,748

Segundo EVANS [28] a quantidade de Si presente nos aços de alta resistência e baixa liga não favorece o refino de grão, mas contribui para a elevação da tensão limite de resistência pelo mecanismo de solução sólida para concentrações até 1,0%Si. Em relação a microestrutura, EVANS [28] afirma que o Si promove a maior formação de ferrita acicular, austenita retida e fase AM, além de ter um efeito desoxidante. A tenacidade por outro lado é afetada negativamente com o aumento da concentração de Si e tem efeito mais pronunciado a temperatura mais elevada. A presença de Si tem ainda um efeito peculiar sobre o perfil de dureza, causando não linearidade ao mesmo.

I.5 Tratamento Térmico

A soldagem gera na peça um aquecimento localizado. No cordão de solda se concentram as maiores temperaturas que vão diminuindo conforme o afastamento do cordão. As regiões mais quentes tendem a se dilatar e são limitadas pelas regiões que não estão aquecidas, o que gera tensões chamadas de residuais. As tensões residuais permanecem no interior a peça mesmo depois que as solicitações externas são retiradas, como exemplificado na Figura I.5, extraída de MARQUES et al. Essas tensões podem ser responsáveis por fratura frágil, formação de trincas, diminuição da resistência à fadiga, dentre outros defeitos exemplificados por MARQUES et al. [29].

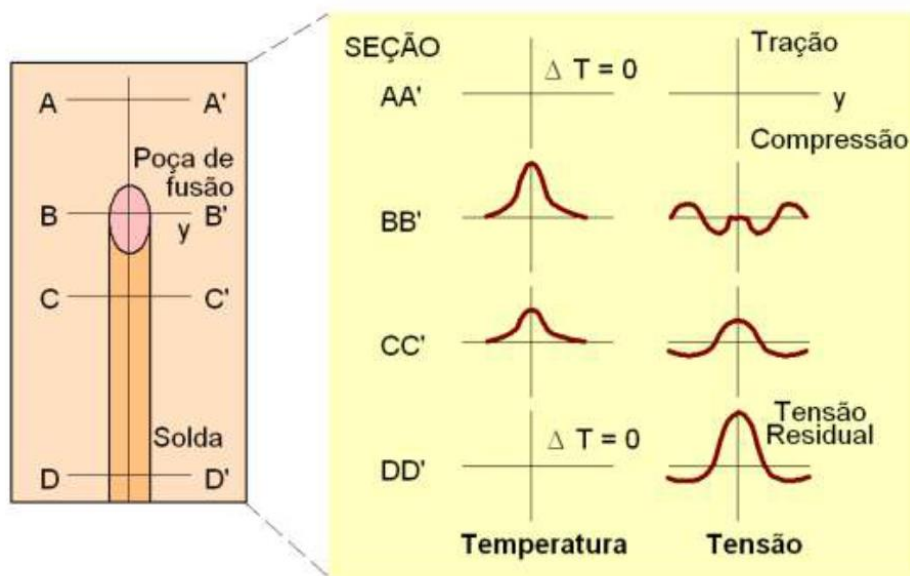


Figura I.5: Desenvolvimento de tensões residuais longitudinais durante a soldagem - MARQUES et al. [29].

Pode-se observar que a seção AA' ainda não foi afetada pela poça de fusão e por isso não possui nem variação de temperatura e nem variação de tensão. Quando o foco é a seção BB', já é drástica a variação entre a poça de fusão e a ZTA. Além disso, também há uma variação de tensão. Devido as altas temperaturas, o material tende a se dilatar na poça de fusão e é impedido pelas regiões mais frias, gerando tensões compressivas próximo ao cordão de solda. Com o resfriamento, o material da solda já solidificado tende a contrair e é, mais uma vez, impedido pelas outras regiões, gerando tensões trativas na região da solda e tensões compressivas em zonas mais afastadas da solda. Por fim, com o resfriamento completo, há uma distribuição de altas tensões trativas na região da solda e essas tensões no centro da solda chegam a níveis próximos ao do limite de escoamento do material [29].

A solução para minimizar os efeitos destas tensões residuais é a utilização do tratamento térmico pós soldagem (TTPS) o qual pode ser observado na Figura I.6 [30]. Esse tratamento tem como objetivo aliviar as tensões residuais na peça e consiste no aquecimento até uma temperatura abaixo da temperatura crítica de transformação do material para que não haja mudança de fase durante esse aquecimento. Em seguida, a peça é mantida nesta temperatura por um determinado tempo denominado tempo de patamar. Por fim, a etapa final é um resfriamento controlado e homogêneo como especificado por MARQUES [29].

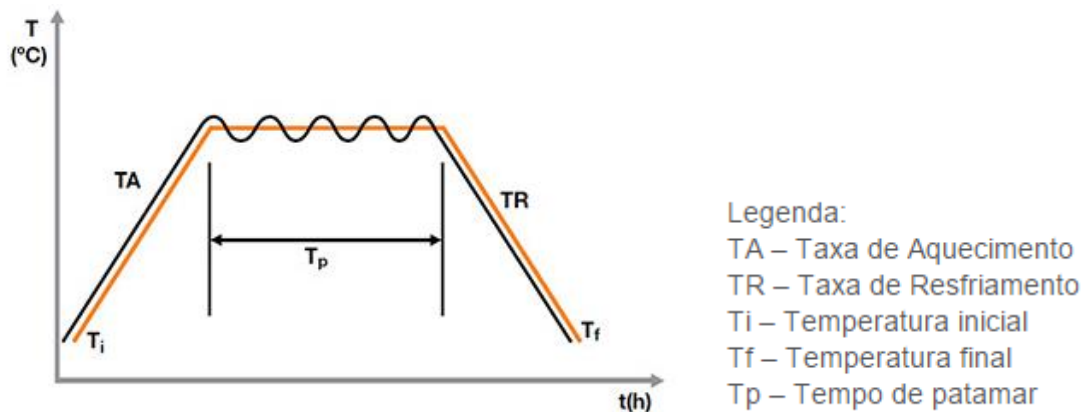


Figura I.6: Gráfico TT para tratamento térmico de alívio de tensões [30].

Outro fato que deve ser destacado sobre o TTPS é de que o mesmo varia de acordo com a temperatura usada no tratamento de alívio de tensões e o tempo em que a peça permanece neste tratamento. É possível observar esse fenômeno em um gráfico do estudo de SALVADOR [31] apresentado na Figura I.7.

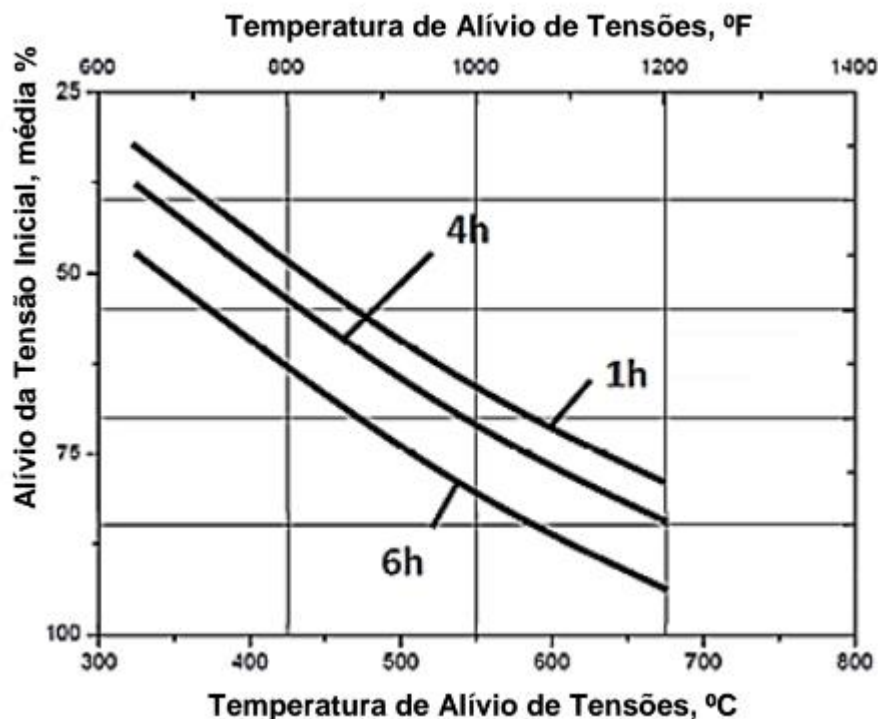


Figura I.7: Alívio de tensões com variação do tempo e temperatura [31].

O estudo de EVANS [23] teve como objetivo descobrir o efeito do alívio de tensões nas propriedades mecânicas e na microestrutura de consumíveis C-Mn. Para isso foram usados 4 eletrodos de baixo hidrogênio da mesma corrida possuindo diferentes quantidades de Mn e

carbono. Para o alívio de tensões, os corpos de prova foram aquecidos até 580°C e foi mantido a esta temperatura por 2 horas. Como resultados mais importantes, foi possível observar a queda no limite de escoamento e na resistência mecânica. Além disso a tenacidade para as amostras com menor quantidade de C aumentou e em contrapartida, a tenacidade para amostras com mais teor de C diminuiu.

Em outro importante estudo, JORGE et al. [32] também discutem sobre o efeito do tratamento térmico pós-soldagem em metais de solda de extra alta resistência para equipamentos de ancoragem. Na Tabela I.3 está definida a composição química do metal de solda encontrado no estudo.

Tabela I.3: Composição química encontrada no metal de solda por JORGE et al. [32].

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq(%)
% Peso	0,065	0,282	0,0105	<0,008	1,978	0,412	2,661	0,435	0,010	0,025	0,748

Para a realização do tratamento térmico, as amostras foram aquecidas até 600°C e permaneceram por 2 horas nesta temperatura. Como resultado, foi possível observar que após o TTPS, o valor da resistência mecânica nos corpos de prova sofreu um decaimento. No entanto, esse decaimento se deu de forma reduzida já que o maior decaimento foi de 10% em relação à condição como soldado [32].

Outro estudo realizado por GOMES et al. [5] teve como enfoque a análise de consumíveis de extra alta resistência para emprego na soldagem de acessórios de linhas de ancoragem de plataformas os quais devem ser dotados de alta resistência mecânica e tenacidade. Apesar desses consumíveis serem fundamentais no processo de reparo de amarras de ancoragem, as normas AWS A 5.5 [33], AWS 5.28 [34] e MIL-E-22200/1F [35] não fixam requerimentos mínimos para aprovação de consumíveis destinados a esta aplicação, já que essas normas qualificam apenas consumíveis com até 120 ksi (830 MPa) de limite de resistência, sendo necessários mais pesquisa. Para o estudo foi utilizado um eletrodo revestido de 4,0 mm de diâmetro com a composição exposta pela Tabela I.4.

Tabela I.4: Composição química utilizada no estudo de GOMES et al. [5].

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq(%)
% Peso	0,065	0,282	0,0105	<0,008	1,978	0,412	2,661	0,435	0,010	0,025	0,748

Segundo a norma IACS W22 [6], existem diferentes classificações para os aços. Cada classificação possui seus próprios valores para propriedades mecânicas. Um dos objetivos do estudo de GOMES et al. [5] foi avaliar se após os tratamentos térmicos, o consumível atendia ao mínimo exigido pela norma IACS W22 para o aço de grau R4. Na Tabela I.5, extraída de IACS W22 [6], a seguir estão expostos os valores das propriedades mecânicas para cada classificação da norma.

Tabela I.5: Diferentes classificações dos aços segundo IACS W22 [6].

Grau do Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	E _{cv} (J)
R3	410	690	17	50	40
R3S	490	770	15	50	45
R4	580	860	12	50	50
R4S	700	960	12	50	56
R5	760	1000	12	50	58

Nota: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Al(%) – alongamento percentual; RA(%) – redução de área e E_{cv} – energia absorvida Carpy-V à 20 °C.

Foram realizados três tratamentos térmicos com diferentes períodos de duração: 1 hora, 2 horas e 3 horas e utilização de preaquecimento de 200°C e TTPS a 600°C. Em relação ao limite de resistência, GOMES et al.[5] observaram uma queda no limite de resistência e no limite de escoamento conforme o tempo de tratamento térmico foi aumentando. Por outro lado, no que se refere à tenacidade, houve um aumento no valor da tenacidade seguindo o aumento de exposição da peça a temperatura do tratamento térmico. Esse efeito do aumento da tenacidade de acordo com o maior tempo de tratamento térmico ocorreu, pois, o TTPS favoreceu o revenimento da martensita e decomposição do constituinte A-M em ferrita e carbeto. Um fato importante a ser destacado é o dos níveis elevados de Ni e Mn na composição química do consumível que retardam a cinética de transformação de fase, o que reduziu a formação do constituinte A-M e melhorou a tenacidade da peça final.

FARNEZE et. al.[2] salienta que além do efeito térmico sobre as propriedades mecânicas decorrente do tratamento térmico propriamente dito, podem ocorrer variações também causadas pelo reaquecimento dos passes sucessivos os quais podem gerar porcentagens diferentes de regiões reaquecidas e colunares, influenciando diretamente sobre a dureza e a tenacidade. Estudo posterior de GOMES [15] está completamente de acordo com FARNEZE et. al.[2] embora lance mão apenas de consumíveis de eletrodo revestido ao contrário do primeiro que compara eletrodo revestido e arame tubular.

I.6 A Influência da Velocidade de Resfriamento em Metais de Solda

Além de se conhecer a composição do consumível usado em uma solda, é de suma importância ter atenção quanto a taxa de resfriamento do metal de solda, a fim de prever as microestruturas que se formarão bem como seus comportamentos. Concluiu-se no estudo de HARRISON e FARRAR [19] que, para resfriamento acelerado, as microestruturas que ocorrem variando-se a taxa de resfriamento é basicamente a mesma, porém os tamanhos de grãos mudaram dependendo da taxa, sendo tão menor quanto mais rápido se der esse resfriamento. Mostrou-se que há janelas de tempo de resfriamento entre as temperaturas de 800°C e 500°C ($\Delta t_{8/5}$) que proporcionam tamanhos de grãos específicos.

No estudo de KEEHAN et al.[36] para um resfriamento no intervalo de $3s < \Delta t_{8/5} < 13s$ foram obtidos grãos mais refinados, porém, para um $\Delta t_{8/5}$ pouco superior, em torno de $20s$ os resultados já foram de estrutura com granulação grosseira. Na prática, houve aumento da resistência mecânica quanto menor a microestrutura, especialmente para taxas $3s < \Delta t_{8/5} < 13s$, enquanto a tenacidade, apesar de também variar segundo a taxa de resfriamento, só apresentou redução significativa para taxas muito lentas. Além disso, a temperatura de início da transformação da austenita será tão menor quanto maior a taxa de resfriamento. Este fator deve ser considerado crucial, já que para a obtenção de metais de solda utilizados em plataformas é imprescindível a tenacidade a qual seria prejudicada durante resfriamento brusco, já que a temperatura de início de formação de martensita (M_s) seria retardada, inviabilizando a formação de martensita do tipo auto-revenida, com menor saturação de carbono, formada para $M_s > 300^\circ\text{C}$ segundo FARAGASSO et al. [16]. Ainda segundo o estudo de KEEHAN et al.[36], ratificado por GOMES [15], variações na temperatura entre passes podem ocasionar grande variabilidade nas propriedades mecânicas obtidas, promovendo aumento da resistência mecânica com leve decréscimo de tenacidade quando a temperatura interpasso está entre 200°C e 250°C.

I.7 Variação do Processo

O processo de soldagem utilizado no presente trabalho é o eletrodo revestido, dado a sua versatilidade e reprodutibilidade em campo, já que o reparo de estruturas offshore é um dos objetivos do estudo de consumíveis deste tipo.

Como constatado por FARNEZE et al. em [2], onde o processo de soldagem por arame tubular e eletrodo revestido são comparados na obtenção de aços de grau R3, o processo de eletrodo revestido apresentou melhores propriedades mecânicas devido ao maior número de passes, já que a energia de soldagem é menor, garantindo melhor tenacidade devido ao refino

de grão e diminuição do percentual de região colunar decorrente do reaquecimento provido pelos passes sucessivos.

Outro parâmetro de suma importância é o aporte térmico. De acordo com JORGE et al. [4] e SALVADOR et al. [31], aportes térmicos médios de 1,5 kJ/mm e corrente de 150 A geram propriedades melhores de tensão limite de escoamento, resistência e tenacidade nos metais de solda, porque impactam diretamente na taxa de resfriamento e na composição química, por um processo de oxidação [4, 27], que altera o percentual dos componentes responsáveis por conferir resistência.

Capítulo II

Materiais e Métodos

II.1 – Materiais

II.1.1 – Material de Base

Utilizou-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 nas dimensões de 650mmX300mmX19mm. É importante ressaltar que a utilização desse tipo específico de metal de base é irrelevante, pois o escopo do estudo está no metal de solda, logo, ele servirá apenas de suporte para a deposição e a diluição deverá ser mínima.

II.1.2 – Material de Adição

Foram recebidas 2 corridas de eletrodos revestidos de 4,0mm de diâmetro de classificação AWS E 12018M para avaliação da possibilidade de sua utilização na soldagem de aço grau R4 [6].

A Tabela II.1 mostra a composição básica dos consumíveis, conforme informações do fabricante.

Tabela II.1: Composição química do consumível conforme dado do fabricante.

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Ni	Cr	Mo	V
% PESO	0,06	0,38	0,010	0,005	1,40	2,17	0,85	0,70	0,021

II.2 – Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas com a geometria de chanfro mostrada na Figura II.1, que visa minimizar os efeitos de diluição no estudo das propriedades do metal de solda.

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 200°C e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, pelo processo eletrodo revestido, com os parâmetros de soldagem mostrados na Tabela II.2.

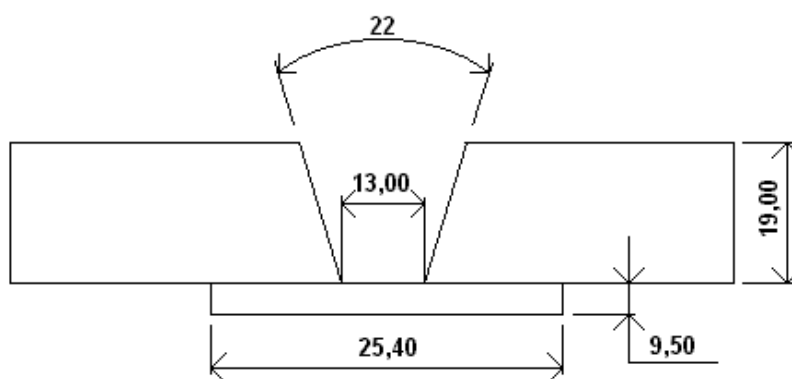


Figura II.1: Parâmetros da soldagem utilizados.

Tabela II.2: Parâmetros da soldagem utilizados.

Corrida	Metal de solda	I(A)	V (Volts)	AT (kJ/mm)	Nr. Passes
064-05	A	186-196	24-30	1,49	31
219-07	B	180-190	20-30	1,51	23

II.3 – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

Foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 600°C por 1 hora, seguido de resfriamento ao ar, sendo esta condição comparada à condição do metal de solda como soldado.

A Tabela II.3 indica as condições de análise, bem como a identificação dos metais de solda.

Tabela II.3: Condições de análise dos metais de solda.

Metal de solda	Condição	Identificação
A	Como soldado	A1
	TTPS	A2
B	Como soldado	B1
	TTPS	B2

II.4 – Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica em amostra extraída do metal de solda com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes.

A análise foi realizada em um espectrômetro de emissão ótica Spectorlab, no SENAI FIEMG.

II.5 – Ensaio Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), em corpos-de-prova constituídos integralmente de metal de solda.

II.5.1 - Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente, em corpos-de-prova padronizados conforme a norma ASTM A-370 [37] e com as dimensões mostradas na Figura II.2. Os corpos de prova foram retirados longitudinalmente ao cordão de solda (Figura II.3), sendo realizados dois ensaios para cada condição de análise.

O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolpert, modelo 60 TUZ, com capacidade de 60 tonf.

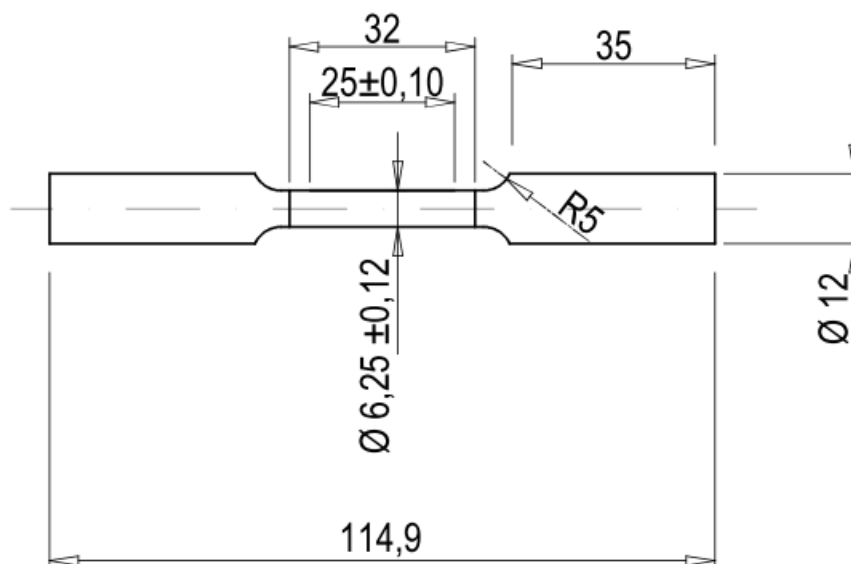


Figura II.2: Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração.

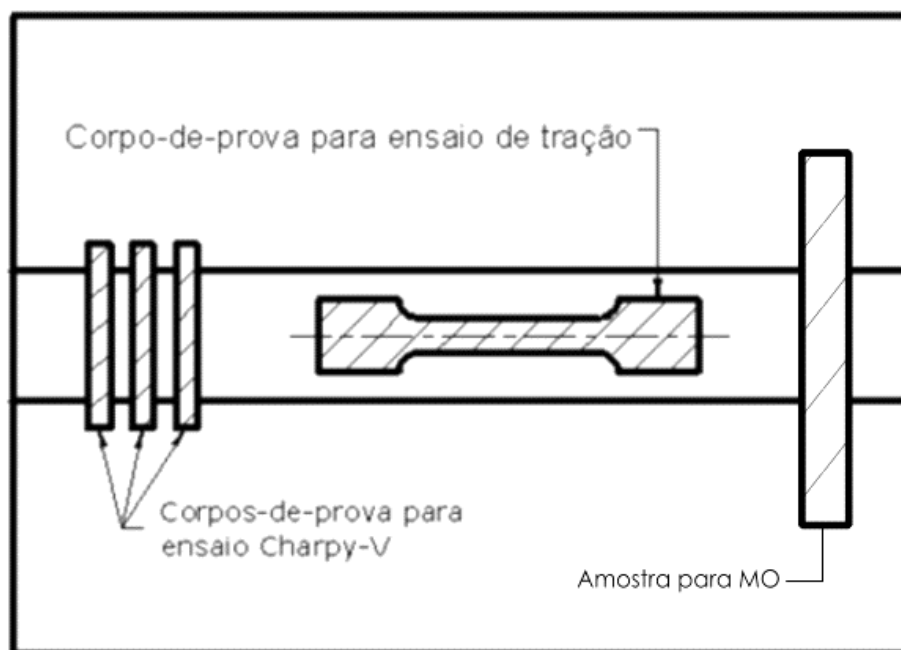


Figura II.3: Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V, em relação à junta soldada.

II.5.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, na temperatura de -20°C , em corpos-de-prova normalizados ($10 \times 10 \times 55 \text{ mm}$) de acordo com a norma ASTM A-370 [37] e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.4. Foi utilizada na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 Joules.

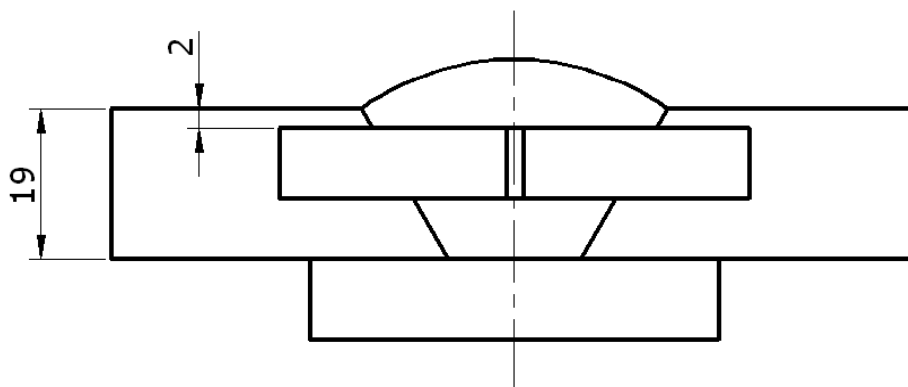


Figura II.4: Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).

II.5.3 – Ensaios de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 500gf com tempo de carregamento de 20 segundos em corpos-de-prova retirados transversalmente à junta soldada. Os pontos de teste foram tomados ao longo da linha central da junta soldada nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V com um espaçamento de 1 mm entre as medições, conforme mostra a Figura II.5, sendo realizado uma varredura de dureza da superfície até a raiz do metal de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Instron-Wilson modelo 422 MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos.

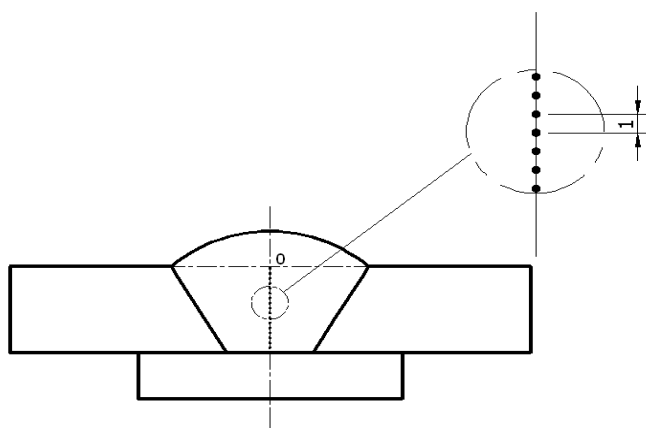


Figura II.5: Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers.

II.6 – Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia ótica (MO) nos metais de solda, para avaliação das microestruturas e microfases. O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 μm , seguido de ataque químico com nital 2%.

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquescida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 12,5X, sendo utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três medições ao longo linhas paralelas de 10 mm, conforme esquematizado na Figura II.6.

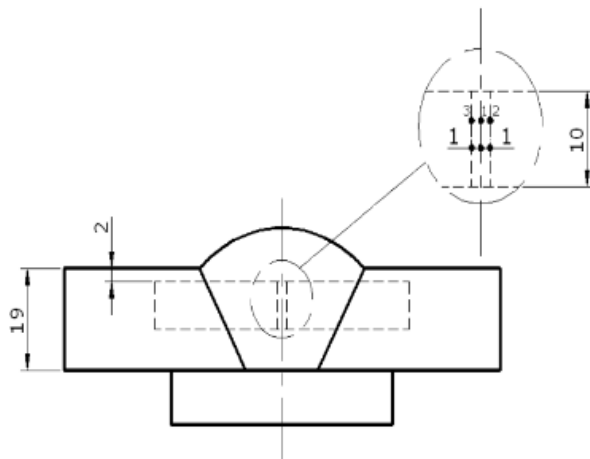


Figura II.6 Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reauecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

Capítulo III

Resultados

III.1 – Análise Química

A Tabela III.1 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos para as amostras A e B.

Tabela III.1: Composição química dos metais de solda (% em peso).

Metal de solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ti	Ceq*
A	0,065	0,458	0,022	0,005	1,370	0,599	2,170	0,842	0,033	0,012	0,020	0,73
B	0,074	0,437	0,018	0,008	1,411	0,445	2,031	0,827	0,031	0,020	0,022	0,70

$$*Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$$

III.2 – Ensaio Mecânicos

III.2.1 – Ensaio de Tração

A Tabela III.2 apresenta os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço IACS W22 Grau R4 [6], onde se notam as seguintes características principais:

- Ambas as corridas atenderam os requisitos do aço R4 para todas as condições,
- O TTPS não provocou mudanças significativas em relação à condição de como soldado;
- Em todos os casos, foi verificada uma relação LE/LR adequada às especificações da IACS W22 [6].

Tabela III.2: Resultados dos ensaios de tração.

Metal de solda	Condição	LE(MPa)	LR(MPa)	AI(%)	RA(%)	LE/LR
A	Como soldado	839	909	16,86	59,26	0,92
	TTPS	786	892	16,46	55,87	0,88
B	Como soldado	842	942	22,69	61,83	0,89
	TTPS	851	958	23,49	61,89	0,88
Mínimo [6]	-	580	860	12,00	50,00	0,92max

III.2.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V

A Tabela III.3 e Figura III.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço IACS W22 Grau R4 [6], onde se notam as seguintes características principais:

- a) Os requisitos para o aço R4 foram atingidos em todas as condições de análise.
- b) Os metais de solda apresentaram resultados próximos e;
- c) O TTPS provocou uma redução significativa na energia absorvida (Figura III.1).

Tabela III.3: Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20°C , em Joules.

Metal de solda	Condição	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	MÉDIA
A	Como soldado	86,5	85,5	90,0	87,3
	TTPS	61,0	49,0	55,0	55,0
B	Como soldado	80,0	79,5	76,5	78,7
	TTPS	42,0	45,0	66,0	51,0
Mínimo [6]					36,0

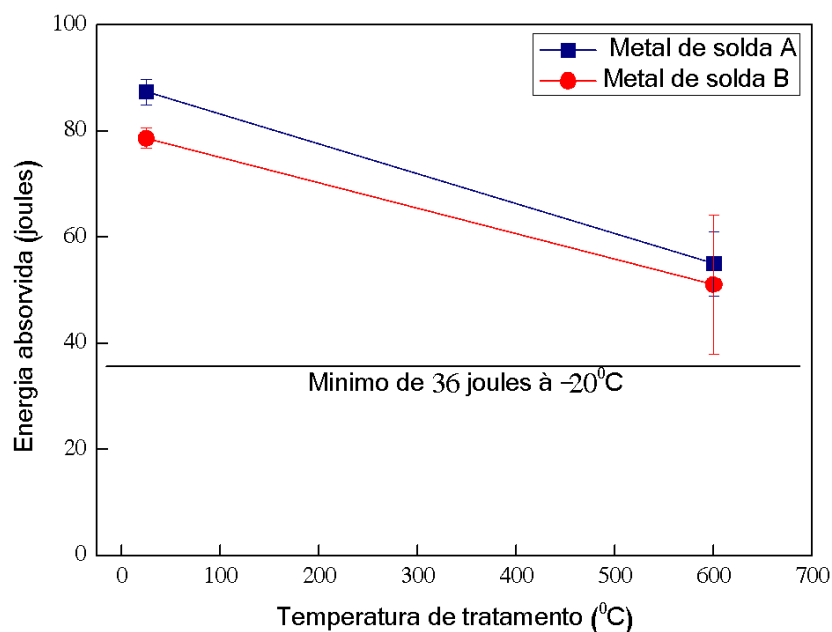


Figura III.1: Efeito do TTPS na tenacidade ao impacto dos metais de solda.

III.2.3 – Ensaios de Dureza

As Figuras III.2 e III.3 apresentam os perfis de dureza obtidos para os metais de solda, medidos a partir da superfície da chapa, onde se notam as seguintes características principais:

- a) Os resultados de dureza dos metais de solda apresentaram valores próximos;
- b) o TTPS não propiciou mudanças significativas nos valores de dureza em relação ao estado como soldado;

c) verificou-se uma redução na dureza na varredura da superfície para a raiz dos metais de solda.

d) Enquanto o consumível A apresentou níveis de dureza levemente superiores na condição de como soldado, constatou-se o inverso para o consumível B na maior parte do perfil.

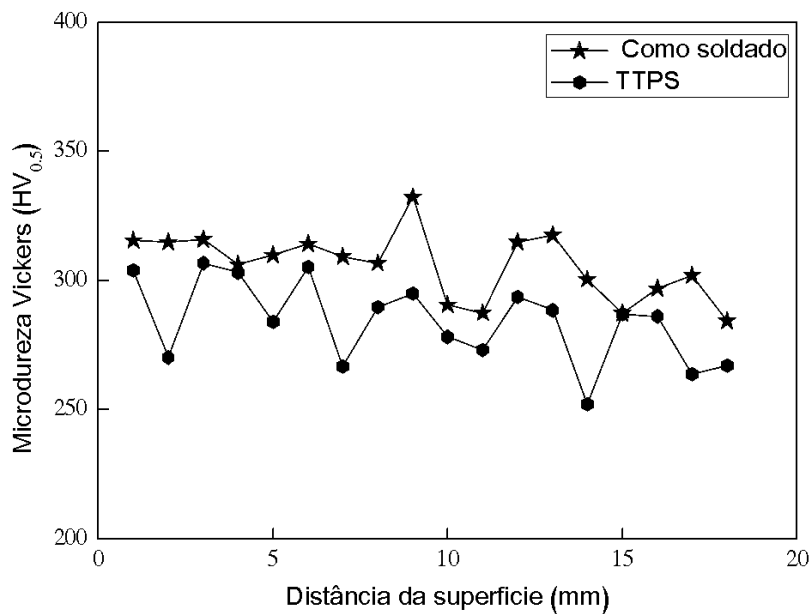


Figura III.2: Perfil de microdureza Vickers (HV0.5) do metal de solda A.

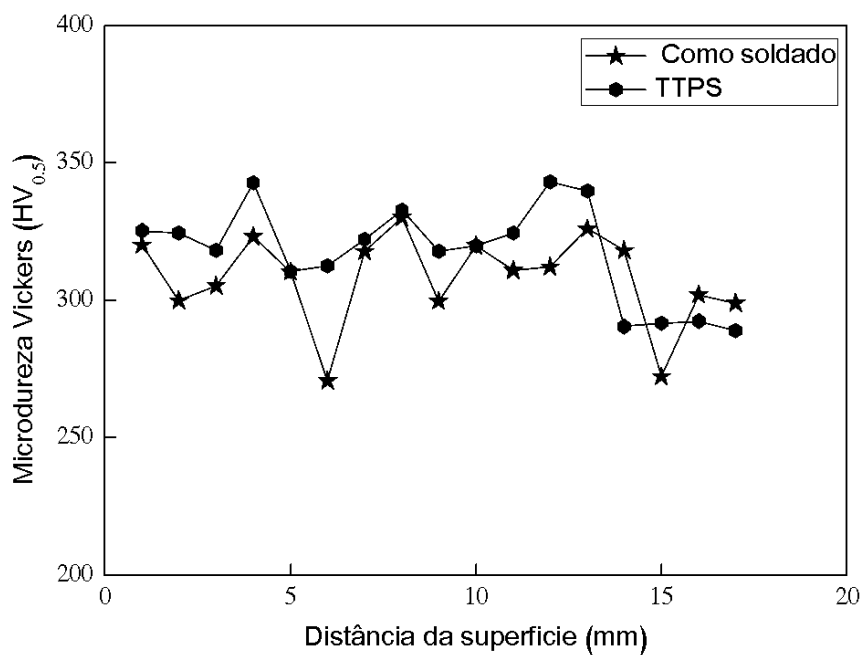


Figura III.3: Perfil de microdureza Vickers (HV0.5) do metal de solda B.

III.3. Análise Metalográfica

III.3.1 - Macrografia

A Figura III.4 mostra a macrografia das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse.

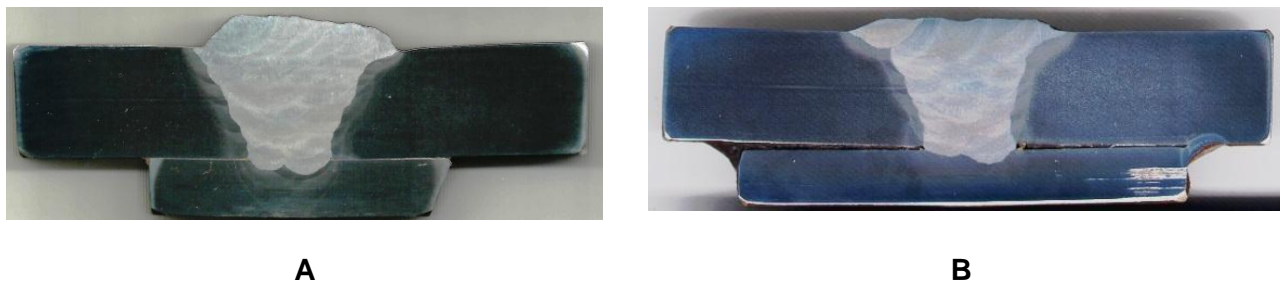


Figura III.4: Macrografia das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%.

A inspeção visual da seção macrográfica não detectou a ocorrência de defeitos como trincas, porosidades, inclusão de escória ou quaisquer outras descontinuidades de natureza metalúrgica e/ou operacional nas duas juntas soldadas.

III.3.2 - Micrografia

A Figura III.5 apresenta o aspecto dos múltiplos reaquescimentos provenientes dos diversos passes de soldagem na região da ponta do entalhe Charpy-V, onde se verifica a predominância de regiões colunares.

A Tabela III.4 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquescida, existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, ratificando a afirmação do parágrafo anterior. Nota-se ainda que a diferença entre os percentuais de regiões colunar e reaquescida para os metais de solda não é significativa.

Tabela III.4: Percentuais de região colunar e reaquescida nos metais de solda.

Metal de Solda	Região Colunar (%)	Região Reaquescida (%)
A	54,0	46,0
B	68,0	32,0

As Figuras III.6 a III.7 apresentam a caracterização microestrutural observada por microscopia ótica (MO), nas condições como soldado e após TTPS, para as diferentes regiões do metal de solda. Na análise destas micrografias, observam-se as seguintes características:

- As microestruturas apresentam-se refinadas;
- Observou-se a ocorrência de martensita e bainita como microestrutura predominante, com ocorrência mínima de ferrita acicular para os metais de solda;
- A realização do TTPS promoveu uma extensiva precipitação de carbonetos nos contornos de grão de todos os metais de solda (Figura III.8).

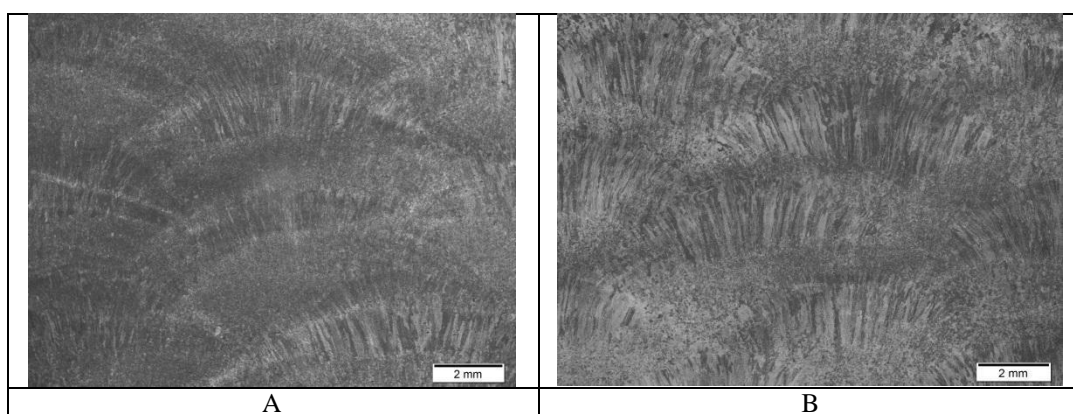


Figura III.5: Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 2%.

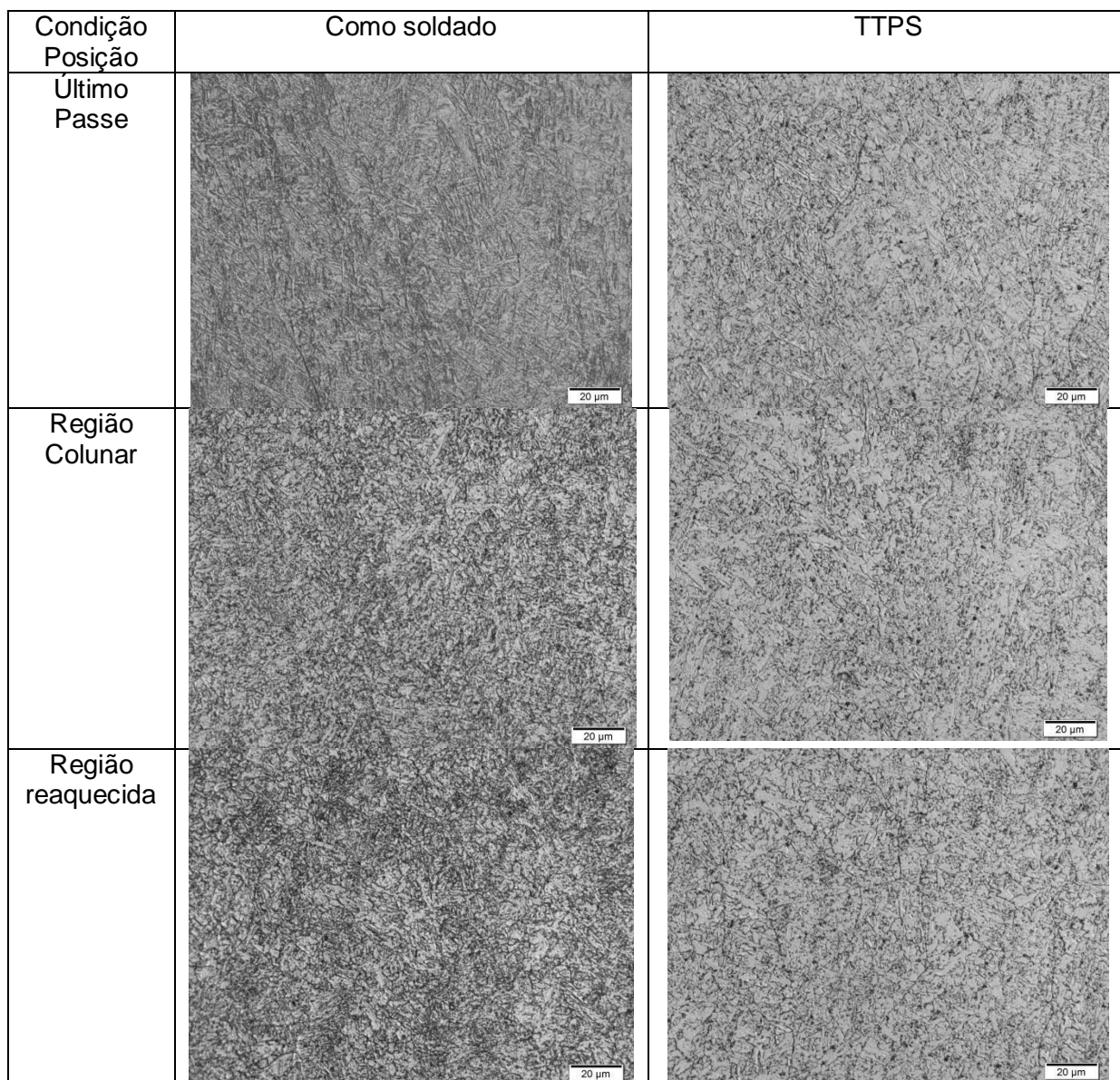


Figura III.6: Microestrutura do metal de solda A (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

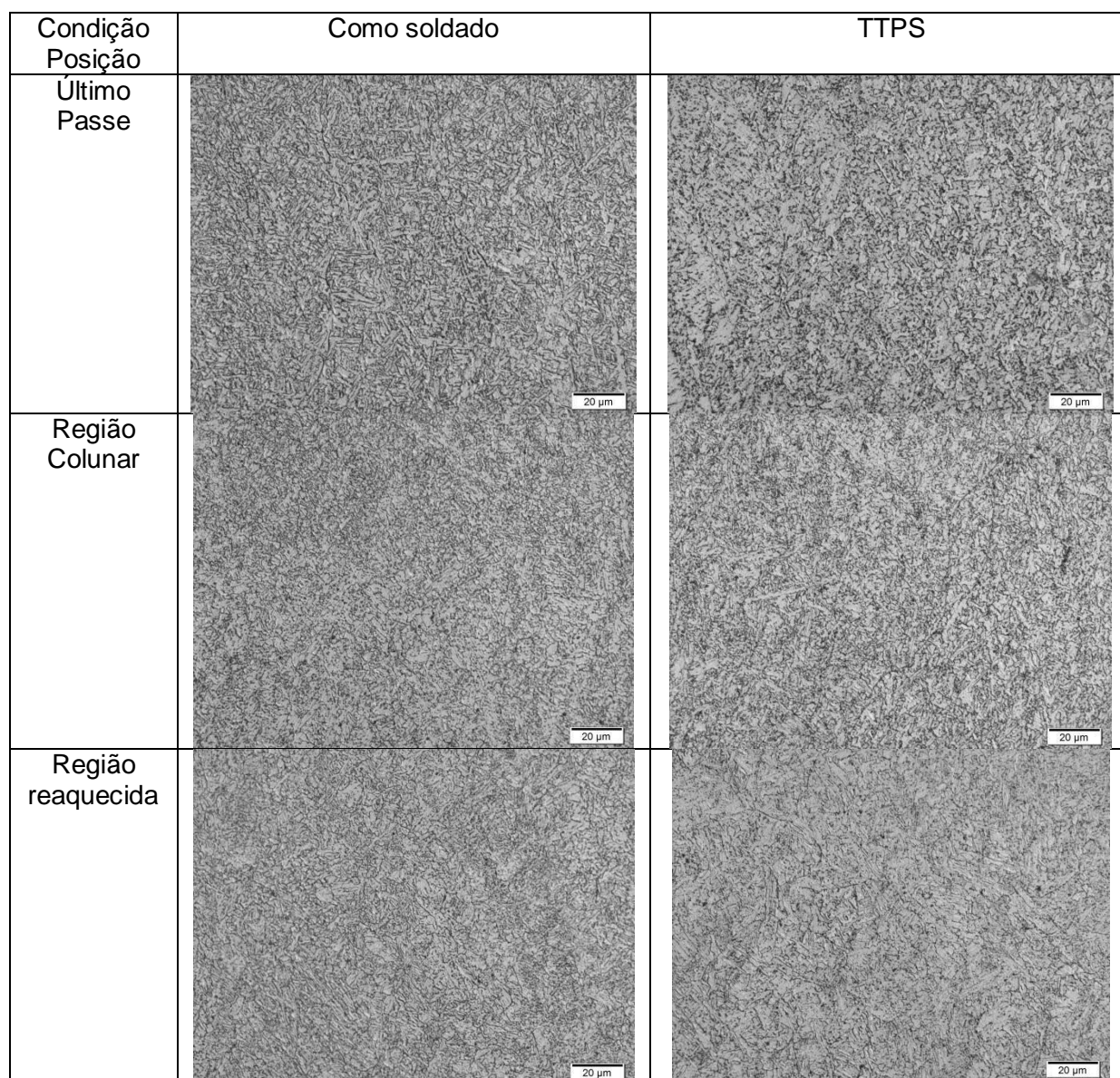


Figura III.7: Microestrutura do metal de solda B (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

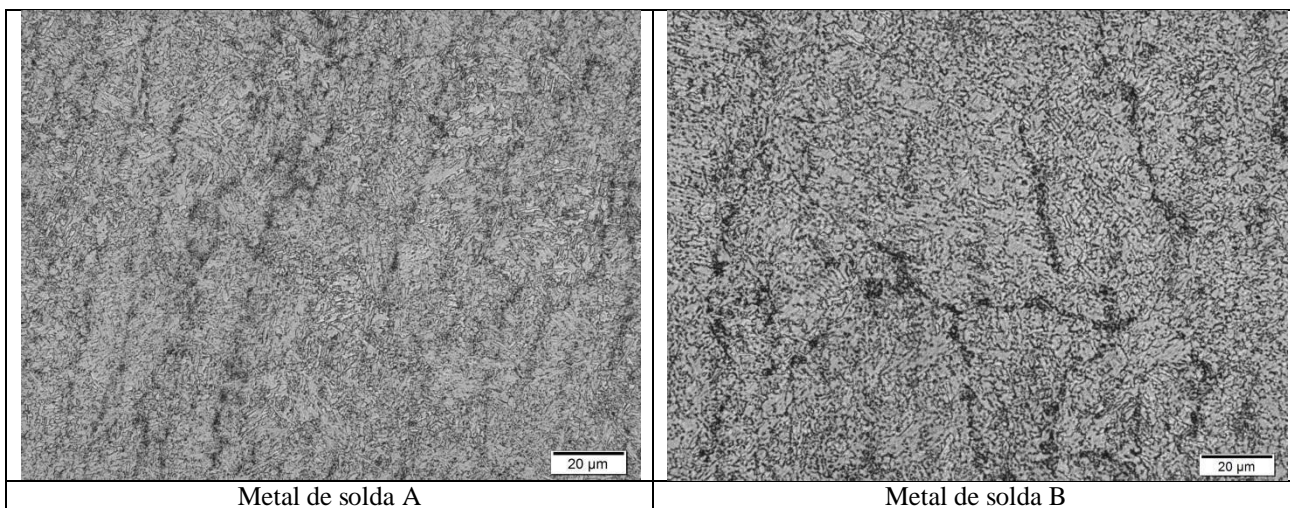


Figura III.8: Ocorrência de precipitação nos contornos de grão nos metais de solda após TTPS.
Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

Capítulo IV

Discussão

IV.1 - Ensaio de Tração

Por muitos anos, houve a busca por uma melhoria na tenacidade do aço de alta resistência, enquanto isso, o limite de resistência do material foi colocado em segundo plano. No entanto, nos recentes trabalhos [2,16,25-27,32], a melhoria do limite de resistência se mostrou mais relevante, a fim de buscar o grau R4 segundo a norma IACS W22 R4 [6].

Os resultados apontados pela Tabela III.2 mostram que as duas corridas de consumíveis estudadas atenderam aos requisitos presentes na norma IACS W22 R4 [6]. Além disso, também fica claro que após a realização do tratamento térmico pós-soldagem, ambas as corridas continuaram sendo capazes de atender aos requisitos da norma. Verifica-se que o consumível A apresentou um limite de resistência 6% maior que o requisito da norma [6] na situação como soldado. Por sua vez, o consumível B apresentou um limite de resistência aproximadamente 10% superior ao requisito da norma para a mesma condição. O limite de escoamento para ambos os consumíveis superou em aproximadamente 44% o valor exigido pela norma.

Após o tratamento térmico pós-soldagem ocorreu uma queda do limite de escoamento e do limite de resistência em relação à condição como soldado para o consumível A. Apesar do valor de limite de resistência ter caído, esse decréscimo é muito pequeno e de aproximadamente 2%. GOMES [15] observaram que o limite de resistência e o limite de escoamento sofreram uma queda conforme o tempo de tratamento térmico foi aumentando. Em outro estudo, EVANS [23] também observou o mesmo processo de redução do limite de resistência após o TTPS.

Está evidenciado que neste presente estudo, as duas corridas do consumível utilizado atenderam de forma altamente satisfatória aos requisitos da norma IACS W22 [6]. A composição química se mostrou adequada, pois garantiu boas características mecânicas ao consumível tanto para a condição como soldado quanto para tratado termicamente.

Com o objetivo de fazer uma comparação entre os consumíveis usados no presente estudo e os consumíveis usados em outros estudos [15, 17, 21, 31], avaliando a condição como soldado, a Figura IV.1 apresenta um gráfico que relaciona o carbono equivalente com o limite de resistência dos consumíveis de aço de alta resistência. É possível observar que a relação entre o carbono equivalente e o limite de resistência possui relação com os resultados obtidos através de testes realizados nas amostras.

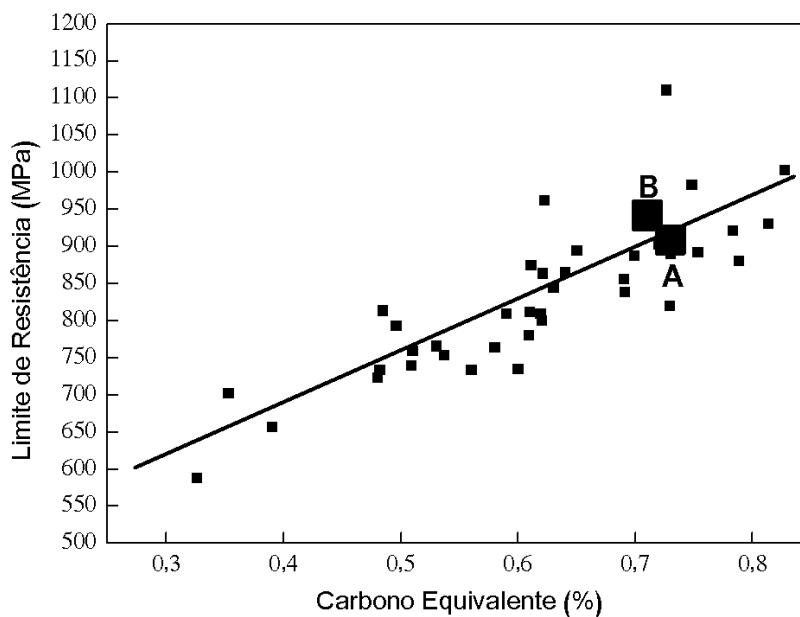


Figura IV.1: Relação entre carbono equivalente e resistência mecânica segundo vários autores [15,17, 21, 31]

IV.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V

A Tabela III.3 e a Figura III.1 demonstram os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -20°C de ambas as corridas de consumíveis antes e depois de sofrerem tratamento térmico. Há ligeira diferença de tenacidade entre as amostras dos dois metais de solda para ambos os estados, sendo que as duas amostras apresentaram redução de tenacidade após o tratamento em relação ao estado de como soldado. O metal de solda do consumível A apresentou tenacidade 10% superior no estado de como soldado e 7% superior após tratamento térmico em relação a B. Para a amostra A, a condição de como soldado apresentou tenacidade em média 58% maior do que a condição de tratada termicamente, enquanto B apresentou tenacidade em média 54% maior também na condição de como soldado. Vale ressaltar ainda que houve grande espalhamento dos resultados de tenacidade para as amostras tratadas, especialmente para o metal de solda B, como pode ser observado na Figura III.2

Ambas as amostras atendem ao requisito para grau R4 da norma W22 [6] tanto para a condição de como soldado quanto para tratada termicamente. Embora a microestrutura predominante em todos os casos seja bainítica, a tenacidade alcançada pelas duas amostras

foi muito superior ao requisito, o que também foi verificado por GOMES [15] com consumível de composição semelhante mas de corrida diferente. KEEHAN et al.[10-12] e também BHADSHIA [14] deixam claro que microestruturas martensíticas e bainíticas, que tem baixa temperatura de transformação, apesar de serem normalmente ligadas a fragilidade podem apresentar boa tenacidade de acordo com a composição da liga. Segundo KEEHAN et al. [10-12] e BHADSHIA [14], os elementos de liga Ni e Mn, proporcionam a redução da temperatura de transformação e conseqüente formação de tais microestruturas devem ser dosados dentro de uma janela ótima, a fim de evitar formação de estrutura frágil e aumento demasiado do grão proporcionado por Ni. Na correta proporção, o Ni possibilita a movimentação dos defeitos cristalinos na matriz, tornando-o muito menos propenso a fratura frágil segundo BHADSHIA[14]. Corroboram esses resultados as microestruturas e tenacidades obtidas por MONTEIRO [17] e GOMES [15] com balanços de Ni, Mn próximos a 1,4% Mn e 2,0% Ni.

MONTEIRO [17] e GOMES [15] também constataram queda da tenacidade em conseqüência de TTPS, o que é normalmente atribuído a precipitação de carbeto no processo de decomposição de possíveis constituintes A-M e austenita retida em ferrita e carbeto e também ao crescimento de grão. Como pode ser observado na Figura III.8, em ambos os metais de solda há ocorrência de precipitação de carbeto, apesar disso, não foi possível identificar exatamente a composição do precipitado sem lançar mão da microscopia eletrônica de transmissão, o que não está no escopo do presente texto.

A respeito da diferença de tenacidade entre amostras na condição de como soldado, pode-se creditar esse comportamento à diferença percentual de região reaquecida da amostra A, quase 15% superior a amostra B, como exposto na Tabela III.4, na qual o processo de decomposição de constituinte A-M e precipitação de carbeto descrito anteriormente, provavelmente se deu mais intensamente.

Apesar da diferença de até 11% no valor de tenacidade entre as amostras A e B, é possível considerar que há reprodutibilidade do processo mesmo com utilização de eletrodos de corridas diferentes, principalmente na condição pós TTPS na qual a diferença é de apenas 7%. Em estudo anterior que utilizou consumível de composição semelhante, GOMES [15] encontrou proporção similar de região reaquecida (52%) aliada a tenacidade a -20°C de 75,2J na condição CS e 64J na condição pós TTPS.

IV.3 - Ensaio de Dureza

As Figuras III.2 e III.3 apresentam os gráficos de dureza para os consumíveis A e B nos estados como soldado e pós-tratamento térmico.

Todos os ensaios de dureza atingiram níveis no intervalo de 252HV a 342HV, sendo que o consumível B apresentou média de dureza 12% superior do que A na condição de tratado termicamente. Isso pode ser atribuído a maior porcentagem de região colunar no consumível B do que em A, como exposto na Tabela III.4. A constatação dessa faixa de dureza vai de encontro a estudos anteriores de FARNEZE [2] e GOMES [15], que verificaram situação semelhante para consumíveis similares em termos de C_{eq} e composição. Porém, nesses estudos [2, 15] atribuem-se elevados níveis de dureza a maior concentração Mo, o que não acontece no presente estudo, onde o metal de solda A com 0,599%Mo teve perfil de dureza inferior a B que tem 0,455%Mo. O Cr, que também tem potencial para formar carbeto e elevar a dureza, segundo FARNEZE [2], SURIAN [25] e GOMES [15], é equivalente para ambos os metais de solda. Dessa forma, o provável responsável pela disparidade dos níveis de dureza deve ser a concentração de carbono que, naturalmente, provê resistência e dureza ao material e é maior no metal de solda B(0,074%C) do que em A(0,065%C). Assim como no presente estudo, os metais de solda que apresentaram maior teor de C [2, 15] também desenvolveram valores de dureza levemente superiores.

A respeito da grande variação de dureza observada por pontos sucessivos em ambas as amostras, não linearidade, ela também ocorreu em estudos anteriores, inclusive com GOMES [15], e pode ser associado com a presença de diferentes constituintes no metal de solda.

O metal de solda B apresentou pequeno aumento na dureza após tratamento térmico, exceto pelas análises mais próximas a raiz da solda, o que vai de encontro com o exposto por GOMES [15] para o caso de TTPS com uma hora de duração. Em contrapartida, o metal de solda A apresentou redução na dureza para todos os pontos analisados após TTPS. Novamente, levando em conta a equivalência de composições entre ambos os metais de solda, é possível que essa diferença de comportamento ampare-se na concentração de carbono que pode levar a maior formação de microestruturas bainíticas e martensíticas e precipitação de carbeto conseqüentemente. A raiz da solda tende a desenvolver menor dureza em ambos os casos devido ao maior número de ciclos térmicos dos passes a que foi submetido, como relatado por FARNEZE et al. [2].

IV.4 – Propriedades Microestruturais dos Metais de Solda

Elevados valores de tenacidade e de limite de resistência estão diretamente ligados ao controle microestrutural do metal de solda.

Através do uso de microscopia ótica e com aumento de 500x e 1000x foi possível observar que o metal de solda apresentou uma microestrutura que é compatível com altos valores de limite de resistência e tenacidade. Predominantemente, se apresentou uma microestrutura composta basicamente por martensita e bainita, tanto para a região colunar quanto para a região reaquecida. A presença dessas duas microestruturas se repete também nos estudos de FARNEZE et al. [2], GOMES et al. [15], FARAGASSO et al. [16] e MONTEIRO et al. [17].

A utilização de soldagem multipasses gera uma microestrutura complexa devido aos reaquecimentos que ocorrem de maneira subsequente. Cada novo passe de soldagem reaquece a região do passe anterior e transforma a região colunar em região reaquecida. Neste presente trabalho, o metal de solda A apresentou 54% de região colunar e 46% de região reaquecida. Por outro lado, o metal de solda B apresentou 68% de região colunar e 32% de região reaquecida. Na Figura IV.1 é possível observar, de forma gráfica, as porcentagens de região reaquecida e região colunar para ambos os consumíveis, A e B na condição como soldado. A diferença entre as porcentagens de regiões reaquecidas entre os consumíveis A e B pode ser explicada pelo diferente número de passes realizados durante a soldagem. Quanto maior o número de passes durante a soldagem, mais reaquecimentos subsequentes ocorrerão e a porcentagem de região reaquecida aumenta. Segundo GOMES [15], é ideal que se analise a microestrutura na região do entalhe e não na região do último passe (top bead). No entanto, mesmo com a utilização do MEV, é difícil precisar a microestrutura da região do entalhe devido aos reaquecimentos subsequentes já mencionados anteriormente. Para tornar essa análise mais viável, a região que é de fato analisada é a região colunar do último passe pois é uma estrutura original do metal de solda e que não sofreu alteração morfológica.

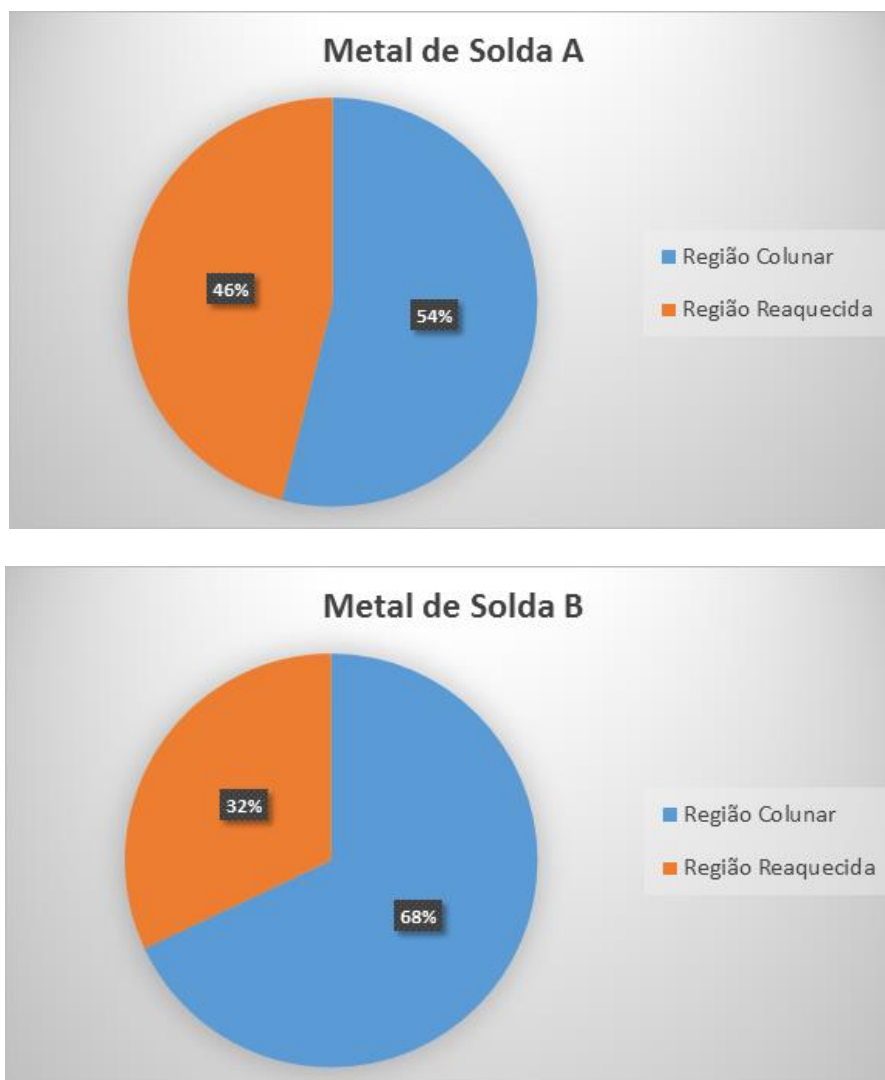


Figura IV.2: Percentuais médios de região colunar e reaquecida nos metais de solda.

Outro fato que deve ser discutido é que no estudo de GOMES [15] e FARAGASSO [16] não houve uma grande variação microestrutural no metal de solda após o TTPS. No entanto, GOMES [15] observou a presença de precipitação de carbeto nos contornos de grão após o TTPS. Esses precipitados influenciam na tenacidade do metal de solda e, provavelmente, são a razão da leve queda dos valores de tenacidade no estudo de GOMES [15]. O mesmo se repete neste presente estudo e através da Figura III.8 é possível observar a precipitação de carbeto nos contornos de grão nas amostras que passaram por TTPS. Essa precipitação de carbeto deve estar ligado diretamente a queda de tenacidade apresentada pelos consumíveis A e B após o TTPS.

Em relação à composição química, o baixo percentual de C se mostrou benéfico para a tenacidade já que os metais de solda possuem uma estrutura martensítica revenida de baixo

carbono. Adicionalmente, os estudos de ZHANG e FARRAR. [22] mostram que para se obter a tenacidade desejada no metal de solda é necessário um balanço na quantidade de Mn e Ni.

Ao analisar a Figura IV.3 é possível observar que, pelo gráfico elaborado por ZHANG e FARRAR [22], a tenacidade ao impacto dos consumíveis A e B à -50°C é de aproximadamente 90J. Comparando esse resultado gráfico com os resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy-V é possível notar que não houve uma diferença elevada entre os dois, o que ratifica o estudo de ZHANG et al. [22]. No entanto, esse gráfico precisa ser analisado de forma cautelosa pois é baseado em uma estrutura a temperatura de -50°C e o presente estudo adota temperatura de -20°C em seu ensaio de Impacto Charpy-V. Para o metal de solda A, o resultado por Charpy-V foi apenas aproximadamente 3% menor em relação ao resultado gráfico. Adicionalmente, o metal de solda B apresentou um resultado de tenacidade ao impacto por Charpy-V aproximadamente 13% menor em relação ao valor do método gráfico.

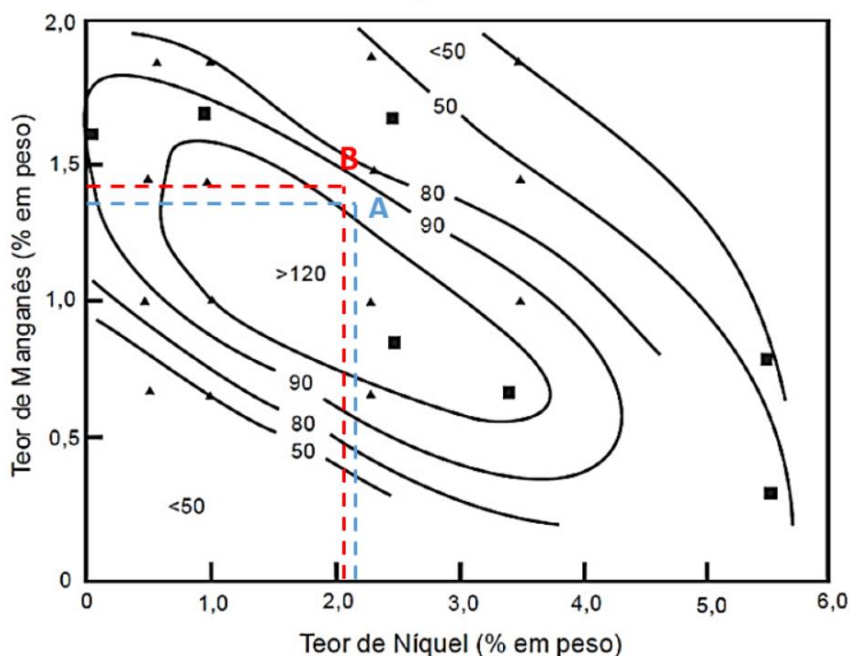


Figura IV.3: Tenacidade ao impacto à -50°C esperada para os metais de solda. Adaptado de ZHANG e FARRAR[22].

A microestrutura da região reaquescida das amostras apresentou refino incompleto dos grãos, fazendo com que as microestruturas de ambas as regiões, reaquescida e colunar, se assemelhem quando ampliadas pela microscopia ótica. Esse fenômeno pode ser chamado de efeito memória e foi relatado previamente por ZHANG e FARRAR[22], estando relacionado a

composição química de 2,5%Ni e 1,6%Mn. No estudo de ZHANG e FARRAR[22], as amostras afetadas pelo efeito memória tiveram redução na tenacidade a -20°C . No presente estudo, ainda que a tenacidade tenha sido afetada pelo efeito memória e favorecido a persistência de regiões colunares, ela pode ser considerada irrelevante, já que a tenacidade obtida para ambas as amostras é bem superior ao nível estipulado para o grau R4 da norma IACS W22 [6].

Capítulo V

Conclusões

Do exposto no presente trabalho, permite-se concluir que:

- (a) Através de ensaios mecânicos e análise de microscopia ótica foi possível comprovar que ambas as corridas utilizadas atenderam à norma IACS W 22 Grau R4;
- (b) Para ambas as corridas, foi observado uma queda de tenacidade após o tratamento térmico, o que parece estar associado com a precipitação de carbeto nos contornos de grão e;
- (c) O consumível utilizado pode ser recomendado para soldagem do aço IACS W22 Grau R4 devido às propriedades obtidas e a pequena variação destas propriedades para diferentes corridas.

V.1 - Sugestões

Para continuidade do presente trabalho, permite-se sugerir:

- (a) Realização de análise por microscopia eletrônica de transmissão para confirmação da precipitação de carbeto nos contornos de grão como promotor da queda da tenacidade e;
- (b) Qualificação de procedimento de soldagem de aços IACS W22 Grau R4 com o consumível do presente trabalho, de forma a comprovar a adequação deste consumível para a aplicação.

Referências Bibliográficas

- [1] RODRIGUES, C.R.; MACHADO, I.G.; "Influência do Níquel nas Propriedades Mecânicas do Metal de Solda"; *Congresso Nacional de Soldagem*, pp., Curitiba, PR, Setembro de 2000;
- [2] FARNEZE, H. N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G; BOTT, I.B. ; "Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore"; *Soldagem & Inspeção*; vol.14; no.2; p.151-160, São Paulo, Brasil , Abril/Junho, 2009.
- [3] JORGE, J.C.F. et al., "Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo, Parte III – Comportamento em Fadiga", In: XXXII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do XXXII CONSOLDA, Out 2006.
- [4] JORGE,C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO,O.R.; SANTOS FILHO,A.M.F.;BOTT, I.S.; "Influência da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metais de Solda de Alta Resistência." *XXXIII Congresso Nacional de Soldagem*, pp., Rio Grande do Sul, Agosto de 2007;
- [5] GOMES, A. J. M.; SOUZA, L.F.G; BOTT,I.S.; JORGE,J.C.F;"Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Extra Alta Resistência com Diferentes Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem" In: *XXXVIII Congresso Nacional de Soldagem*, pp, Outubro, Brazil, 2012.
- [6] IACS; International Association of Classification Societies, W22- Offshore Mooring Chain, June, 2011.
- [7] JORGE,C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; MAROUÇO, E. S.; SANTOS FILHO, O. R.; DINIZ, L. C.;"Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Juntas Soldadas pelo Processo a Arco Submerso com Elevado Aporte Térmico." *Soldag. insp.*, São Paulo , v. 20, n. 3, p. 347-358, Sept. 2015.
- [8] PINHEIRO, M.M.; "Influência do Preaquecimento e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas do Metal de Solda de Aços de Alta Resistência Obtidos por Processo Arame Tubular Tipo Metal Cored", Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.
- [9] JORGE, C. F. J. et al. ; "Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo". *XXVII Congresso Nacional de Soldagem*, pp., Campinas, São Paulo, Brasil, Out 2001.
- [10] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDRÉN, H.O.; "Influence of Carbon, Manganese and Nickel on Microstructure and Properties of Strong Steel Weld Metals:Part 1 Influence of Nickel", *Science and Technology of Welding and Joining*. v. 11, n. 1, pp. 1-8, Fev. 2006.

- [11] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDRÉN, H.O.; BHADSHIA, H.K.D.H.; "Influence of Carbon, Manganese and Nickel on Microstructure and Properties of Strong Steel Weld Metals:Part 2 Influence of Nickel", *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 11, n. 1, pp. 9-18, Fev. 2006.
- [12] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDRÉN, H.O.; "Influence of C, Mn and Ni on Microstructure and Properties of Strong Steel Weld Metals:Part 3 Increased strength resulting from carbon Additions", *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 11, n. 1, pp. 19-24, Fev. 2006.
- [13] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; MURUGANANTH, M.; ANDRÉN, H.; BHADSHIA, H.; "High Strength:Steel Weld Metals - Developments with Ni and M", University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy, 2002.
- [14] BHADSHIA, H.K.D.H.; "Strong Ferritic - Steel Welds", *Materials Science Forum*, v. 539-543, n. 1, pp. 6-11, 2007.
- [15] GOMES, A. J. M.; Estudo Comparativo de Metais de Solda de Aços de Extra Alta Resistência para Utilização em Componentes de Linhas de Ancoragem de Plataformas de Petróleo, Dissertação de M.Sc., CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.
- [16] FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; JORGE,C.F.J.; "Avaliação de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta resistência para utilização em Equipamentos de Ancoragem." *XXXVII Congresso Nacional de Soldagem*, pp., Rio Grande do Norte, Outubro de 2011;
- [17] MONTEIRO, J. L. D.; Influência do procedimento de soldagem na relação tenacidade/microestrutura de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW; Dissertação de M.Sc., CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2014.
- [18] TRINDADE, V. B. T.; PAYÃO, J. da C.; SOUZA, L. F. G.; PARANHOS, R. da R. "The Role of Addition of Ni on the Microstructure and Mechanical Behavior of C-Mn Weld Metals", *Exacta*,v. 5, n. 1, pp. 177-183, Jan./Jun. 2007.
- [19] HARRISON, P.; FARRAR, R.; "Microstructural development and toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld metals", *Metal Construction*, v., n.,pp.392-399, Jul. 1987.
- [20] SURIAN, E.; RISSONI, M.R.; VEDIA, L.; "Influence of Molybdenum on Ferritic High Strength SMAW All-Weld-Metal Properties", *Supplement to the Welding Journal*, v.X, n.X, pp. 53-62, Abr. 2005.
- [21] SVENSSON, L.E.; "Microstructure and Properties of High Strength Weld Metals". *Materials Science Forum*: V., 539-543; pp. 3937-3942, 2007.
- [22] ZHANG, Z.; FARRAR, R.A.; "Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals", *The Welding Journal*, v., n.,pp.183-196, Mai. 1997.
- [23] EVANS, G. M.; "The Effect of Stress-Relieving on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal". *65th Annual AWS Meeting*, pp. 326-334, Texas, Abr. 1984.

- [24] EVANS, G. M.; "The Effect of Chromium on the Microstructure and properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits, *Welding Research Abroad*, v. 37, n. 2/3, pp. 2-10, Feb/ Mar 1991.
- [25] SURIAN, E.; TROTTI, J.; CASANELLI, A.; VEDIA, L.A.; "Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode", *Welding Journal*, pp. 45-53, Mar. 1994.
- [26] GOMES, A. J. M.; JORGE, C. F. J; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Reparos de Componentes de Amarração de Plataformas", 7º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, pp. , Itatiaia, Rio de Janeiro, Mai. 2013.
- [27] GOMES, A. J. M.; JORGE, C. F. J; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Influence of Chemical Composition and Post Welding Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals", Congresso, pp., Lugar, Data.
- [28] EVANS,G.M.: "Effects of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn all Weld Metal Deposits", *Welding Research Abroad*, v.37, n.2/3,pp2-10,Feb/Mar, 1991.
- [29] MARQUES, P.V.; MODENESI, P.J.; BRACARENSE, A.Q.; *Introdução à Metalurgia da Soldagem*. 3ª ed. Local, Editora ,2005.
- [30] ESAB. Tratamento Térmico e Alívio de Tensões. Disponível em <www.esab.com.br/br/pt/education/blog/tratamento_termico_alivio_tensoes_soldagem.cfm> Acesso em: 20 Nov. 2015.
- [31] SALVADOR, L. S. F.; Efeito da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Aços de Alta Resistência, Dissertação M.Sc., COCPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1997.
- [32] JORGE, C. F. J.; FARAGASSO,S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; " Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem", *Soldagem Insp*, v. 18, n. 2, pp. 137-148, Abr./Jun. 2013.
- [33] ANSI/AWS 5.5-96, Specification for low alloy steel electrodes for shielded metal arc welding , 1996.
- [34] ANSI/AWS 5.29-98, Specification for low alloy steel electrodes for flux cored arc welding, 1998.
- [35] MIL-E-22200/1F, Electrodes, welding, mineral covered, iron-powder, low hydrogen medium and high tensile steel, as welded or stress-relieved weld application, 1981.
- [36] KEEHAN, E.; ZACHRISSON, J.; KARLSSON, L.; "Influence of Cooling Rate on Microstructure and Properties of High Strength Steel Weld Metals", *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 15, n. 3, pp. 233-238, Mar. 2010.

[37] ASTM A370-15, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2015.