CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO DA RELAÇÃO TENACIDADE X MICROESTRUTURA DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS A TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

ANTONIO JOSÉ DE CARVALHO GOMES

Dissertação de Mestrado Apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Orientadores

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

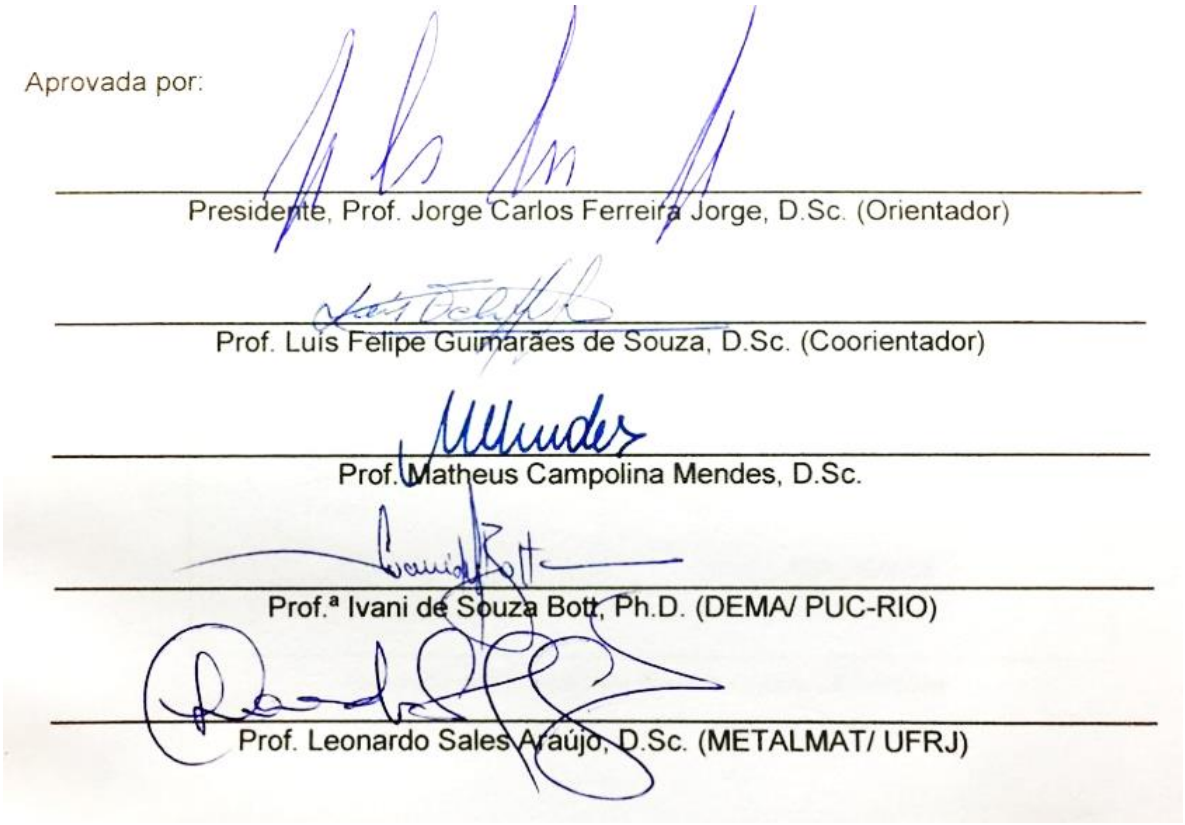
Rio de Janeiro

Novembro de 2018

ESTUDO DA RELAÇÃO TENACIDADE X MICROESTRUTURA DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS A TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

Antonio José de Carvalho Gomes



Rio de Janeiro

Novembro de 2018

CEFET/RJ – Sistema de Bibliotecas / Biblioteca Central

G633 Gomes, Antonio José de Carvalho
Estudo da relação tenacidade X microestrutura de metais de solda de aços de alta resistência submetidos a tratamentos térmicos pós-soldagem / Antonio José de Carvalho Gomes.—2018.
xii, 60f. : il. (algumas color.) , grafs. tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2018.
Bibliografia : f. 53-60
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Aço - Tratamento térmico. 2. Aço - Propriedades mecânicas. 3. Soldagem. 4. Tecnologia de materiais. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 672.36

Elaborada pela bibliotecária Mariana Oliveira CRB-7/5929

AGRADECIMENTOS

- À Deus, por sempre estar presente em todos os meus momentos e providenciar pessoas de extremo valor para fazer parte da minha vida, me ajudando e me direcionando.

- Aos Valorosos Professores Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.) e Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), meus prezados orientadores, pelos valiosos ensinamentos, pela perseverança, dedicação, paciência e amizade, fundamentais para conclusão deste desafio.

- Aos meus pais Elisabete Mesquita de Carvalho Gomes e Antonio José Mendes Gomes, por serem a minha base e responsáveis pela minha educação que valoriza o respeito, a educação e o conhecimento. São minha eterna 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 professor Matheus Campolina Mendes do CEFET/RJ e ao professor Leonardo Sales Araújo da UFRJ pelo incentivo e valiosas orientações.

- À equipe de Professores do PPEMM/CEFET/RJ, pelos conhecimentos transmitidos nas disciplinas que foram ministradas ao longo deste curso.

- Aos técnicos do Laboratório de Materiais do CEFET/RJ, Hiron Akira e Marcelo Avelelas por todo auxílio na realização das análises experimentais.

- Aos funcionários do PPEMM/CEFET/RJ, pelo atendimento e auxílio dedicado em todos os momentos.

- Ao Laboratório de Materiais do Centro Tecnológico do Exército (CTEx), notadamente ao técnico Vitor, pelo inestimável apoio na realização da análise química.

- A todos familiares e amigos, dos dois planos da vida, pelo constante intercâmbio de afeto e incentivo, aportes fundamentais que contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

ESTUDO DA RELAÇÃO TENACIDADE X MICROESTRUTURA DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA SUBMETIDOS A TRATAMENTOS TÉRMICOS PÓS-SOLDAGEM

Antonio José de Carvalho Gomes

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, como parte dos requisitos necessários à obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

O presente trabalho apresenta uma análise comparativa entre as propriedades mecânicas de dois metais de solda de aço de alta resistência, um de origem internacional com composição básica 0,06C-1,4Mn-2,2Ni-0,6Mo-0,8Cr e outro do mercado nacional com composição básica 0,08C-1,9Mn-3,0Ni-0,4Mo-0,3Cr. Foram realizadas soldagens multipasses pelos processos SMAW, com preaquecimento de 200°C, posição plana e energia de soldagem média de 1,50kJ/mm. Após a soldagem, realizou-se um tratamento térmico (TTPS) a 600°C durante 1 hora, sendo esta condição comparada com a condição de como soldada. Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, dureza e metalográficos por microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e Difração de Elétrons Retroespalhados (EBSD) para caracterização mecânica e microestrutural dos metais de solda. Os resultados mostraram que ambos os metais de solda apresentaram propriedades mecânicas satisfatórias para todas as condições. Por fim, o metal de solda nacional apresentou uma microestrutura mais refinada que o metal de solda importado, devido a maior ocorrência de martensita revenida associada com o maior teor do elemento Ni e o TTPS promoveu um aumento da tenacidade ao impacto devido ao efeito predominante de revenimento da martensita para o metal de solda nacional, enquanto o metal de solda importado não sofreu variações significativas em suas propriedades mecânicas.

Palavras-chave: Metal de solda; Propriedades mecânicas; Tratamento térmico.

Rio de Janeiro

Novembro de 2018

ABSTRACT

STUDY OF THE RELATIONSHIP BETWEEN TOUGHNESS AND MICROSTRUCTURE OF WELD METALS OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METALS AFTER POST WELD HEAT TREATMENT

Antonio José de Carvalho Gomes

Advisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Mestrado em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais - Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ as partial fulfillment of the requirements for the degree of Master in Mechanical Engineering and Materials Technology.

The present work presents a comparative analysis between the mechanical properties of two high strength steel weld metals obtained by the shielded metal arc (SMAW): one from the international market internacional presenting basic composition 0.06C-1.4Mn-2.2Ni-0.6Mo-0.8Cr and another one from the Brazilian market presenting basic composition 0,08C-1,9Mn-3,0Ni-0,4Mo-0,3Cr. Multipass welding by SMAW process was performed with preheating of 200°C, in the flat position and average energy welding of 1.50 kJ / mm. After welding a post weld heat treatment at 600°C for 1 hour was performed, this condition being compared with the as welded condition. Charpy-V notch, hardness tests and metallographic examination by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and Electron Backscatter Diffraction (EBSD) were performed for mechanical and microstructural characterization. The results showed that both welding metals had satisfactory mechanical properties for all conditions. Finally, the Brazilian weld metal presented a more refined microstructure than the weld metal from the international market due to the higher occurrence of tempered martensite associated with the higher Ni element content and the TTPS promoted an increase in the impact toughness due to the predominant effect of tempering of the martensite to the Brazilian weld metal, while the weld metal from the international market did not suffer significant variations in its mechanical properties.

Keywords: Weld metal; Mechanical properties; Heat treatment.

Rio de Janeiro

November de 2018

SUMÁRIO

I - INTRODUÇÃO 1

II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 4

II.1 - Introdução 4

II.2 - Aços de Alta Resistência 4

II.3 - Influência da Composição Química nas Propriedades dos Metais de Solda de Aços de Alta Resistência 6

II.4 - Influência do Tratamento Térmico Pós-soldagem (TTPS) nas Propriedades de Metais de Solda de Aços de Alta Resistência 10

I.5 - Considerações Adicionais 16

III - MATERIAIS E MÉTODOS 17

III.1 - Material de Base 17

III.2 - Material de Adição 17

III.3 - Procedimentos de Soldagem 17

III.4 - Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS) 19

III.5 - Análise Química 19

III.6 - Ensaios Mecânicos 19

III.6.1 - Ensaio de Impacto Charpy-V 20

III.6.2 - Ensaios de Microdureza Vickers (HV0,5) 20

III.7 - Ensaios Metalográficos 21

III.8 - Simulação Termodinâmica 22

IV - RESULTADOS 23

IV.1 - Análise Química 23

IV.2 - Ensaios Mecânicos 24

IV.2.1 - Ensaios de Impacto Charpy-V 24

IV.2.2 - Ensaios de Microdureza (HV0,5) 28

IV.3 - Ensaios Metalográficos 30

IV.3.1 - Macrografia 30

IV.3.2 - Micrografia 30

IV.4 - Simulação Termodinâmica 37

V - DISCUSSÃO 39

V.1 - Influência da Composição Química 39

V.2 - Ensaio de Dureza 41

V.3 - Ensaio de Impacto Charpy-V 43

V.4 - Relação Microestrutura x Tenacidade 47

V.5 - Considerações Adicionais 49

VI - CONCLUSÕES 51

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS 52

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 53

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1	-	Diferentes modelos de estruturas para exploração offshore (adaptada). [2]	1
Figura I.2	-	Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível [4]	2
Figura I.3	-	Teste de carga de prova em elos de amarra. [5]	2
Figura II.1	-	Evolução dos aços de alta resistência. Adaptado de [7].	5
Figura II.2	-	Efeito da relação Ni-Mn na microestrutura de metais de solda de alta resistência [33].	9
Figura II.3	-	Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda [43].	11
Figura II.4	-	Ocorrência precipitação nos contornos de grão [43].	12
Figura II.5	-	Comportamento do LR e da Tenacidade [48].	14
Figura II.6	-	Precipitação de carbetos para as temperaturas de TTPS de (a) 250 °C, (b) 480 °C, (c) 600 °C [48].	15
Figura II.7	-	Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituinte A-M) presentes nos metais de solda nas condições de como soldado [48].	16
Figura III.1	-	Detalhes da geometria do chanfro utilizado (mm).	18
Figura III.2	-	Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)	20
Figura III.3	-	Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm).	21
Figura III.4	-	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).	21
Figura IV.1	-	Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda K para diferentes tratamentos térmicos.	24
Figura IV.2	-	Curvas de transição do metal de solda B para a condição de como soldado e após TTPS a 600°C.	25
Figura IV.3	-	Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda W para	26

		diferentes tratamentos térmicos.	
Figura IV.4	-	Curvas de transição do metal de solda W para a condição de como soldado e após TTPS a 600°C.	27
Figura IV.5	-	Perfil de dureza microdureza Vickers para o metal de solda K.	28
Figura IV.6	-	Perfil de dureza microdureza Vickers para o metal de solda W.	29
Figura IV.7	-	Aspecto macrográfico das juntas soldadas.	30
Figura IV.8	-	Aspecto microestrutural do metal de solda K observado por MO. Ataque: nital 2%	32
Figura IV.9	-	Aspecto microestrutural do metal de solda W observado por MEV. Ataque: nital 2%	33
Figura IV.10	-	Aspecto microestrutural do metal de solda K observado por MEV. Ataque: nital 2%	34
Figura IV.11	-	Aspecto microestrutural do metal de solda W observado por MEV. Ataque: nital 2%	35
Figura IV.12	-	Mapa de tamanho de grão metais de solda no estado de como soldado quando analisados por EBSD.	36
Figura IV.13	-	Distribuição dos contornos de alto ângulo dos metais de solda.	37
Figura IV.14	-	Isopletas para os metais de solda (temperatura x fração em massa de Cr). (a) Metal de solda K (b) Metal de solda W	38
Figura V.1	-	Variação da resistência mecânica com o Pcm segundo diversos autores [60-68].	40
Figura V.2	-	Relação entre limite de Resistencia e microdureza (adaptada) [69].	41
Figura V.3	-	Tenacidade ao impacto à -50ºC esperada para os metais de solda. Adaptado de ZHANG e FARRAR [29].	44
Figura V.4	-	Variação da energia absorvida (joules) a -20°C com o Pcm segundo diversos autores [10, 60, 61, 67, 68 77-81].	46
Figura V.5	-	Microestrutura observada por MEV da região colunar do último passe no estado de como soldado. Predominância de martensita. (a)Metal de solda K (b) Metal de solda W. Aumento: 3.000X. Ataque: nital 2%.	48

Figura V.6 - Variação da tenacidade ao impacto dos metais de solda com a temperatura de TTPS em comparação com os requisitos exigidos pela norma IACS W22 para o ao grau R4 [50]. 50

LISTA DE TABELAS

Tabela II.1	-	Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 [50].	16
Tabela III.1	-	Composição química dos consumíveis, conforme informado pelos fabricantes.	17
Tabela III.2	-	Parâmetros de soldagem utilizados com o consumível K.	18
Tabela III.3	-	Parâmetros de soldagem utilizados com o consumível W.	19
Tabela IV.1	-	Composição química dos metais de solda depositados (% em peso).	23
Tabela IV.2	-	Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos para o metal de solda K.	24
Tabela IV.3	-	Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição do metal de solda B.	25
Tabela IV.4	-	Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos para o metal de solda W.	26
Tabela IV.5	-	Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição do metal de solda W.	27
Tabela IV.6	-	Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda.	30

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Intensidade de Corrente em Ampéres
Al	Alongamento percentual
A-M	Microconstituinte austenita-martensita
ARBL	Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte Térmico em KJ/mm
AWS	American Welding Society
CS	Como Soldado
EBSD	Difração de Elétrons Retroespalhados
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Primária
FPI	Figura de Polo Invertida
FS	Ferrita com Segunda Fase
HV	Dureza Vickers
IACS	International Association of Classification Societies
IIW	International Institute of Welding
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
V	Tensão em Volts
ZTA	Zona Termicamente Afetada

CAPÍTULO I – INTRODUÇÃO

A indústria offshore iniciou suas operações de perfuração e produção de petróleo no final do século XIX em águas muito rasas com aproximadamente 30 metros. Essa exploração utilizou como base todo o conhecimento adquirido com a exploração em poços onshore [1]. A partir de 1990, com o maior investimento em pesquisa e desenvolvimento e a necessidade de levar a exploração de petróleo para águas mais profundas, a indústria offshore foi capaz de chegar a poços em águas profundas de mais de 1.500 metros [1]. Com a migração para exploração em lâminas d'água mais profundas, foi necessário desenvolver tecnologias para ancorar plataformas e navios. A Figura I.1 apresenta três modelos mais comuns de estruturas para a exploração offshore [2]. Destaca-se que todos os três modelos utilizam algum sistema de ancoragem.

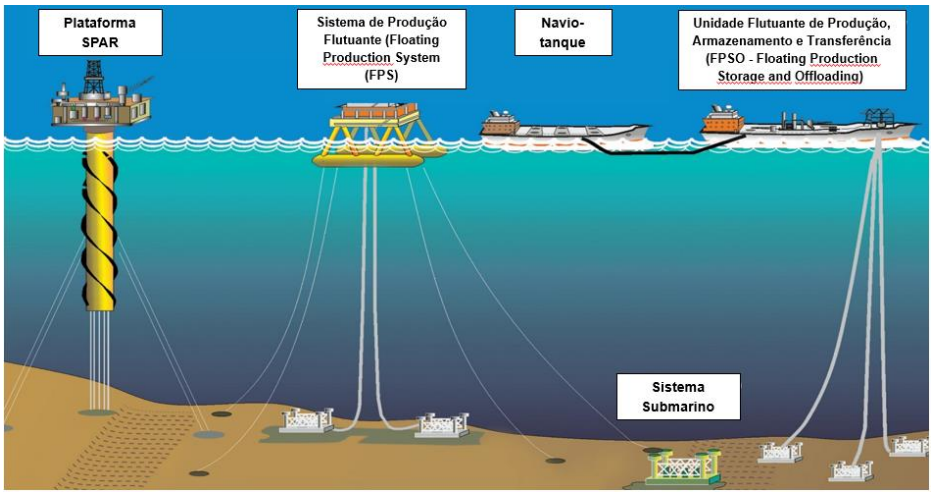
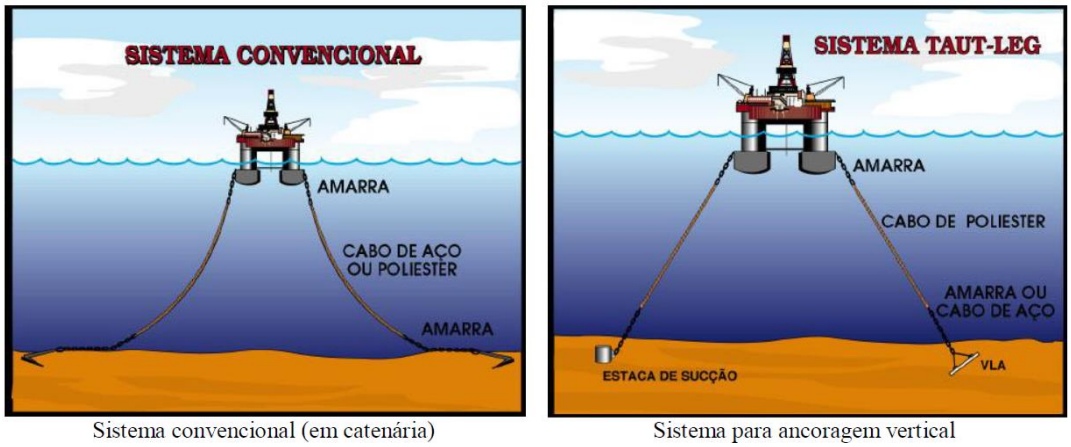


Figura I.1 – Diferentes modelos de estruturas para exploração offshore (adaptada) [2].

Os sistemas de ancoragem têm como objetivo reduzir os movimentos impostos pelo oceano sobre a estrutura que está sendo ancorada. Sistemas de ancoragem são longas linhas compostas em sua maioria por elos de amarra do aço, cabos de aço e fibra sintética ou natural. Os elos de amarra são normalmente usados no início da linha, conectados a estrutura flutuante e no final da linha, conectados a âncora. Os componentes de linha de ancoragem estão diretamente expostos a carregamentos externos impostos por ventos, correntes e ondas, ou seja, o sistema de ancoragem deve ser projetado tendo em vista condições climáticas extremas. As linhas de ancoragem são projetadas com uma expectativa de vida operacional de 20 anos e passam por inspeções

constantes para garantir a integridade das mesmas [3]. A falha de qualquer componente do sistema de ancoragem pode acarretar perdas financeiras, danos ao meio ambiente e fatalidades [3]. A Figura I.2 mostra duas disposições diferentes de sistemas de ancoragem: convencional do tipo catenária e vertical (*taut-leg*) [4].



Sistema convencional (em catenária) Sistema para ancoragem vertical

Figura I.2 - Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível [4].

As regiões de topo e final da linha de ancoragem estão impostas à corrosão, desgaste e carregamentos mecânicos. Tendo este conhecimento em vista, os elos de amarra são estruturas robustas que são projetadas para estarem aptas a estes cenários [3]. Na Figura 3 é possível observar um trecho de amarra em teste de carga de prova [5].



Figura I.3 – Teste de carga de prova em elos de amarra [5].

Elos de amarras são projetados 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. [6]. A falha em um elo de amarra pode comprometer toda a linha e interromper as atividades de produção de uma plataforma. Essa falha também gera um alto custo em sua substituição, devido à movimentação dessas estruturas até as fábricas. Assim, o desenvolvimento de um processo que visa a recuperação desses elos por soldagem manual se mostra fundamental, possibilitando economia de tempo e recursos materiais, evitando problemas operacionais como verificado por JORGE et al. [6].

Ainda sobre o estudo de JORGE et al. [6], deu-se bastante destaque a reprodutibilidade do processo, a fim de que o mesmo pudesse ser reproduzido em campo com soldagem por eletrodo revestido devido a sua versatilidade. Outro fator vital para a correta operação em serviço do elo reparado é o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), que deve ser preciso e localizado, para propiciar uma redução de tensões residuais e gerar propriedades mecânicas satisfatórias tanto na zona termicamente afetada (ZTA) quanto no metal de solda sem influenciar no metal de base. 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.

Dentro deste contexto, o presente trabalho tem por objetivo estudar o comportamento mecânico e microestrutural de dois metais de solda de aço de alta resistência com diferentes propostas de composição química, sendo um desenvolvido no mercado nacional e outro proveniente do mercado internacional, visando uma avaliação de sua adequação para utilização na soldagem de aços de elevada resistência mecânica, tais como os aplicados para componentes de sistemas ancoragem.

CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.2 Aços de Alta Resistência

É possível observar através da Figura II.1 como ocorreu a evolução do desenvolvimento dos aços de alta resistência [7]. De acordo com ZHANG et al. [8], o mercado de aços vem evoluindo com o passar dos anos e as propriedades dos mesmos tem sofrido severas mudanças. Estas mudanças na tecnologia de manufatura dos aços são um desafio para a criação de novos metais de solda.

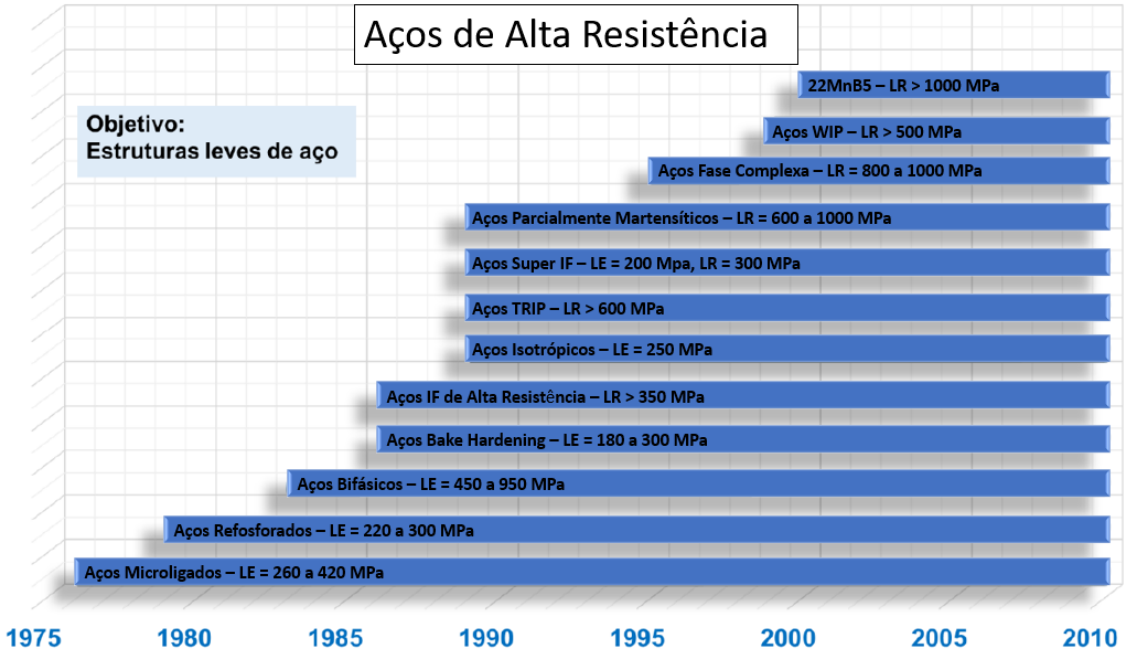


Figura II.1 – Evolução dos aços de alta resistência. Adaptado de [7].

Os aços conhecidos como aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) são materiais que apresentam valores de tensão de escoamento superiores a 600 MPa [9]. De acordo com RODRIGUES e MACHADO [9], esses aços possuem altos valores de tensão de escoamento, tenacidade e possuem boa soldabilidade. Os elos de amarras, já mencionados anteriormente neste trabalho, são manufaturados a partir desse tipo de aço e por isso se faz importante analisar metais de solda e processos de solda diferentes para a manutenção destas estruturas.

Além disso, FARNEZE et al. [10] salientam que esses aços de alta resistência apresentam uma tendência a apresentar uma redução na tenacidade ao impacto após a

realização do TTPS. Esse é um aspecto que deve ser estudado com atenção e é um dos objetivos do presente trabalho observar o comportamento mecânico do metal de solda após a realização do TTPS.

Tendo em visto o que foi dito, para que seja realizada soldagem de um componente *offshore* composto por um aço de alta resistência, é necessário o uso de um metal de solda que esteja de acordo com as propriedades mecânicas do metal base. De acordo com KITAGAWA e KAWASAKI [11], para a utilização de soldagem em estruturas *offshore*, são usados metais de solda da classe LE320 – 420 MPa, classe LE460 – 500 MPa e classe LE690 MPa. Estes metais de solda são aprovados por Sociedades Classificadoras e devem atender a requisitos das estruturas *offshore* e a situações que estarão expostos, como temperaturas muito baixas.

II.3 - Influência da composição química nas propriedades dos metais de solda de aços de alta resistência

Os aços de alta resistência, que combinam altos valores de tenacidade e resistência mecânica, são um dos materiais mais usados para construção de estruturas *offshore* [12-19]. Segundo AVAZKONANDEH-GHARAVOL [19], as propriedades mecânicas do metal de solda são diretamente influenciadas pela composição química, microestrutura e taxa de resfriamento. No entanto, a composição química é o fator de maior importância no comportamento das propriedades mecânicas do metal de solda.

O carbono é o elemento que mais contribui para a formação de martensita [20] e, além disso, segundo SURIAN et al. [20] o aumento no teor de C irá aumentar o limite de escoamento e o limite de resistência mecânica, com consequente redução na ductilidade do metal de solda. Ademais, também verificaram que a tenacidade ao impacto Charpy-V reduz progressivamente, quando o teor de C aumenta de 0,05% a 0,12%, onde tal fato está relacionado ao maior teor de outros elementos de liga (Mn, Ni e Mo) presentes nos materiais avaliados no estudo em questão [20]. O carbono, segundo estudo de EVANS [21], promove a redução da ferrita primária (FP) em favor da formação de ferrita acicular (FA) e favorecendo também a formação do microconstituinte A-M e carbetos.

Outro elemento de liga que exerce forte influência nas propriedades mecânicas do metal de solda é o cromo. Segundo EVANS [22], o aumento na quantidade de cromo aumenta a tensão de escoamento e resistência mecânica e também gera uma redução na tenacidade do metal de solda sendo relevante comentar que este efeito ocorre tanto para

a condição como soldado quanto após a realização de tratamento térmico. Em outro estudo, SURIAN et al. [23] testaram 12 metais de solda de baixa liga, baixo hidrogênio. O teor 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%. Tendo em vista 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. Considerando estado após o TTPS, houve uma redução nos valores de tenacidade e limite de resistência obtidos no estado como soldado. Por fim, diferentemente do estudo EVANS [22], foi observado um aumento considerável na tenacidade ao impacto para ambas as condições de análise. Além disso, do ponto de vista microestrutural, SURIAN et al. [23] afirmam que o aumento na quantidade de Cr acarretou uma maior proporção de ferrita acicular, geralmente benéfica, e uma redução significativa da ferrita de contorno de grão.

Ainda abordando a influência do Cr sobre a microestrutura e as propriedades mecânicas dos metais de solda, LEE e LEE [24], estudaram 3 metais de solda de baixo carbono soldados pelo processo eletrodo revestido e com 3 teores diferentes de Cr, quais sejam: 0,02%, 0,23% e 0,44%. Como resultado deste estudo, ficou evidenciado que o Cr é um dos elementos que aumenta a resistência mecânica do aço e aumenta sua capacidade de endurecimento. O elemento Cr é conhecido por promover um aumento na proporção da ferrita acicular no metal de solda e, ainda no estudo de LEE e LEE [24], o aumento no teor de Cr também gerou um aumento de ferrita acicular na microestrutura do metal de solda. Além disso, segundo estudo de JORGE et al. [25], onde foram realizadas soldas pelo processo arco submerso e passe único variando o teor de cromo de 0 a 3,8%, foi possível observar a presença do microconstituinte A-M entre as ripas de FA e um aumento em sua concentração com o aumento no teor de carbono. Além disso, também houve uma mudança morfológica do microconstituinte A-M; o mesmo passou de sua forma alongada para a forma massiva. Também foi observado no mesmo estudo [25] que o aumento no teor de cromo resultou em aumentou da dureza do metal de solda e a partir de 0,5% Cr uma diminuição da tenacidade do mesmo.

Também exercem forte influência na microestrutura e nas propriedades mecânicas do metal de solda os elementos de liga Mn e Ni. TAYLOR e EVANS [26] afirmam ser necessário um balanço sobre o efeito combinado de Mn e Ni com o objetivo de obter a melhor combinação entre valores adequados de tenacidade e limite de resistência, tendo em vista que adições de Ni reduzem o nível ótimo de Mn.

Os teores de Mn e Ni na liga são muito importantes no processo de solidificação dos metais de solda de aço de alta resistência, onde os efeitos do Mn estão delineados pelo endurecimento por solução sólida e refino de grão devido à diminuição da temperatura de transformação da austenita para ferrita [27, 28]. Os elementos Mn e Ni quando adicionados aos aços, tem o efeito de retardar a transformação da austenita e isso facilita o surgimento de microestruturas de baixa temperatura de transformação como bainita e martensita [29].

Em termos de propriedades mecânicas, ZHANG e FARRAR [29] afirmam que há uma relação ótima entre as porcentagens de Ni e Mn onde é possível obter uma excelente combinação entre resistência mecânica e tenacidade. Essa relação se dá com 1.6%Mn-1.0%Ni e 0.7%Mn-2.5 a 3.5%Ni. Importante ressaltar que com o aumento do teor de Ni no metal de solda, há uma queda nos valores de tenacidade gerada pela formação de estruturas martensíticas, presença de grãos colunares e segregação.

Em outro estudo relevante, BHADESHIA [30] contribui ainda mais para reafirmar a influência da relação do Mn e do Ni com a tenacidade dos metais de solda, além da redução da temperatura de transformação martensítica, bem como a importância dessa microestrutura para os aços de alta resistência, afirmando ainda que, apesar da martensita ser usualmente relacionada com fragilidade, este constituinte pode ser tenaz se houver o correto projeto da liga. O autor [30] ainda faz suposições quanto ao mecanismo que proporciona essa melhoria na tenacidade decorrente da proporção correta de Ni e Mn, afirmando 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.

Segundo TRINDADE et al. [31], o Ni tem efeito benéfico para a tenacidade do metal de solda de aços C-Mn. No entanto, não existem informações suficientes que definam de forma detalhada como funciona o mecanismo que ocorre e que melhora a tenacidade do metal de solda. A ferrita acicular (FA) é a estrutura responsável por conferir altos valores de tenacidade ao metal de solda C-Mn e, graças ao seu reduzido tamanho de grão e contorno de alto ângulo, a FA garante altos valores de tenacidade e resistência mecânica. É observado no estudo de TRINDADE et al. [31] 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. [31] observaram que com o aumento de Ni,

houve um aumento na formação de constituinte A-M. No momento em que o percentual 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 [32]. 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.

Como as propriedades mecânicas estão diretamente ligadas a microestrutura do metal de solda, SVENSSON [33] elaborou um diagrama que torna possível verificar que tipo de microestrutura pode estar presente de acordo com os teores de Mn e Ni. O diagrama pode ser observado na Figura II.2.

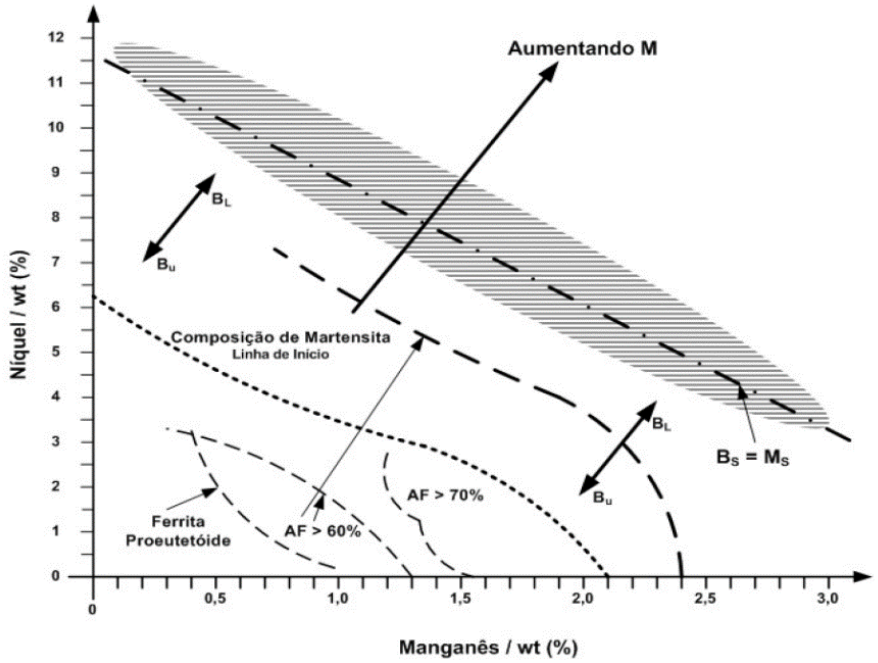


Figura II.2 – Efeito da relação Ni- Mn na microestrutura de metais de solda de alta resistência [33].

Ainda com o foco do efeito do teor de Ni em metais de solda de baixo carbono, MAO et al. [34] analisaram a influência do Ni em diferentes concentrações no metal de solda. Os resultados indicaram que com o aumento do teor de Ni na faixa de 0, 2, 4 e 6%, as microestruturas no metal de solda depositado foram alteradas de bainita granular para bainita ou martensita em ripas e a microdureza apresentou um aumento. Além disso, a largura média do grão colunar exibe uma tendência de diminuição e o tamanho de grão

da austenita prévia diminui quando o teor de Ni está acima de 4%. O limite de resistência e limite de escoamento apresentaram uma queda com o aumento no teor de Ni e o aumento na temperatura de realização do teste de tração.

II.4 Influência do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) nas propriedades de metais de solda de aços de alta resistência

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) em juntas soldadas de aços se caracteriza pelo aquecimento abaixo da temperatura da zona crítica e permanência durante determinado tempo nesta temperatura, seguido de um resfriamento uniforme. Este tratamento térmico visa, principalmente, o alívio de tensões residuais [35].

Segundo GOMES et al. [36], este tratamento térmico é realizado de maneira mais intensa em componentes estruturais manufaturados a partir de aços de alta resistência, que serão expostos a condições extremas de serviço. Tais componentes necessitam de um balanço adequado entre tenacidade ao impacto e resistência mecânica. Em sua investigação, GOMES et al. [36] avaliaram o comportamento das propriedades mecânicas e microestruturais de dois metais de solda de alta resistência nas condições de como soldado e após um tratamento térmico a 600°C e com 3 variações de tempo de permanência: 1, 2 e 3 horas. Esse aumento de tempo de permanência gerou um aumento continuo e significativo nos valores de tenacidade, mas provocou uma queda nos valores de resistência mecânica.

O tratamento térmico pós-soldagem é capaz de melhorar a ductilidade e a tenacidade de aços compostos por microestrutura muito frágeis como a martensita [37]. O resultado final é um aço que acumula boas propriedades de resistência mecânica e tenacidade de acordo com UZUNALIAND et al. [38]. Além disso, os mesmos autores [38] salientam que há poucos estudos relacionados ao efeito do TTPS nas propriedades mecânicas e na microestrutura do metal de solda.

Além da escassez de estudos que relacionam o efeito do TTPS sobre as propriedades mecânicas e microestruturais dos aços de alta resistência, JORGE et al. [39] também destacam que as normas de qualificação de consumíveis de soldagem como AWS A 5.5 [40] e a MIL-E-22200/1F [41] não apresentam requisitos para propriedades mecânicas após a realização do TTPS. Desta forma, estudos que avaliem esse efeito são necessários para que haja uma interpretação correta desta situação. Neste mesmo estudo, JORGE et al. [39] promoveram o estudo de um aço de extra alta resistência para verificar suas propriedades e a influência do TTPS. Considerando a tenacidade, os valores apresentaram pouca variação da condição de como soldada e tratada termicamente a 600°C por 2 horas. No que se refere a influência do TTPS, foi destacado que, a partir das imagens geradas por microscopia eletrônica de varredura, não houve

grande mudança microestrutural da condição de como soldado para após TTPS. As estruturas martensíticas e bainíticas são predominantes antes e após a realização de TTPS, o que corrobora a pouca influência nos valores de tenacidade.

VOGAS [42], em seu estudo, salienta que o TTPS gera uma redução nos valores de resistência mecânica e é benéfico para os valores de tenacidade, pois há um maior revenimento da martensita presente na microestrutura do metal de solda de alta resistência e um alivio de tensões no mesmo metal de solda. Apesar de resultados favoráveis em relação a tenacidade após o TTPS, isto nem sempre ocorre. Ainda segundo VOGAS [42], as principais causas para queda de tenacidade após o TTPS são: a fragilização ao revenido por segregação de impurezas, a precipitação de carbonetos e a presença e decomposição parcial ou total dos microconstituintes A-M, dependendo de sua morfologia e distribuição, em função da composição química.

Apesar de reduzir tensões residuais nos aços, o TTPS pode agir de forma negativa em certas propriedades mecânicas dos aços de alta resistência como mencionado anteriormente. QUEIROZ et al. [43] avaliaram o efeito do TTPS em juntas soldadas produzidas com duas taxas de resfriamento. As diferentes taxas foram a partir de dois preaquecimentos (150°C e 250°C). Foi observada uma queda de tenacidade após o TTPS como mostrado na Figura II.3, onde, as taxas de resfriamento são representadas pelo tempo de permanência no intervalo 800-500°C.

:

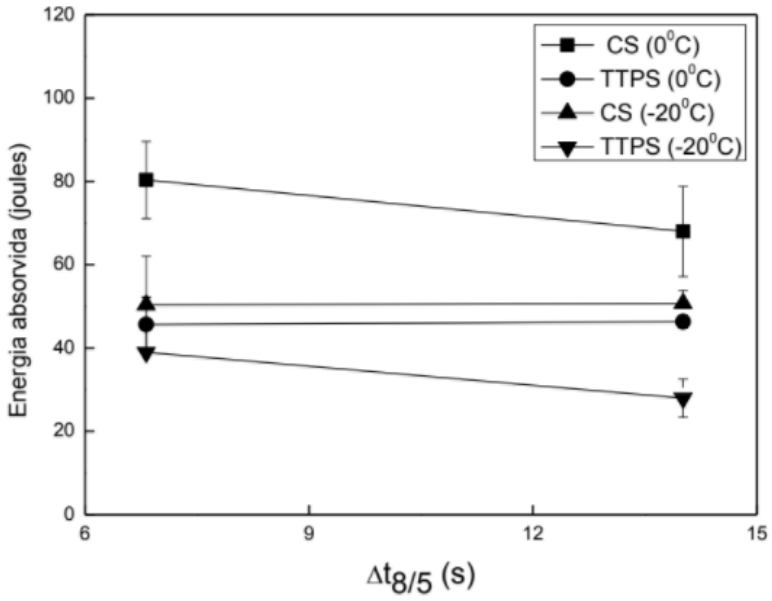
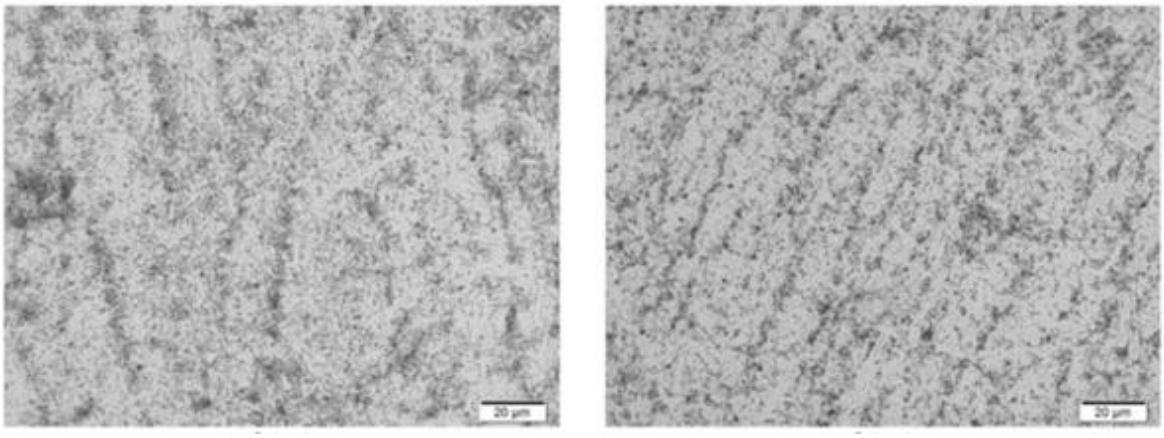


Figura II.3 - Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda [43].

De acordo com QUEIROZ et al. [43], este fenômeno está associado à precipitação de carbonetos nos contornos de grão dos metais de solda de alta resistência após TTPS. Essas precipitações observadas podem ser vistas na Figura II.4 para ambos preaquecimentos utilizados: 150°C e 250°C.



Preaquecimento - 150°C Preaquecimento - 250°C

Figura II.4 - Ocorrência precipitação nos contornos de grão [43].

No entanto, a partir dos estudos de GOMES [36], LINS JUNIOR et al. [44] e LEMOS [45] é possível inferir que houve uma melhoria na tenacidade dos metais de solda após a realização do TTPS. Este comportamento pode ser explicado por outras transformações destacadas a seguir:

a) Segundo SALVADOR [46], uma situação que beneficia a tenacidade após o TTPS é o revenimento da martensita e a decomposição do microconstituinte A-M. Caso o microconstituinte A-M constituído de martensita maclada de reduzido tamanho esteja uniformemente distribuído, o efeito do TTPS não é tão drástico. Além disso, o efeito positivo do revenimento do microconstiuinte A-M é mais evidente em função de sua morfologia antes da realização do TTPS. Se o A-M for constituído de blocos grosseiros de martensita em ripas associados a carbonetos bainíticos, localizados em contornos de grão, o tratamento de alivio de tensões melhorará a tenacidade do metal de solda final;

b) De acordo com FARNEZE [10], pode ocorrer uma esferoidização e coalescimento dos carbonetos precipitados no metal de solda durante o processo de soldagem, dificultando o processo de fratura. Essa esferoidização e coalescimento irão provocar uma barreira contra a propagação de fratura já que os carbonetos em forma de agulha (mais fáceis para a propagação de trincas), não irão mais ocorrer.

De acordo com estudo de MOSA et al. [47], onde foram estudadas soldagens dos aços P11 (1,1% Cr) e P91 (8,5% Cr) a partir dos metais de solda E9018B3/ER90SB3 e E9015B9/ER90SB9 e a influência do TTPS sobre os mesmos. O TTPS diminui a dureza do metal de solda.

Em estudo recente, PENG et al. [48] analisaram um aço com baixo teor de C e que ainda possui poucas pesquisas que abordam o comportamento do mesmo. Neste estudo, os autores analisaram o efeito de diferentes temperaturas de TTPS sobre a solda deste aço com um metal de solda de alta resistência classe 900MPa. Foram utilizadas três diferentes temperaturas para o estudo: 250 °C, 480 °C e 600 °C. Após o TTPS a 250 °C, foi possível observar que nem o limite de resistência e nem a tenacidade sofreram alteração. No entanto, após o tratamento a uma temperatura de 480 °C, o limite de resistência sofre uma ligeira queda de 40 MPa e a tenacidade sofre uma queda abrupta de 30J tanto para a região do metal de solda, quanto para a ZTA. Por fim, após tratamento a 600 °C, limite de resistência e tenacidade sofreram quedas severas em seus valores de 240 MPa e 70 J respectivamente. Esse comportamento pode ser observado na Figura II.5.

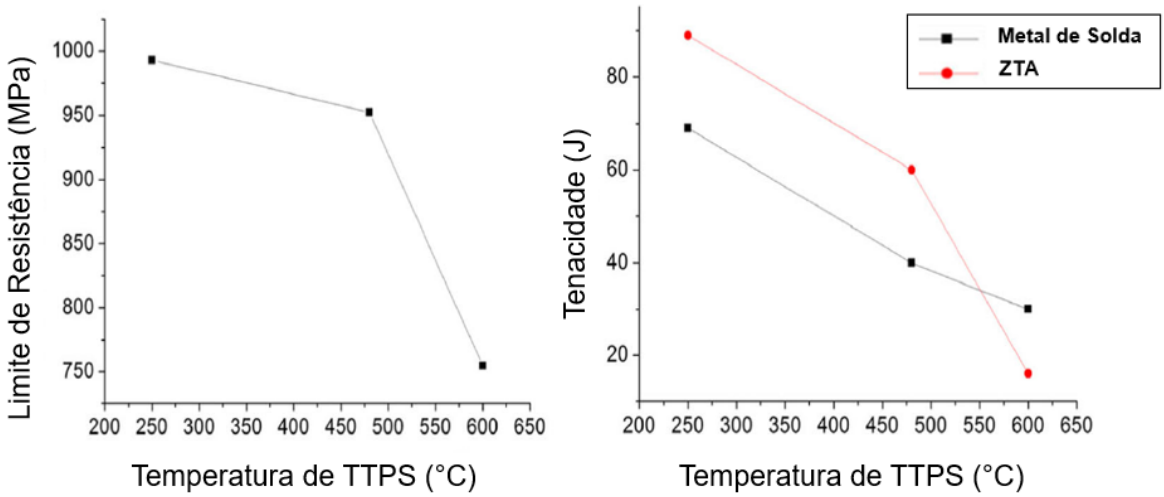


Figura II.5 – Comportamento do LR e da Tenacidade [48].

Esse comportamento de queda significativa tanto para o LR quanto para a tenacidade, foi observado por PENG et al. [48] como resultado da precipitação de carbetos na matriz bainítica ou ferrítica. Através da Figura II.6, é possível observar a evolução desses carbetos conforme há o aumento da temperatura de TTPS. Considerando a temperatura de 250 °C, há a presença de poucas partículas precipitadas e isso está de acordo com a manutenção das propriedades mecânicas antes do TTPS. Por outro lado, com o aumento da temperatura para 480°C, já foi observado uma maior quantidade de precipitados e a uma temperatura de 600°C, os precipitados aumentaram e se apresentaram em forma de agulha. Estes precipitados de maior tamanho são a razão da abrupta queda nos valores de LR e tenacidade apresentados para a condição de TTPS a 600°C.

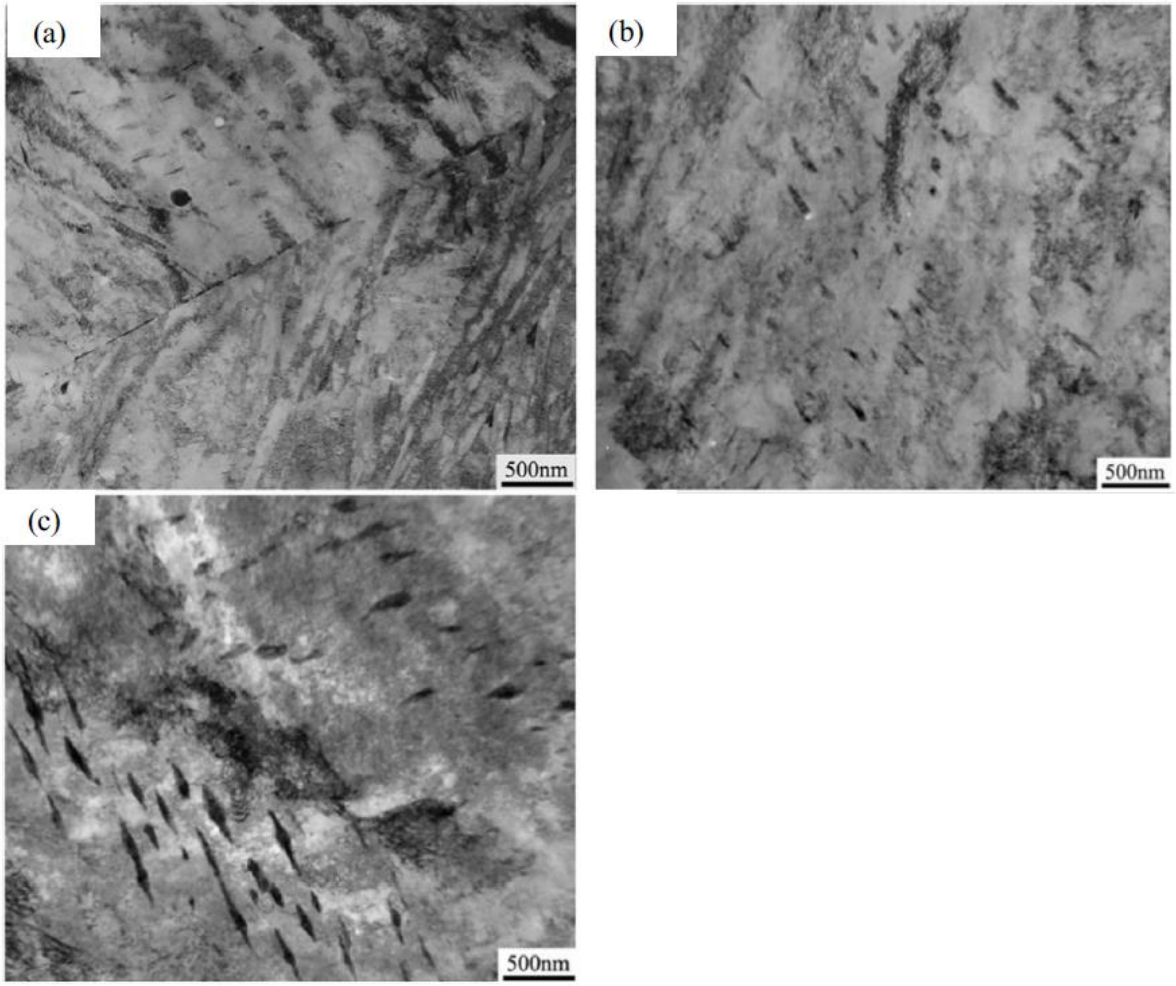
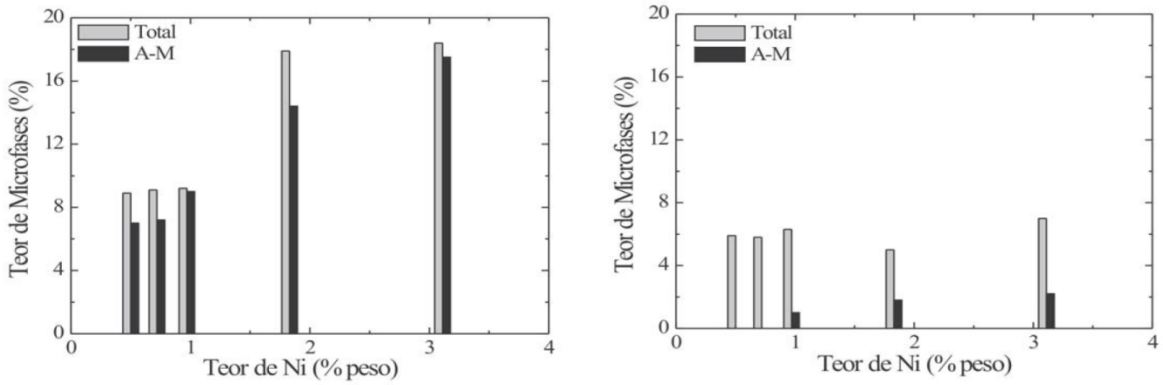


Figura II.6 – Precipitação de carbetos, observadas por MET, para as temperaturas de TTPS de (a) 250 °C, (b) 480 °C, (c) 600 °C [48].

Tendo em vista a relação do TTPS com a microestrutura do metal de solda, TRINDADE et al. [49] ressaltaram que após o TTPS, os metais de solda apresentaram um menor percentual de microconstituintes A-M em relação à condição de como soldado. Desta forma, é possível inferir que há a decomposição deste microconstituinte em ferrita e carbetos (Figura II.7).



Como soldado TTPS

Figura II.7 – Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituinte A-M) presentes nos metais de solda [49].

II.5 Considerações Adicionais

Como já mencionando anteriormente, o metal de solda de alta resistência deve apresentar propriedades mecânicas que estejam de acordo com as características do aço de alta resistência do metal de base que será soldado. A obtenção dos requisitos de propriedades mecânicas dos metais de solda é uma questão importante e que vem sendo estudada durante algum tempo.

Uma das normas que apresenta os requisitos de aços de alta resistência é a IACS W22 [50], a qual trata de materiais empregados em sistemas de ancoragem de unidades flutuantes e classifica os aços em diferentes categorias que estão apresentadas na Tabela II.1. Como pode ser observado pela Tabela II.1, os requisitos para a classificação entre os aços são muito altos e, tendo em vista que o projeto de uma amarra de ancoragem prevê tratamento térmico, existe um desafio maior ainda de atingir valores altos de propriedades mecânicas mesmo após o TTPS.

Tabela II.1 - Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 [50].

Grau do Aço	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	Ecv (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

Onde: LE- limite de escoamento; LR - limite de resistência; Al(%) - alongamento percentual, RA(%)- redução de área e Ecv- energia absorvida Charpy-V à -20°C.

CAPÍTULO III – MATERIAIS E MÉTODOS

III.1 - Material de Base

Utilizou-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 [51] nas dimensões de 650 mm X 300 mm X 19 mm. É importante ressaltar que a utilização desse tipo específico de metal de base não é importante na presente dissertação, servindo apenas de suporte para a deposição. Como o objetivo principal é o estudo do metal de solda, os corpos de prova para os diferentes ensaios mecânicos e metalográficos serão removidos na região central do metal depositado em região próxima à superfície da junta, onde a diluição com o metal base é considerada mínima.

III.2 - Material de Adição

Foram recebidas 2 corridas de eletrodos revestidos de 4,0mm de diâmetro de classificação AWS 5.5 E 12018M [52], um de origem internacional (metal de solda K) e outro do mercado nacional (metal de solda W), cujas composições químicas obtidas por espectroscopia de emissão ótica são apresentadas na Tabela III.1.

Através de análise comparativa, é possível observar que o metal de solda K apresenta teores de Si, Mo e Cr superiores em relação ao metal de solda W. No entanto, os teores de Mn e Ni no metal de solda W são superiores em relação ao metal de solda K.

Cabe ainda destacar os elevados valores de carbono equivalente (Ceq) e Pcm obtidos, o que é uma indicação de alta temperabilidade dos metais de solda.

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

Metal de solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq	Pcm
K	0,06	0,46	0,022	0,005	1,37	0,60	2,17	0,84	0,033	0,013	0,73	0,27
W	0,08	0,14	0,024	0,013	1,90	0,38	2,97	0,33	0,030	0,01	0,74	0,27

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

$Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$

III.3 - Procedimentos de Soldagem

As juntas foram preparadas com um chanfro em V de 22º e com abertura na raiz de 13,0 mm (Figura III.1). Esta geometria de junta, em particular a maior abertura na raiz obtida de adaptações das recomendações da norma ISO 15792-1 [53], tem por objetivo evitar que os efeitos de diluição com o metal base afetem o estudo das propriedades do metal de solda.

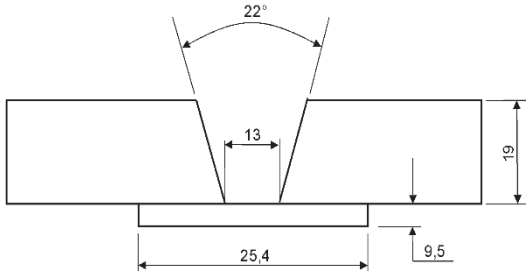


Figura III.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (mm).

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 200°C, através de chama oxiacetilênica, e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, utilizando o processo por eletrodo revestido. O controle do preaquecimento e da temperatura entre passes foi realizado através de pirômetro de contato, devidamente calibrado.

Após a soldagem, foram realizados ensaios não destrutivos por partículas magnéticas e ultrassom, para verificação da presença de defeitos de soldagem.

Tabela III.2 – Parâmetros de soldagem utilizados com o consumível K.

Passe	Camada	I(A)	V(Volts)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1-2	1	186-193	25-32	1,87
3-4	2	186-193	25-32	2,11
5-7	3	186-193	25-32	1,70
8-10	4	184-192	24-30	2,32
11-14	5	187-196	25-30	1,87
15-19	6	187-196	25-30	1,31
20-25	7	187-196	25-30	1,04
26-31	8	187-196	25-30	0,92
Média				1,49

Tabela III.3 – Parâmetros de soldagem utilizados com o consumível W.

Passe	Camada	I(A)	V(Volts)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1-2	1	185-195	22-30	1,66
3-4	2	185-195	22-30	2,05
5-6	3	185-195	22-30	1,45
7-9	4	185-195	22-30	1,91
10-13	5	185-195	22-30	1,92
14-18	6	185-195	22-30	1,15
Média				1,64

III.4 - Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) preliminares nas temperaturas de 200, 400, 500, 600 e 650 °C, com o objetivo de verificar a influência deste tratamento nas propriedades de impacto dos metais de solda.

A partir destes resultados, foi realizada uma análise da possibilidade da continuidade do estudo para a temperatura de tratamento de 600 °C, considerada adequada para o tratamento térmico de aços de alta resistência utilizados em componentes de ancoragem [39].

Posteriormente, foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 600 °C por 1 hora, seguido de resfriamento ao ar, em amostras que foram utilizadas em todos os ensaios mecânicos e metalográficos do presente trabalho. Os estudos foram realizados tanto para a condição como soldada como após TTPS.

III.5 - Análise Química

Foram realizadas análises químicas por espectrometria de emissão óptica em amostras extraídas dos metais de solda com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes, na região onde foram extraídos os corpos de prova para ensaios mecânicos e microestruturais.

III.6 - Ensaios Mecânicos

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V e de microdureza Vickers ($HV_{0.5}$) tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), para a avaliação de possíveis alterações das propriedades dos metais

de solda devido à influência do tratamento.

III.6.1 - Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, na temperatura de -20 °C, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm), de acordo com a norma ASTM A-370 [55] 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 III.2. Estes ensaios foram realizados para os diferentes tratamentos térmicos citados no item III.4.

Posteriormente, foram realizados ensaios de impacto Charpy-V nas temperaturas de -60, -40, 0 e 20 °C, para levantamento das curvas de transição do metal de solda, tanto na condição de como soldado quanto após TTPS a 600 °C.

Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 Joules.

Para todos os estudos, foram realizados 3 ensaios para cada condição de análise.

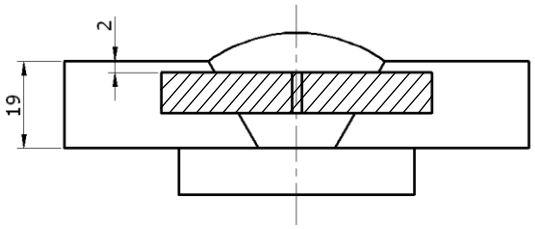


Figura III.2 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).

III.6.2 - Ensaios de Microdureza Vickers ($HV_{0,5}$)

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 500 gf e tempo de carregamento de 20 segundos, em corpos-de-prova retirados transversalmente à junta soldada. Os pontos de teste foram tomados ao longo das 3 linhas centrais 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 III.3, sendo realizada 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 402 MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos.

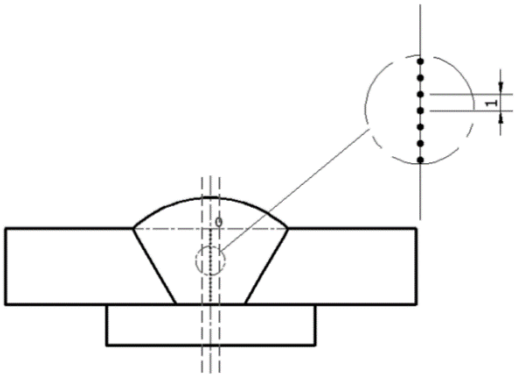


Figura III.3 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de microdureza Vickers (cotas em mm).

III.7 - Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) nos metais de solda, para avaliação dos constituintes microestruturais e microfases presentes. Posteriormente, foi realizada análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia óptica com aumento de 12,5X. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens ao longo de três linhas paralelas de 10 mm, conforme esquematizado na Figura III.4.

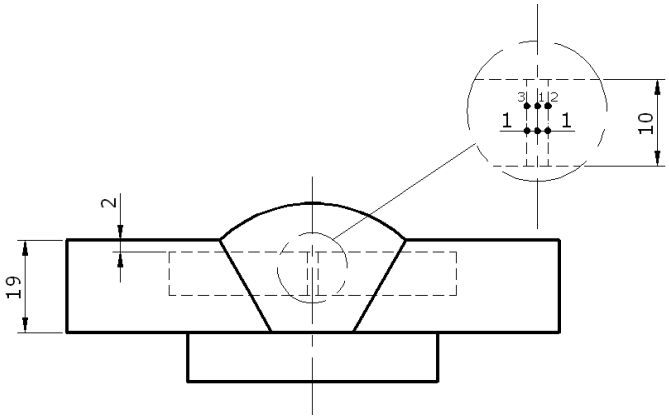


Figura III.4 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

Foi realizada a análise qualitativa e quantitativa dos constituintes microestruturais, nas regiões colunar e reaquecida dos metais de solda, nas condições de como soldado (CS) e após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), onde as regiões analisadas também corresponderam à área do entalhe Charpy-V, além da região colunar do último passe.

Para a análise quantitativa dos microconstituintes utilizou-se a técnica da contagem por pontos em grade metalográficas - com 99 pontos - superposta à tela do microscópio, representada na Figura III.4. O aumento aplicado na análise foi de 1.000 vezes.

Foi ainda realizada análise por EBSD (Eléctron Backscattering Diffraction) na posição relativa ao entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V dos metais de solda, utilizando o MEV com voltagem de 20 KV, distância de trabalho de 20 mm, ângulo de inclinação da amostra de 70º e step-size de 1-4 μm.

O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 e 1/4 μm, seguido de ataque químico com o reagente nital 2%. Para análise por EBSD, realizou-se um polimento adicional com sílica coloidal com granulometria de 0,25 μm,

O microscópio óptico utilizado foi o da marca OLYMPUS modelo BX-60M e um microscópio o microscópio eletrônico de varredura foi o Cam Scan 3200 LV.

III.8 - Simulação Termodinâmica

De forma a realizar uma previsão de formação de fases no metal de solda, foram realizados cálculos termodinâmicos com o emprego do programa Thermocalc®, versão 2017b, utilizando a base de dados termodinâmica para aços TCFE8. Para tal, estimativas das fases precipitadas durante a temperatura de tratamento térmico (600°C) por meio de isopletas em função dos teores de carbono.

CAPÍTULO IV - RESULTADOS

IV.1 - Análise Química

A Tabela IV.1 mostra a composição química dos metais de solda. Através de análise comparativa, é possível observar que o metal de solda K apresenta teores de Si, Mo e Cr superiores em relação ao metal de solda W. No entanto, os teores de Mn e Ni no metal de solda W são superiores em relação ao metal de solda K.

Cabe ainda destacar os elevados valores de carbono equivalente (Ceq) e Pcm obtidos, o que é uma indicação de alta temperabilidade dos metais de solda.

Tabela IV.1 – Composição química dos metais de solda depositados (% em peso).

Metal de solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq	Pcm
K	0,06	0,46	0,022	0,005	1,37	0,60	2,17	0,84	0,033	0,013	0,73	0,27
W	0,05	0,12	0,024	0,013	1,80	0,39	2,99	0,27	0,030	0,005	0,69	0,24

Onde: Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 e
Pcm = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 +V/10 + 5B

IV.2 - Ensaios Mecânicos

IV.2.1 - Ensaios de Impacto Charpy-V

As Tabelas IV.2 a IV.5 e as Figuras IV.1 a IV.4 mostram os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V, onde se notam as seguintes características principais:

a) Avaliando o metal de solda K, não se observou variações significativas nos valores de tenacidade ao impacto após realização do TTPS realizado em diferentes temperaturas. De maior importância, é o fato que o TTPS realizado a 600 °C não promove efeitos nocivos no metal de solda (Figura IV.1);
b) A observação das curvas de transição do metal de solda K (Figura IV.2), indica uma ligeira queda da tenacidade após o TTPS quando se analisa o valor médio obtido nos ensaios (Tabela IV.3). Contudo, considerando a dispersão destes resultados, não se observa alterações significativas;
c) Avaliando o metal de solda W, foi possível observar um comportamento similar ao

verificado no metal de solda K. Neste caso, notou-se ainda uma tendência ao aumento da tenacidade ao impacto para maiores temperaturas de TTPS (Figura IV.3) e;

d) A observação das curvas de transição do metal de solda W (Figura IV.4), indica um aumento da tenacidade após o TTPS quando se analisa o valor médio obtido nos ensaios (Tabela IV.5), exceção feita apenas para a temperatura de 0 °C devido a dispersão dos resultados.

Tabela IV.2 – Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos para o metal de solda K.

.

Condição	Energia Absorvida (J) a -20°C			
	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média (J)
Como soldado	90,5	51,5	83	75,0
TTPS – 200 °C	93,5	94	79	88,8
TTPS – 400 °C	64	71	63	66,0
TTPS – 500 °C	59	83	62,5	68,2
TTPS – 600 °C	64	63	57,5	61,5
TTPS – 650 °C	58	56	68	60,7

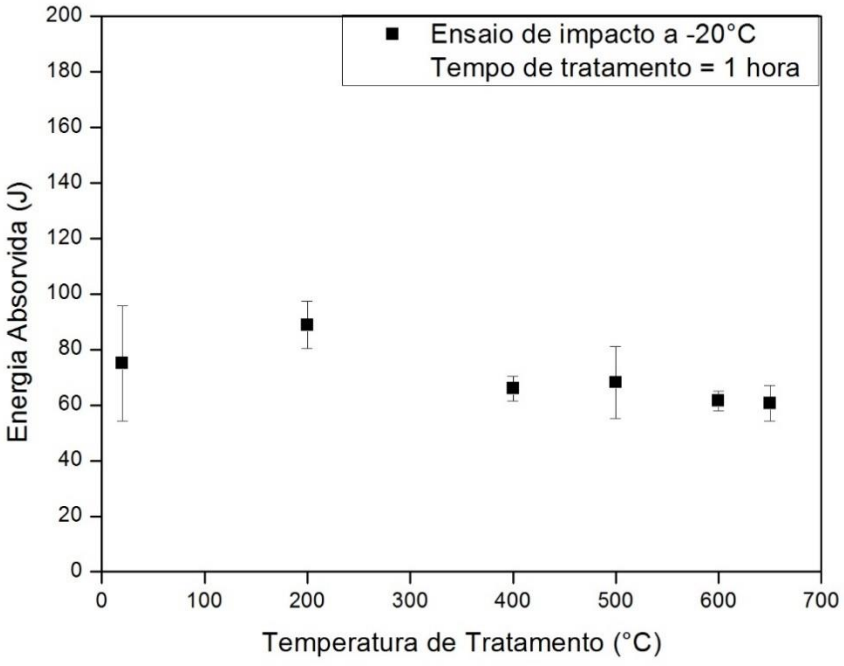


Figura IV.1 – Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda K para diferentes tratamentos térmicos.

Tabela IV.3 – Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição do metal de solda K.

Condição	Temperatura (°C)	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média (J)
Como Soldado	-60	33	28	19	26,7
	-40	60	43,5	39	47,5
	-20	90,5	51,5	83	75,0
	0	104	123	108	111,7
	20	124	101,5	132,5	119,3
TTPS–600 °C	-60	21	14,5	20	18,5
	-40	22,5	26,5	34,5	27,8
	-20	64	63	57,5	61,5
	0	111	85	62	86,0
	20	121	95	121,5	112,5

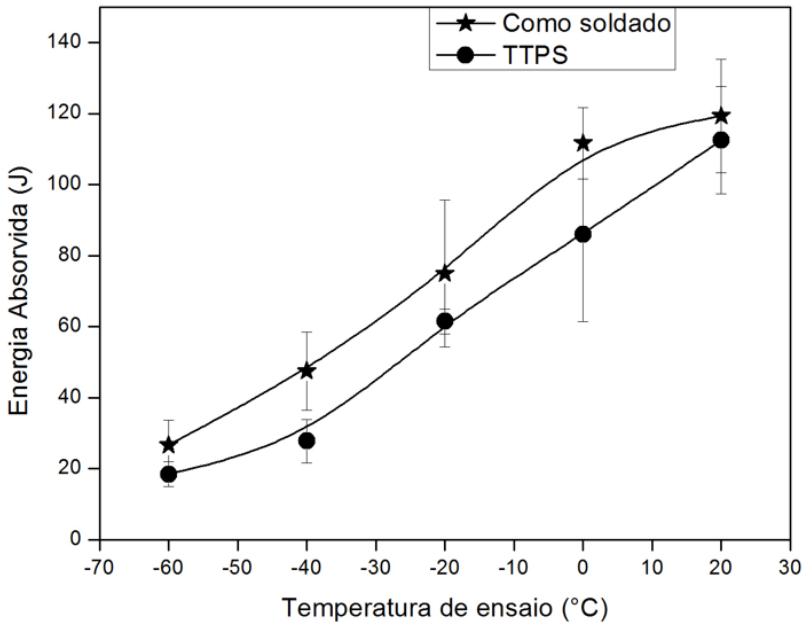


Figura IV.2 – Curvas de transição do metal de solda K para a condição de como soldado e após TTPS a 600 °C.

Tabela IV.4 – Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos para o metal de solda W.

Condição	Energia Absorvida (J) a -20 °C			
	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média (J)
Como soldado	73,5	67	57,0	65,8
TTPS – 200 °C	72,5	76	60,5	69,7
TTPS – 400 °C	74	75	62,5	70,5
TTPS – 500 °C	78	70,5	73,5	74,0
TTPS – 600 °C	85,5	86	84,0	85,2
TTPS – 650 °C	96	92,5	90,5	93,0

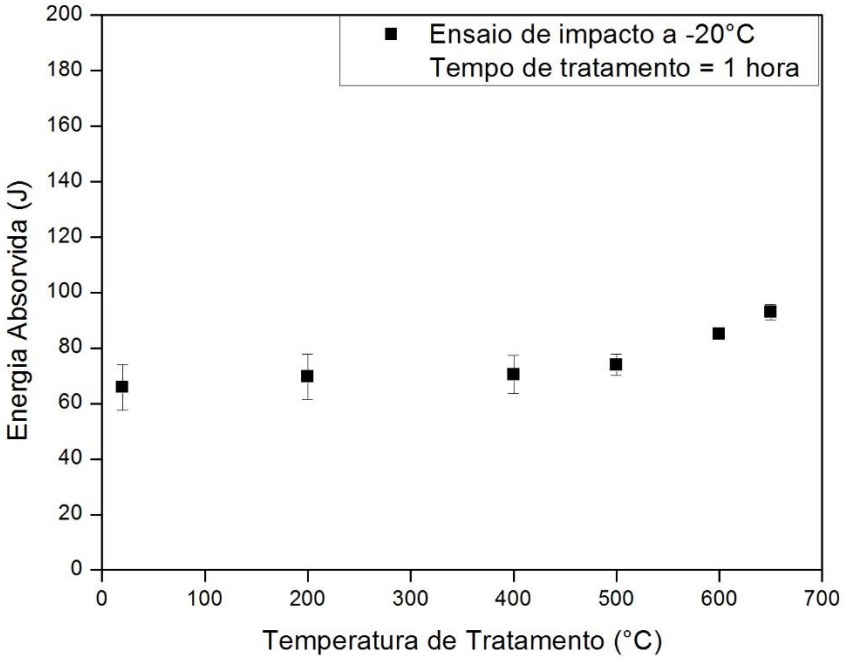


Figura IV.3 – Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda W para diferentes tratamentos térmicos.

Tabela IV.5 – Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição do metal de solda W.

Condição	Temperatura (°C)	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média (J)
Como Soldado	-60	58	59	43,0	53,3
	-40	72	61	52,5	61,8
	-20	73,5	67	57,0	65,8
	0	77,5	83,5	84,0	81,7
	20	80	80	88,0	82,7
TTPS – 600 °C	-60	48	61	71,5	60,2
	-40	84	87	93,0	88,0
	-20	85,5	86	84,0	85,2
	0	76	92,5	81,5	83,3
	20	101,5	88,5	103,5	97,8

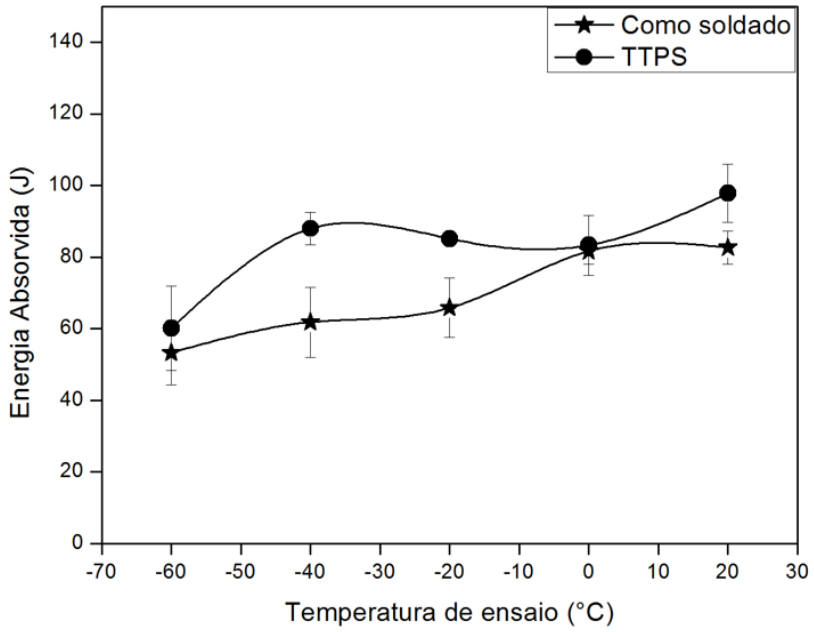


Figura IV.4 – Curvas de transição do metal de solda W para a condição de como soldado e após TTPS a 600 °C.

IV.2.2 - Ensaios de Microdureza ($HV_{0,5}$)

As Figuras IV.5 e IV.6 apresentam os perfis de microdureza Vickers ($HV_{0,5}$) obtidos para os metais de solda, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os resultados obtidos para os metais de solda K se concentram na faixa entre 300 e 350 HV, enquanto que no metal de solda W estes valores variaram de 280 a 350 HV, para a condição de como soldado,

b) Considerando a condição após TTPS para ambos os metais de solda, não houve variações significativas nos valores de microdureza em relação ao estado como soldado, havendo uma flutuação de valores na faixa de 260 a 300 HV.

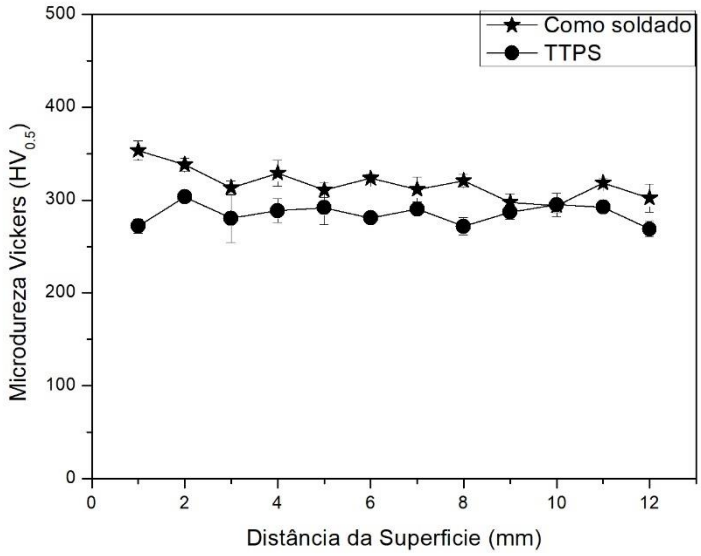


Figura IV.5 – Perfil de dureza microdureza Vickers para o metal de solda K.

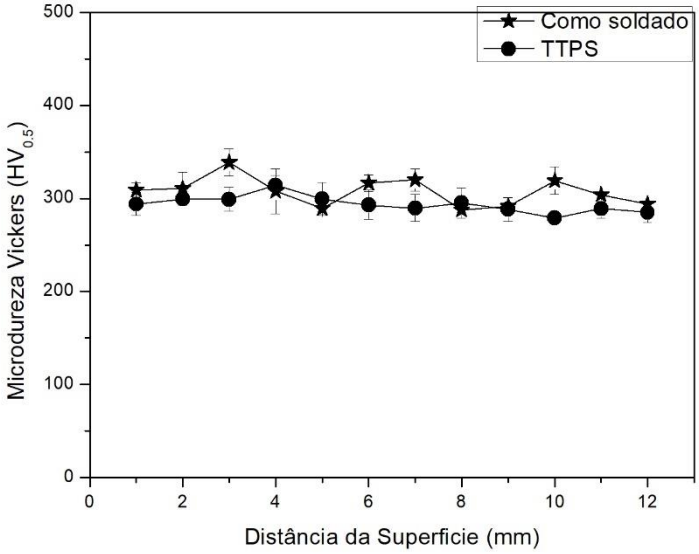
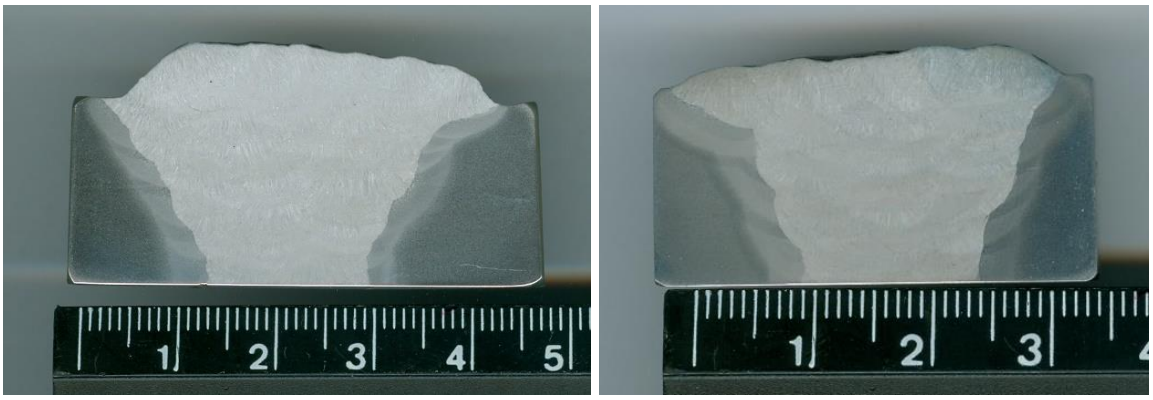


Figura IV.6 – Perfil de dureza microdureza Vickers para o metal de solda W.

IV.3 - Ensaios Metalográficos

IV.3.1 - Macrografia

A Figura IV.7 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas produzidas a partir dos metais de solda K e W, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse. A inspeção visual da seção macrográfica não verificou a ocorrência de defeitos como trincas, porosidades, inclusão de escória ou quaisquer outras descontinuidades de natureza metalúrgica e/ou operacional nas duas juntas soldadas, o que também foi verificado nos ensaios não destrutivos.



Consumível K **Consumível W**

Figura IV.7 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas.

IV.3.2 - Micrografia

A Tabela IV.6 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, onde se nota a ocorrência de percentuais de reaquecimento similares para ambos os metais de solda.

Tabela IV.6 – Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda.

Metal de solda	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
K	59 ± 5	41 ± 5
W	64 ± 3	36 ± 3

As Figuras IV.8 a IV.11 apresentam o aspecto microestrutural dos metais de solda nas condições de como soldado e após TTPS para a posição relativa ao último passe e também nas regiões colunar e reaquecida relativas à ponta do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V, onde se observam as seguintes características:

a) A análise por microscopia óptica (Figuras IV.8 e IV.9) não permitiu uma identificação precisa dos constituintes presentes, mesmo com aumento de 1.000X, visto tratar-se de microestrutura muito refinada;
b) Pela análise por MEV do metal de solda K, é possível observar a ocorrência de martensita (M) e bainita (B) revenidas, tanto para a região colunar quanto para a região reaquecida (Figura IV.10);
c) O metal de solda W também apresentou uma microestrutura composta por estruturas bainíticas (B) e martensíticas (M) (Figura IV.11) e;
d) O TTPS não provocou mudanças significativas na morfologia das microestruturas de ambos os metais de solda.

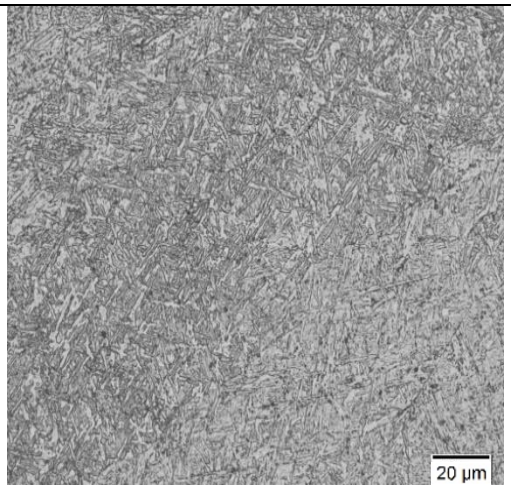
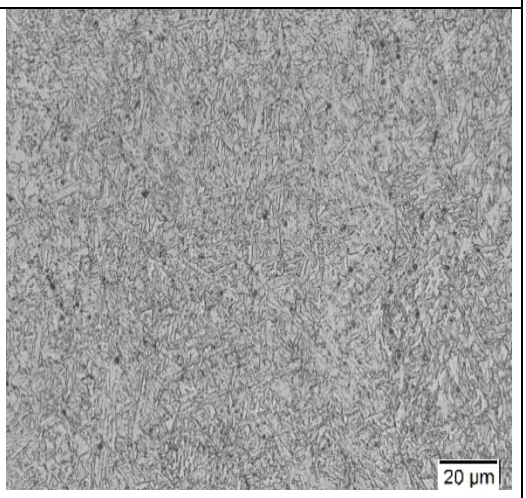
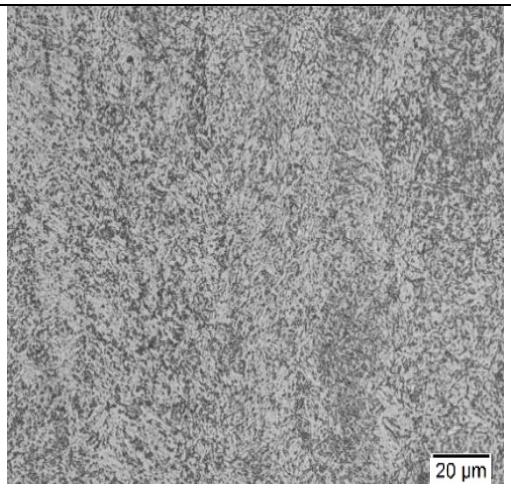
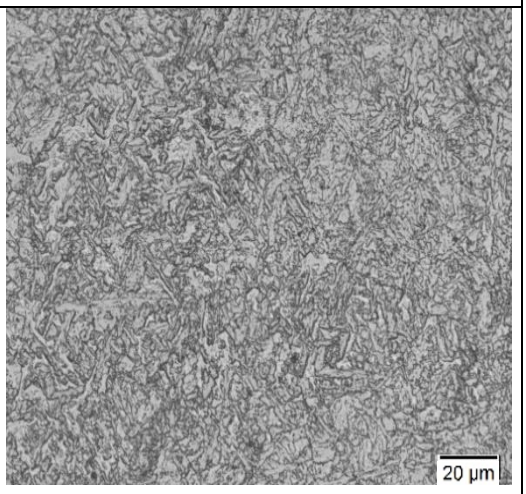
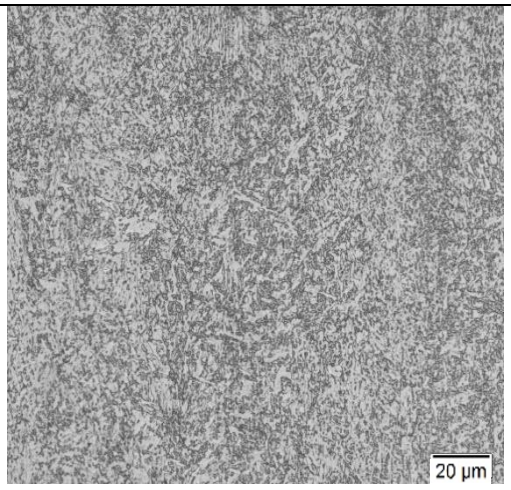
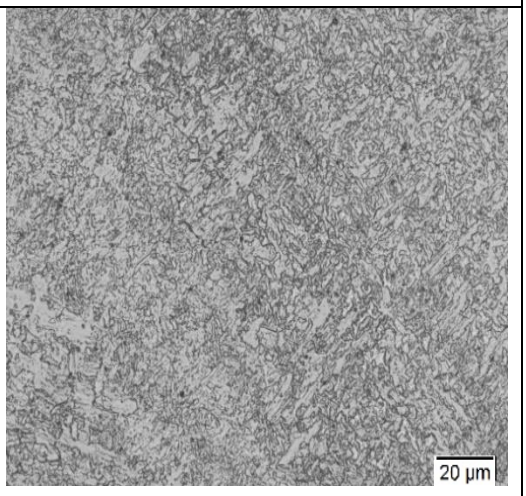
Posição	Condição	
	Como soldado	TTPS
Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura IV.8 – Aspecto microestrutural do metal de solda K observado por MO. Ataque: nital 2%.

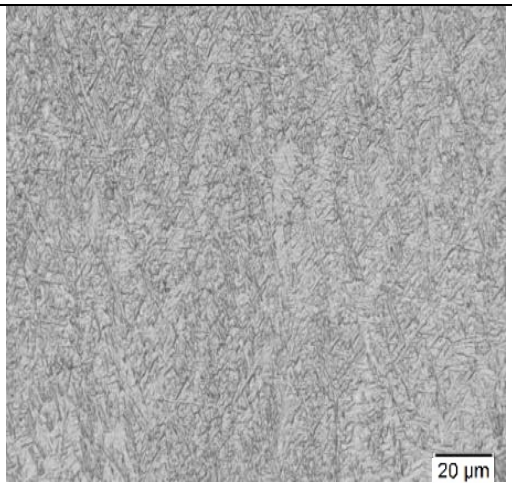
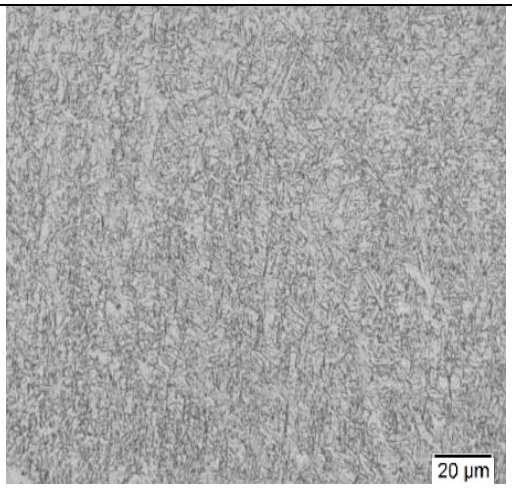
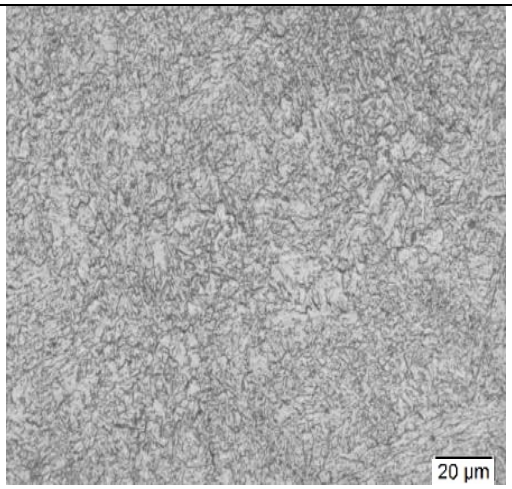
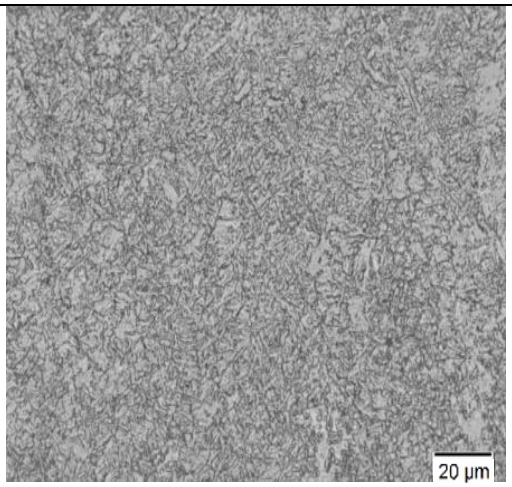
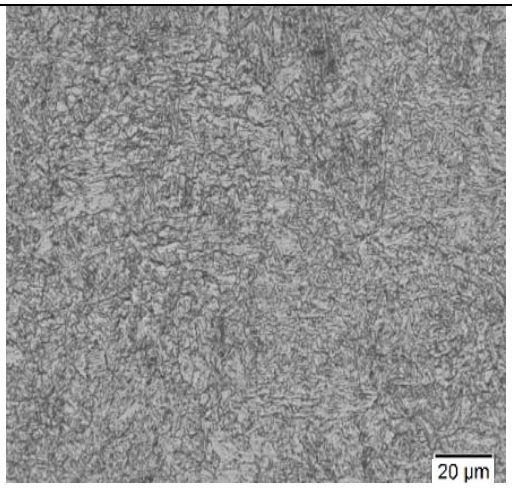
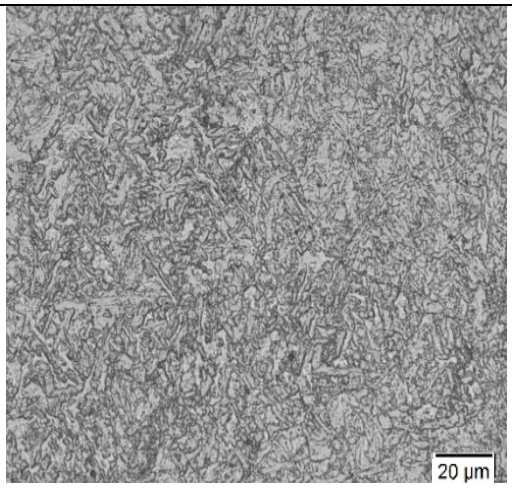
Posição	Condição	
	Como soldado	TTPS
Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura IV.9 – Aspecto microestrutural do metal de solda W observado por MEV. Ataque: nital 2%.

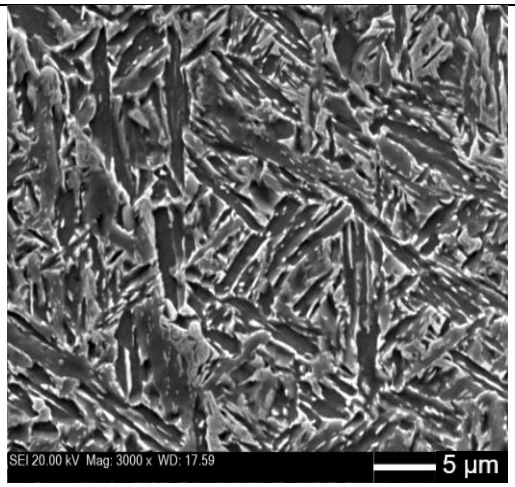
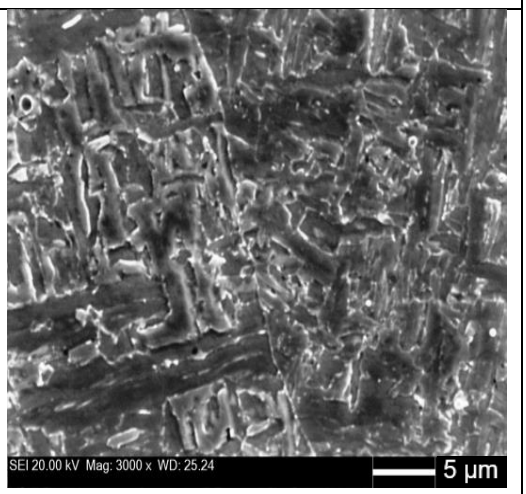
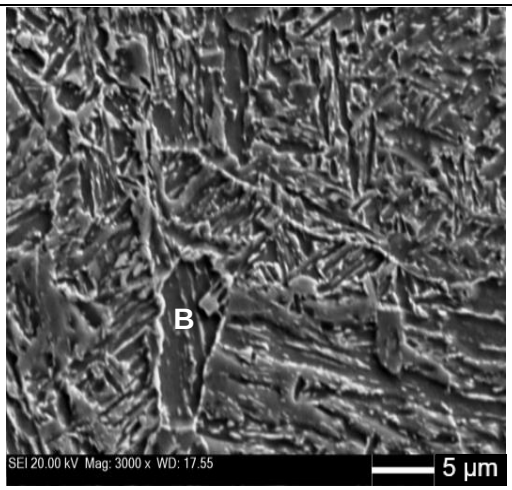
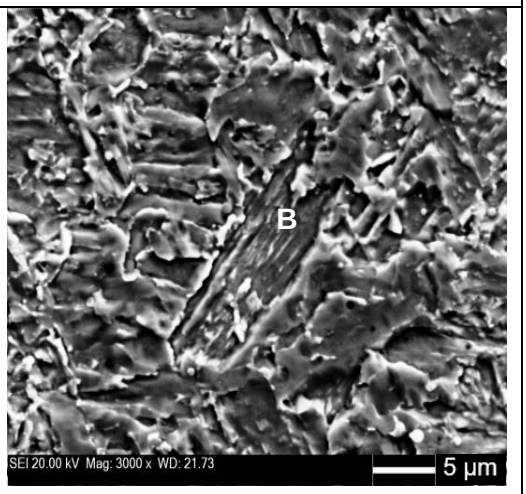
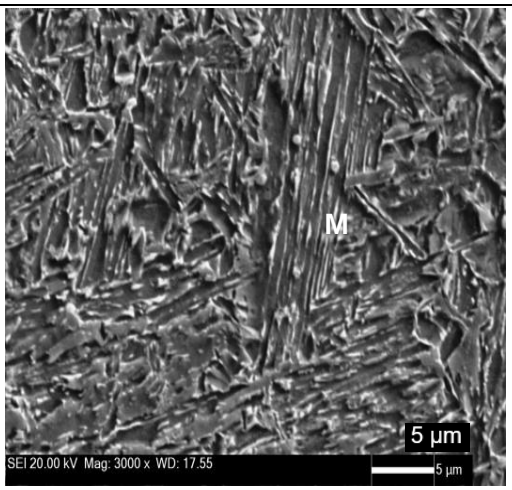
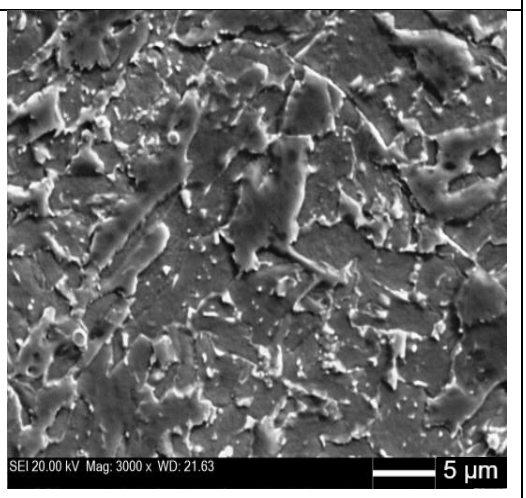
Posição	Condição	
	Como soldado	TTPS
Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura IV.10 – Aspecto microestrutural do metal de solda K observado por MEV. Ataque: nital 2%.

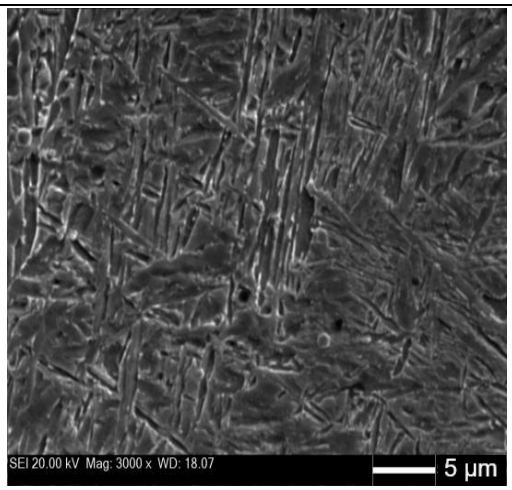
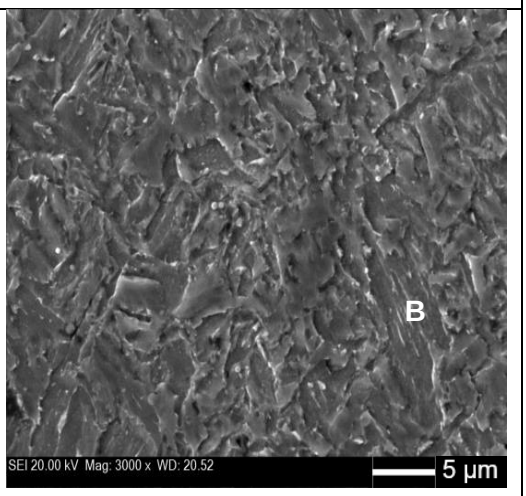
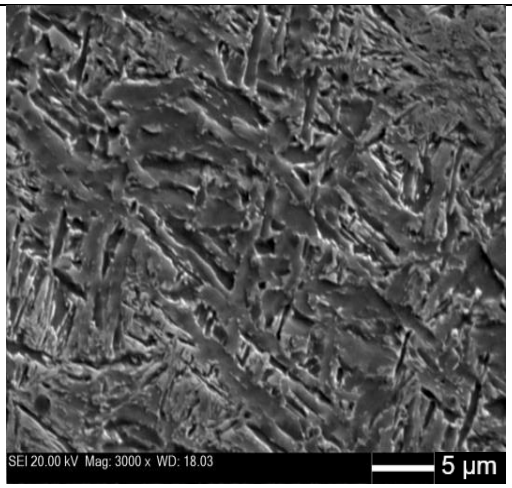
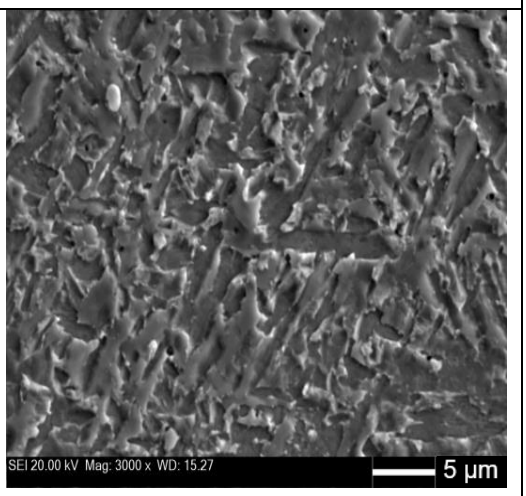
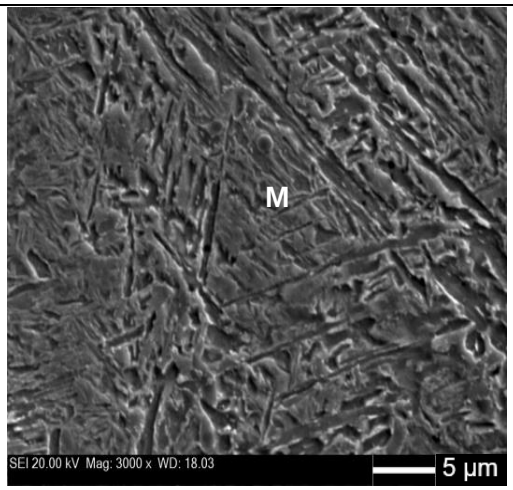
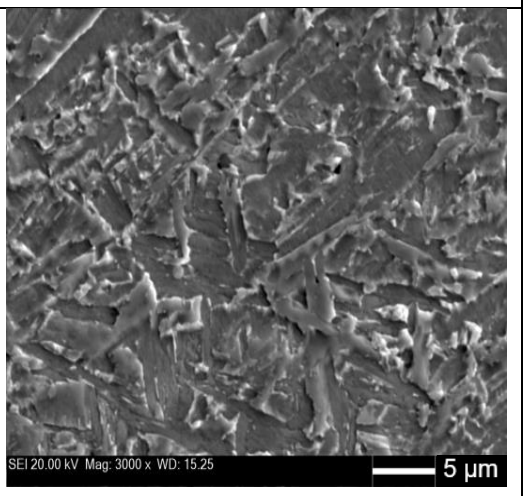
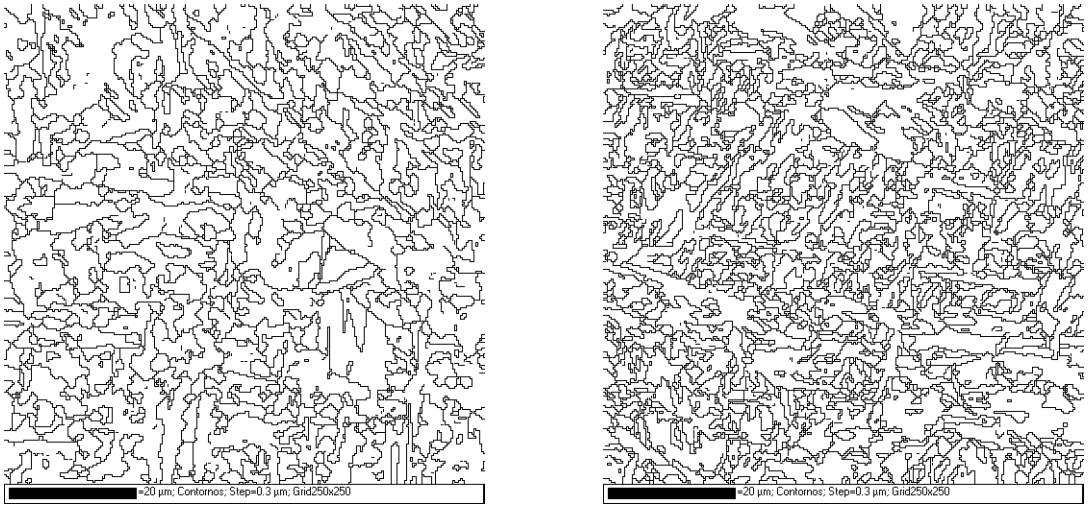
Posição	Condição	
	Como soldado	TTPS
Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura IV.11 – Aspecto microestrutural do metal de solda W observado por MEV. Ataque: nital 2%.

As Figuras IV.12 e IV.13 mostram os resultados da análise por EBSD realizada nos metais de solda no estado de como soldado na posição relativa a ponta do entalhe Charpy-V, onde se notam as seguintes características:

(a) Os mapas de tamanho de grão parecem indicar uma estrutura mais refinada para o metal de solda W (Figura IV.12);
(b) A distribuição de contornos de grão mostrada na Figura IV.13, permite a observação de um comportamento característico de constituintes de baixa temperatura de transformação [56-59];
(c) A análise estatística da frequência de contornos de alto ângulo indica uma maior percentagem para o metal de solda W;



Metal de solda K Metal de solda W

Figura IV.12 – Mapa de tamanho de grão dos metais de solda no estado de como soldado quando analisados por EBSD.

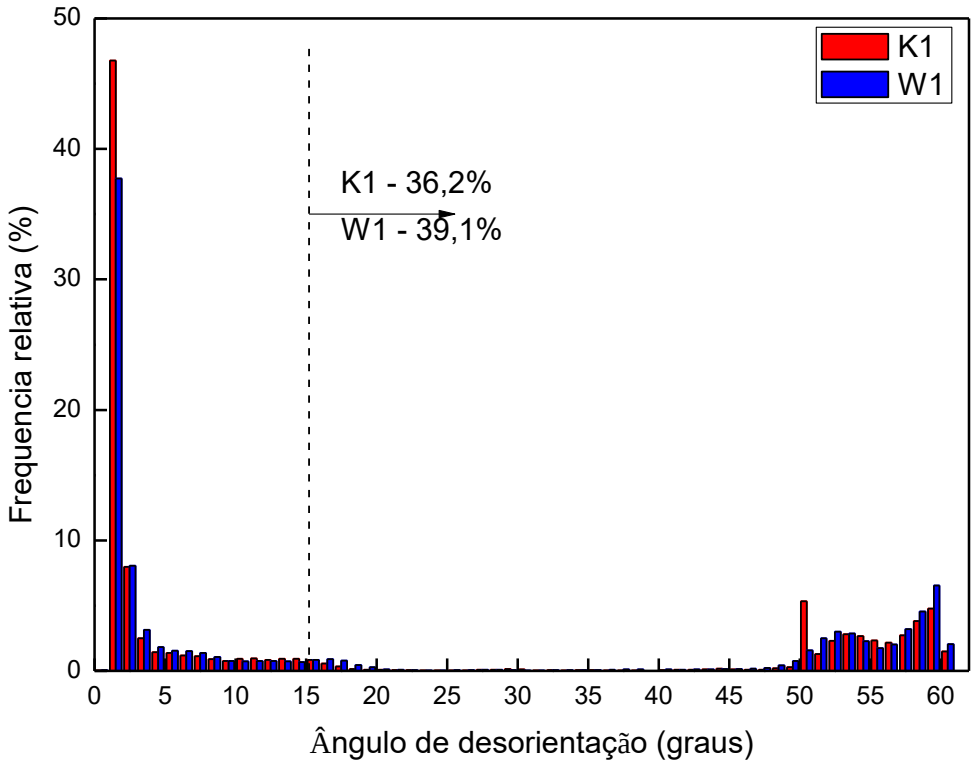
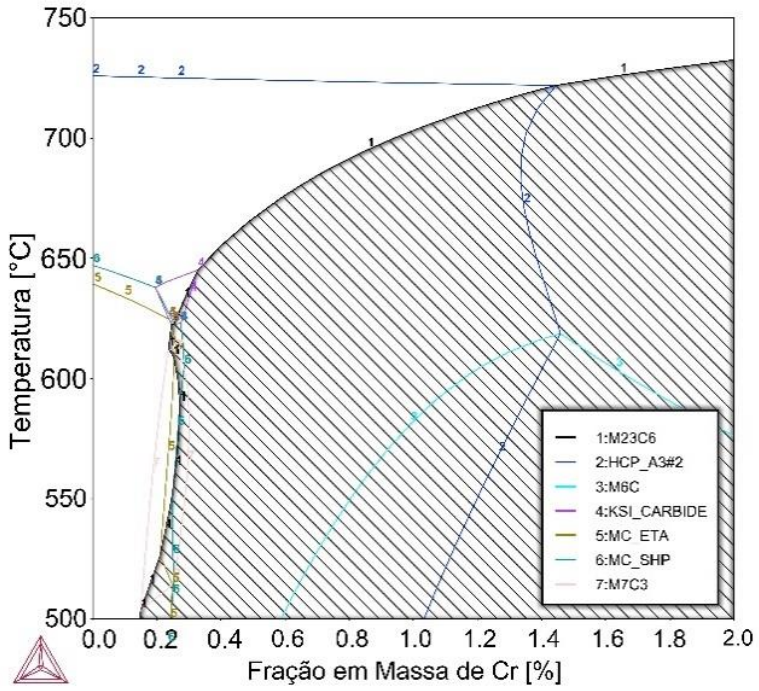


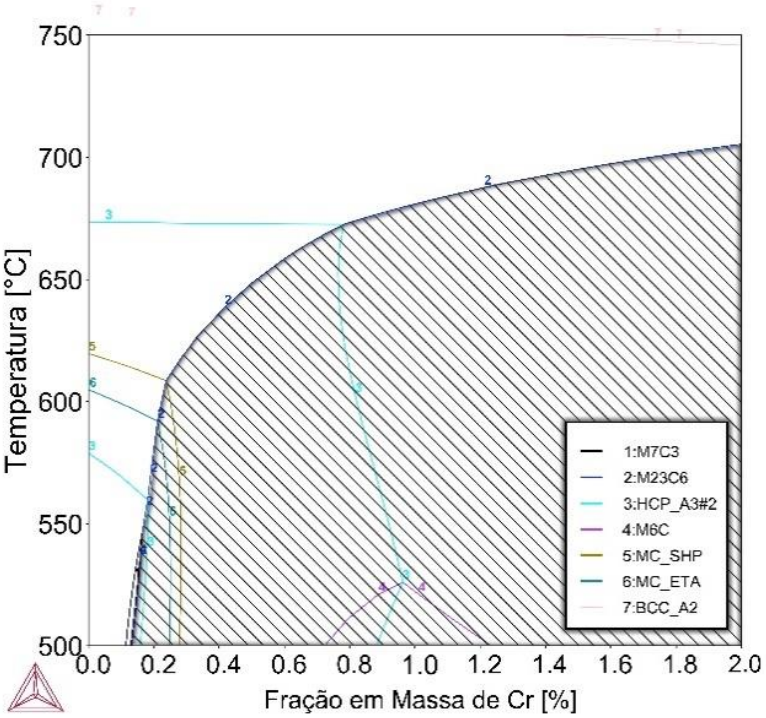
Figura IV.13 - Distribuição dos contornos de alto ângulo dos metais de solda.

IV.4 - Simulação Termodinâmica

Após a simulação termodinâmica, foram gerados dois diagramas que permitem avaliar as composições de K e W. Portanto, através da Figura IV.14 é possível observar que a composição de K favorece a formação em maior quantidade de carbonetos $M_{23}C_6$ em relação ao metal de solda W (0,23 contra 0,17% em volume). É possível destacar que o teor de 0,27% de Cr está perto da borda da curva hachurada do diagrama da composição W.



(a)



(b)

Figura IV.14 – Isopletas para os metais de solda (temperatura x fração em massa de Cr).
(a) Metal de solda K (b) Metal de solda W

CAPÍTULO V - DISCUSSÃO

V.1 – Influência da Composição Química

A primeira avaliação a ser feita com o objetivo de comparação entre os metais de solda K e W tem o foco na composição química de cada um. Através da Tabela IV.1, é possível observar os teores de cada elemento de liga e o valor do Ceq e Pcm destes metais de solda. O teor de C para ambos os metais de solda é baixo e aproximadamente a mesma. Ambos os metais de solda apresentaram níveis de dureza nos mesmos patamares, o que corrobora os teores semelhantes de C. A discussão sobre os resultados de microdureza para ambos os metais de solda será feita em seção posterior.

Outra relação que deve ser ressaltada é a correspondência entre o Limite de Resistência (LR) do metal de solda e o Pcm. A Figura V.1, que relaciona algumas publicações [60-68], evidencia uma relação de um maior limite de resistência para um valor também maior de Pcm e corroboram as afirmações de Ramirez [62] de que mesmo com composições básicas diferentes, as propriedades de tração apresentam uma tendência de acompanhar o carbono equivalente. Além disso, é importante ressaltar que o resultado de composição química do presente trabalho se assemelha ao resultado obtido no estudo de GOMES et al. [60] e isso permite inferir que o metal de solda do presente trabalho segue o comportamento previsto por estes outros estudos [60-68].

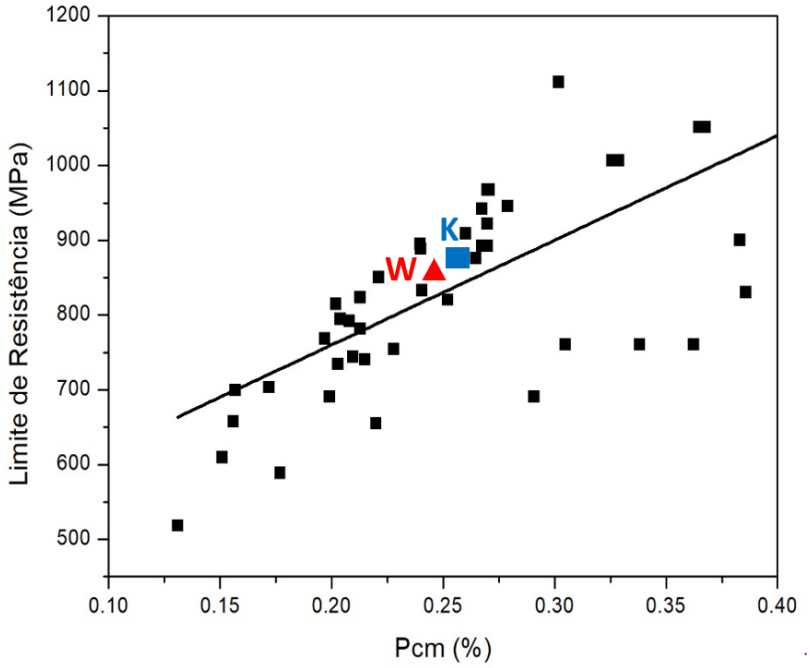


Figura V.1 – Variação da resistência mecânica com o Pcm segundo diversos autores [60-68].

Além desse comparativo feito a partir do estudo de GOMES et al. [60], também é possível estabelecer uma relação entre o limite de resistência com a respectiva microdureza do metal de solda. Segundo os estudos de ESQUIVEL et al. [69], YURIOKA et al. [70], e PAVLINA e TYNE [71], existe uma relação linear da microdureza medida na zona fundida e o limite de resistência de aços de alta resistência. De acordo com a Figura V.2 obtida no estudo de ESQUIVEL et al. [69], é possível observar a relação entre a microdureza e o limite de resistência do aço. Considerando que os valores de microdureza de ambos os metais de solda do presente trabalho, na condição de como soldado, foram em média 320 HV, o limite de resistência correspondente se encontra em torno de 950 MPa, o que está de acordo com um metal de solda de aço de alta resistência [9]. Além disso, considerando os valores de 290 HV de microdureza após realização de TTPS de ambos os metais de solda do presente trabalho, é possível observar na Figura V.2 que o limite de resistência se apresenta na faixa de 850 MPa.

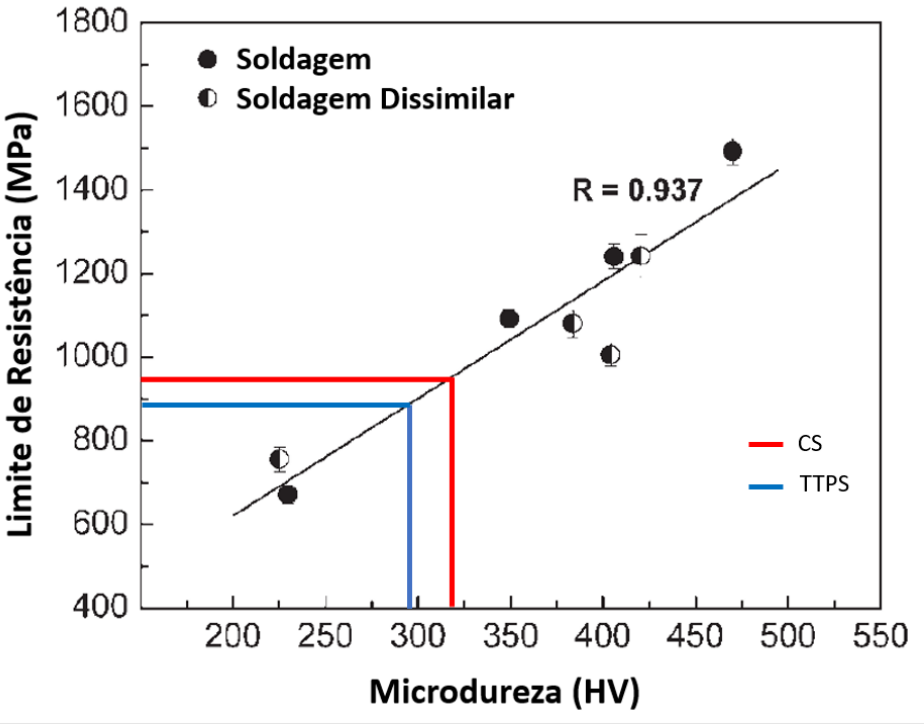


Figura V.2 – Relação entre limite de Resistencia e microdureza (adaptada) [69].

V.2 – Ensaio de Microdureza ($HV_{0.5}$)

Os resultados referentes aos ensaios de microdureza estão expostos no item IV.2.2 e dispostos nas Figuras IV.5 e IV.6. Portanto, foi possível observar que os metais de solda K e W apresentaram comportamentos semelhantes. Os valores de microdureza referentes ao metal de solda K se concentraram na faixa entre 300 e 350 HV e, para o metal de solda W, a faixa de flutuação foi entre 280 e 350 HV. Importante ressaltar que estes resultados estão de acordo com outros estudos [10, 22, 37, 42, 61, 63, 72, 73]. Em relação ao efeito do TTPS sobre os valores de dureza, não houve grande influência. A dureza de ambos os metais de solda flutuou na faixa de 260 a 300 HV.

Além disso, é importante ressaltar que, para ambos os metais de solda, houve uma pequena redução nos valores de microdureza conforme a aproximação da raiz da junta soldada. Este fato se faz coerente e de acordo com a literatura disponível que observa o mesmo comportamento [10, 42]. Segundo FARNEZE et al. [10] e VOGAS [42], este comportamento está ligado ao ciclo de reaquecimento da soldagem multipasse. Ainda levando em conta o comportamento acima descrito, de acordo com MONTEIRO [74], as regiões reaquecidas, presentes em soldagens multipasse, apresentam

microestruturas revenidas por passes anteriores e ocorre uma redução das tensões internas presentes nas estruturas martensíticas, promovendo uma redução da dureza e do limite de resistência e uma melhoria na tenacidade do metal de solda.

De acordo com o que já foi estudado por EVANS [22, 73], a ligeira diferença superior nos valores de dureza por parte do metal de solda K em relação ao W pode estar ligada a maior concentração dos elementos de liga Cr e Mo. Estes elementos de liga são responsáveis pelo aumento na dureza de metais de solda de alta resistência devido a formação do constituinte A-M e formação de carbetos [22, 73].

V.3 – Ensaio de Impacto Charpy-V

O item III.2.1 evidencia através das Tabelas IV.2 e IV.4 e das Figuras IV.1 e IV.3 os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -20 °C. Adicionalmente, as Tabelas IV.3 e IV.5 e as Figuras IV.2 e IV.4 apresentam os resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição dos metais de solda.

Primeiramente, foi avaliado o comportamento de ambos os metais de solda com a variação da temperatura de tratamento térmico para verificar um possível efeito do TTPS em mudança significativa das propriedades mecânicas, o que poderia inviabilizar a seleção dos metais de solda estudados, já que a execução do TTPS para alívio de tensões residuais é mandatório na soldagem de reparo de amarras e acessórios de ancoragem [39]. Neste aspecto, foi evidenciado que para ambos os metais de solda, não foi observada significativa variação no que se refere a tenacidade. No caso do metal de solda W, o maior valor de tenacidade foi obtido após o TTPS e a uma temperatura de 650°C. No entanto, é importante destacar que a temperatura de tratamento que detém mais importância no presente estudo é a de 600°C já que é a temperatura de tratamento térmico que o elo de amarra é exposto durante sua fabricação [9] e também é um dos interesses do estudo a avaliação dos metais de solda K e W segundo a classe R4 IACS W 22 [50] e para a temperatura de 600°C foram encontrados resultados de pouca variação em relação a condição como soldado.

Além da variação de temperatura do TTPS, também foi realizado no presente estudo a variação da temperatura de ensaio de tenacidade ao impacto, formando a curvas de transição para cada metal de solda. Foi possível observar que, para o metal de solda K, que para as temperaturas mais altas, foram obtidos maiores valores de tenacidade e isto está de acordo com estudo semelhante realizado por JORGE et al. [61] e LORD et al. [75]. Em relação ao metal de solda W, o mesmo apresentou valores de tenacidade que não variam muito com a variação de temperatura do ensaio, ou seja, apresentou uma curva de transição menos inclinada em relação ao K. Esse comportamento ligeiramente diferente em relação ao metal de solda K por parte do W pode estar ligado a diferença em suas composições químicas.

Um estudo elaborado por ZHANG e FARRAR [29], discute sobre a previsão da tenacidade do material através do uso do modelo de rede neural. Ao analisar a Figura V.3 e localizando os metais de solda do presente trabalho através de seus teores de Mn e Ni é possível observar que a previsão em valores de tenacidade para K e W,

respectivamente, é de 90J e 50J. No entanto, este não é o comportamento observado nos resultados obtidos no ensaio de impacto Charpy-V do presente estudo, onde o metal de solda W apresentou valor de tenacidade muito superior a -50ºC em relação a K. Essa diferença nos resultados evidencia o importante papel da composição química para as propriedades mecânicas de um metal de solda, tendo em vista que o estudo de ZHANG e FARRAR [29] apenas considera o balanço de Mn e Ni, não considerando os outros elementos de liga na previsão da rede neural.

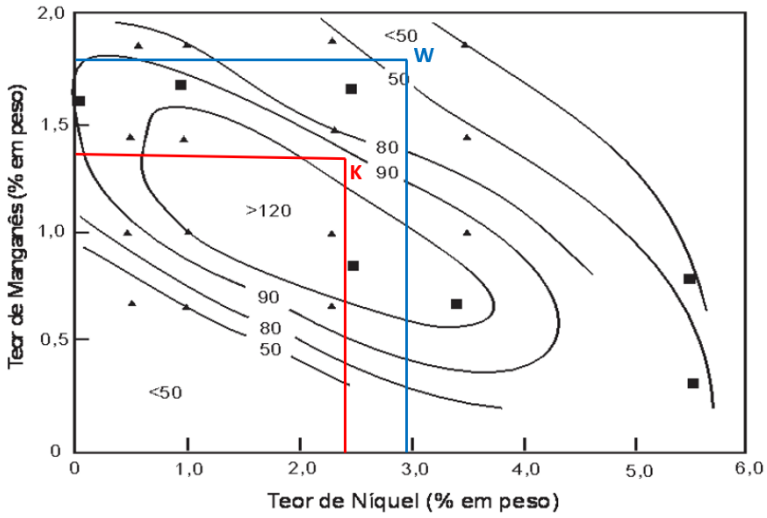


Figura V.3 - Tenacidade ao impacto à -50ºC esperada para os metais de solda. Adaptado de ZHANG e FARRAR [29].

Vale ressaltar também que o TTPS, considerando a dispersão dos resultados exposta pelas barras de erro, não influenciou de forma drástica os valores de tenacidade para cada temperatura analisada, de -60°C a +20°C.

Em relação a condição após o TTPS, considerando o metal de solda K, embora este tratamento pareça indicar uma tendência para redução no valor de tenacidade, nota-se que os resultados, considerando a dispersão, mostram não ter ocorrido mudanças significativas nesta propriedade. Por outro lado, o TTPS provocou uma melhora na tenacidade do metal de solda W. Essa diferença no comportamento dos dois metais de solda estudados no presente trabalho em relação aos valores de tenacidade pode estar associada a composição química específica de cada metal de solda. De fato, o metal de solda W apresenta um maior teor de Ni, que contribui para um maior refinamento da microestrutura e maior percentual de martensita [57]. Neste caso, o efeito preponderante

do TTPS se traduz por um revenimento da microestrutura e, consequentemente, por um benefício na tenacidade. Já para o metal de solda K, os teores de Cr e Mo indicam uma ocorrência de maior percentual de carbonetos do tipo $M_{23}C_6$, o que pode ser atribuído a razão Cr/C deste metal de solda [76], o que foi observado na simulação termodinâmica (Figura IV.14), com um efeito nocivo na tenacidade [77]. No entanto, para uma completa discussão sobre as hipóteses aqui levantadas, faz-se necessário um estudo mais detalhado por outras técnicas, tais como microscopia eletrônica de transmissão (MET) ou EBSD, de forma a identificar com precisão os carbetos presentes.

A partir da Figura V.4 é possível observar, assim como na Figura V.1, que existe uma tendência envolvendo o Pcm e que os resultados obtidos aparecem dentro de um grupo que abrange outros estudos [10, 60, 61, 67, 68 78-82] e apresentam coerência entre si. Levando em consideração a condição de como soldado, existe uma relação em que quanto maior o valor do Pcm, menor será o valor da tenacidade em joules.

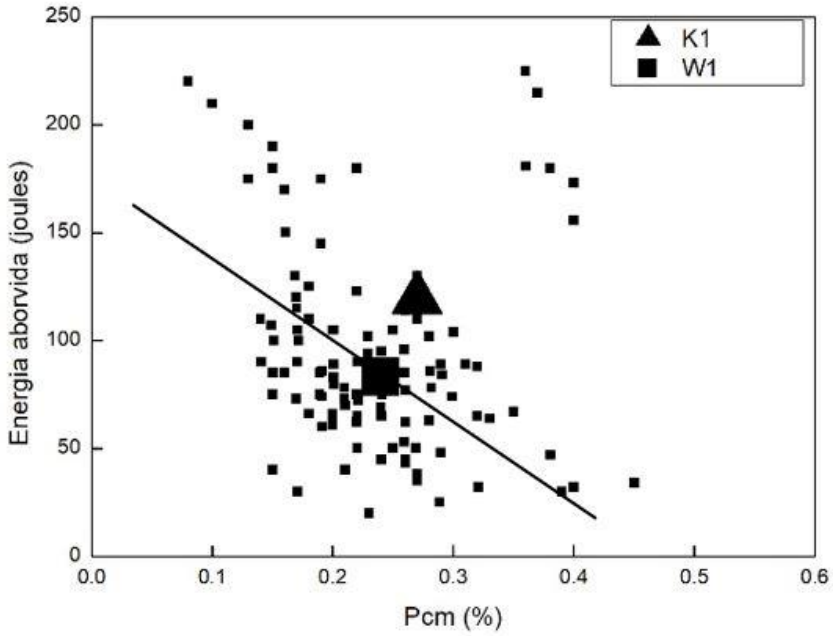


Figura V.4 – Variação da energia absorvida (joules) a -20°C com o Pcm segundo diversos autores [10, 60, 61, 67, 68, 78-82].

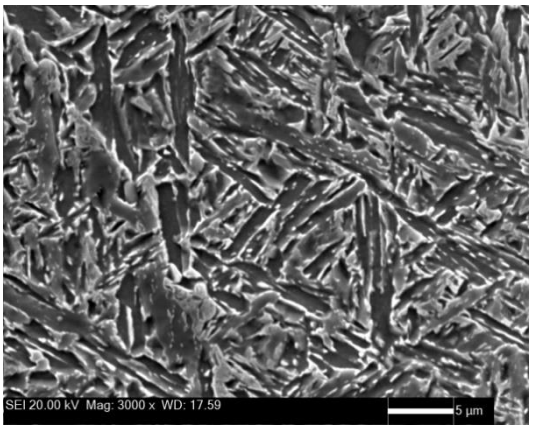
Em seu estudo, GOMES [37] analisou metais de solda com composições químicas semelhantes às do presente estudo e verificou se os metais de solda atenderiam ou não aos requisitos do aço de grau R4 da norma IACS W 22 [50]. Nesta norma, o requisito mínimo de valores de tenacidade é estabelecido a -20°C e é de 36 J. Considerando que os resultados expostos no presente estudo, é possível observar que ambos os metais de solda K e W atendem este requisito.

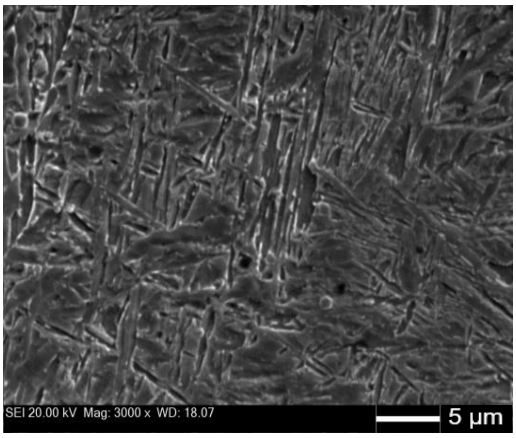
V.4 – Relação Microestrutura x Tenacidade

O desempenho das propriedades mecânicas de um metal de solda está diretamente ligado à sua microestrutura. Além disso, para que haja a obtenção de elevados valores de tenacidade e resistência mecânica é necessário que haja um controle microestrutural apropriado [83].

No presente estudo, através das Figuras IV.8 e IV.9, estão presentes as microestruturas de ambos os metais de solda representados por imagens obtidas por MO. Como é um aço de alta resistência e com presença de elementos de liga, os metais de solda estudados apresentaram uma microestrutura muito fina e que torna difícil identificar quais estruturas estão presentes mesmo com imagens obtidas por de MO, mesmo com aumento de 1.000X. Para melhor identificação das estruturas microestruturais, foram realizados experimentos por MEV com os resultados mostrados nas Figuras IV.10 e IV.11.

Através dos resultados obtidos por MEV, foi possível identificar de maneira mais precisa qual a microestrutura dos metais de solda. É possível observar uma estrutura constituída de martensita revenida e bainita revenida, tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para ambos os metais de solda. No entanto, mesmo com a utilização do MEV, a identificação das estruturas presentes na microestrutura do metal de solda na região do entalhe Charpy-V é complicada, devido ao efeito de sucessivos reaquecimentos dos passes seguintes. A partir da Figura V.5, adaptada da seção dos resultados, analisando as imagens do último passe, é possível observar os microconstituintes originais da condição como soldado. Assim, através da estrutura original, é mais fácil a identificação no metal de solda W de uma estrutura martensítica característica da região colunar do último passe de um metal de solda de alta resistência, no estado de CS e para ambos os metais de solda. O metal de solda K, por sua vez, apresentou uma maior contribuição de microestruturas bainíticas.





(a) 78% Martensita **(b) 89% Martensita**

Figura V.5 - Microestrutura observada por MEV da região colunar do último passe no estado de como soldado. Predominância de martensita.
(a) Metal de solda K (b) Metal de solda W.
Aumento: 3.000X. Ataque: nital 2%.

Ambos os metais de solda apresentaram elevados valores de tenacidade e este fato se faz coerente pois a microestrutura tanto de K quanto de W é composta por bainita e martensita revenidas. No entanto, o metal de solda W apresentou valores de tenacidade superiores em relação ao K e uma possível explicação é a diferença na composição percentual da microestrutura. De acordo com a contagem realizada pelo presente estudo, a microestrutura de K é composta por 78% de martensita e 22 % de bainita, enquanto que para o W a combinação é de 89% martensita e 11% bainita. Uma outra explicação para esse efeito é o teor de Cr maior em K e, como visto anteriormente, a precipitação de carbetos após o TTPS está ligada a razão Cr/C de cada um dos metais de solda [76].

De acordo com estudo de PARK et al. [57], onde foram quantificados os percentuais da microestrutura de aços Ni-Cr-Mo com diferentes teores de Ni – 2,66%, 3,63% e 4,82%, foi possível concluir que o aumento no teor de Ni gerou um aumento no percentual de martensita revenida presente na microestrutura e, além disso, também provocou uma redução no tamanho de grão. Relacionando esta conclusão com o presente trabalho, o metal de solda W possui maior teor de Ni e, observando a Figura IV.12, há a indicação que W apresenta uma microestrutura mais refinada em relação a K, consequentemente apresentando um comportamento de tenacidade diferente.

Através de resultados importantes, com a técnica de EBSD, foi possível observar que o metal de solda W apresentou microestrutura mais refinada e uma frequência maior de contornos de alto ângulo em relação ao K. Ambos resultados ajudam a explicar um maior valor de tenacidade para o metal de solda W.

A presença de contornos de alto ângulo é um aspecto importante que deve ser destacado. De acordo com a Figura IV.13, é possível observar a distribuição de contornos de alto ângulo em ambos os metais de solda. De acordo com LI et al. [59], uma microestrutura multifase, com mistura de martensita e bainita, apresenta maior porcentagem de contornos de alto ângulo em sua microestrutura. O resultado do presente estudo está de acordo com a constatação feita por LI et al. [59], pois apresenta uma microestrutura composta, predominantemente, por bainita e martensita e uma grande parcela dos contornos são de alto ângulo.

Importante destacar também que, apesar de a martensita no metal de solda tentar ser evitada por ser associada a baixa tenacidade, a mesma nem sempre é certeza de queda de tenacidade, principalmente considerando martensita revenida [30]. Este fato, além de em concordância com o presente estudo, também é abordado no trabalho de JORGE et al. [76]. No estudo referido, há uma comparação entre metais de solda de alta resistência obtidos por SMAW e GMAW e os resultados se apresentaram de forma semelhante aos obtidos no presente trabalho: altos valores de tenacidade e microestrutura composta predominantemente por bainita e martensita.

Por fim, o TTPS não provocou mudanças drásticas na microestrutura de ambos os metais de solda. Observando as Figuras IV.10 e IV.11, para condição após o TTPS, é possível observar uma estrutura constituída, presumivelmente, de martensita e bainita revenidas, tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para ambos os metais de solda.

V.5 – Considerações Adicionais

Por fim, após todas as avaliações feitas anteriormente, é possível concluir um parecer sobre o comportamento mecânico de ambos os metais de solda. Ambos os metais de solda apresentaram o mesmo patamar de microdureza e, através de uma análise minuciosa da literatura anterior, também foi possível inferir que apresentaram mesmo nível de resistência mecânica.

No entanto, considerando a tenacidade, os metais de solda apresentaram um comportamento diferente. Após o TTPS, os valores de tenacidade para K tenderam a sofrer uma redução. Por outro lado, para W, houve um aumento de tenacidade após a realização do tratamento térmico. Considerando que o presente estudo tem por objetivo o desenvolvimento de consumíveis para soldagem de aços utilizados em equipamentos de

ancoragem com requisitos desafiadores de propriedades mecânicas [50], entende-se que do ponto de visto de tenacidade ao impacto, o consumível W parece indicar um comportamento mais seguro, visto um melhor resultado após a execução do TTPS. Este resultado pode ser associado com a diferente proposta de composição química, onde os elementos Cr e Mo, potentes formadores de carbetos se apresentam em menores teores. Para manter elevados níveis de resistência e tenacidade, houve um aumento de elementos como o Mn e Ni, notadamente este último, que contribui de forma positiva tanto para a resistência pelo endurecimento por solução sólida como para a tenacidade pelo refino da microestrutura, como observado na análise microestrutural realizada. Os comportamentos de ambos os metais de solda podem ser observados na Figura V.6.

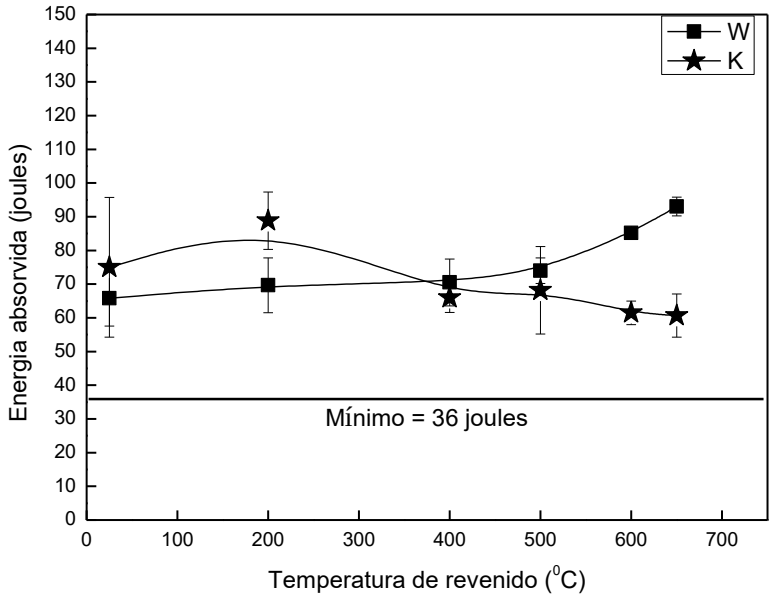


Figura V.6 – Variação da tenacidade ao impacto dos metais de solda com a temperatura de TTPS em comparação com os requisitos exigidos pela norma IACS W22 para o ao grau R4 [50].

CAPÍTULO VI – CONCLUSÕES

Diante do que foi exposto ao longo do presente estudo, é possível concluir que:

a) Ambos os metais de solda apresentaram microestrutura característica de metais de solda de aços de alta resistência, composta de martensita e bainita revenidas;
b) O metal de solda W apresentou uma microestrutura mais refinada que o metal de solda K, devido a maior ocorrência de martensita revenida associada com o maior teor do elemento Ni;
c) Para o metal de solda K, o TTPS não provocou mudanças significativas na tenacidade ao impacto;
d) Para o metal de solda W, o TTPS promoveu um aumento da tenacidade ao impacto devido ao efeito predominante de revenimento da martensita;
e) Ambos os metais de solda mostraram comportamento adequado para utilização na soldagem de aços do tipo R4 da norma IACS W22.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão de trabalhos futuros, permite-se sugerir:

a) Realizar análise por Microscopia eletrônica de Transmissão (MET) dos metais de solda para identificação dos carbetos presentes e sua influência na tenacidade ao impacto;
b) Realizar um estudo das propriedades mecânicas dos metais de solda com um preaquecimento inferior a 200°C;
c) Realizar análise mais detalhada por EBSD para obtenção de mais evidências que possam contribuir para explicação dos resultados e;
d) Realizar soldagem de juntas soldadas utilizando como metal base aços de alta resistência utilizados em amarras e acessórios de ancoragem, de forma a avaliar a adequação do consumível desenvolvido para esta aplicação.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] NETO, J. B. O.; SHIMA, W. T.; “Trajetórias Tecnológicas no Segmento *Offshore*: Ambiente e Oportunidades”, R. Econ. contemp., Rio de Janeiro, v. 12, n. 2, p. 301-332, maio/ago. 2008.

[2] Offshore Production Facilities. Disponível em <http://www.api.org/oil-and-natural-gas/wells-to-consumer/exploration-and-production/offshore/offshore-production-facilities> Acesso em 23 Abr. 2018.

[3] BJøRNSEN, E.; “Chains in Mooring Systems. Norwegian University of Science and Technology, Department of Structural Engineering”, MASTER THESIS, June 2014.

[4] MONTEIRO, J. L. D. et al.; “CT-21 Influência do Preaquecimento nas Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Aço de Alta Resistência Obtido pelo Processo GMAW para Utilização em Componentes de Ancoragem”. I Congresso Pan-americano de Soldagem XL CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem São Paulo – Brasil – 20 – 23, Outubro, 2014.

[5] PINHEIRO, M. M. et al.; “Efeito do Tratamento Térmico Pós-soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Alta Resistência Obtidos por Arame Tubular tipo Metal Cored” IN: CONGRESSO INTERNACIONAL DA ABM, 67°, 2012, Rio de Janeiro, Anais, p. 806-818, 2012.

[6] 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, Outubro 2001.

[7] GORNI, A.A.; “Aços Avançados de Alta Resistência: Microestrutura e Propriedades Mecânicas”, Corte e Conformação de Metais, 4:44, pp. 26-57, 2008.

[8] ZHANG, T.; LI, Z.; YOUNG F.; KIM, H.J.; LI, H.; JING, H.; TILLMANN, W.; “Global progress on welding consumables for HSLA steel”, ISIJ Int; 54:1472–1484, 2014.

[9] 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.

[10] FARNEZE, H.N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; “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, pp. 151-160, 2009.

[11] KITAGAWA, Y.; KAWASAKI, H.; “Recent Development of High-strength and Tough Welding Consumables for Offshore Structures”, Kobelco Tech Rev; 32:1-8, 2013.

[12] ZHAO, M. C.; YANG, K.; SHAN, Y. Y.; “Comparison on Strength and Toughness Behaviors of Microalloyed Pipeline Steels with Acicular Ferrite and Ultrafine Ferrite”. Materials Letters 57: 1496–1500, 2003.

[13] BEIDOKHTI, B.; KOKABI, A. H.; DOLATI, A.; “A Comprehensive Study on the Microstructure of High Strength Low Alloy Pipeline Welds”. Journal of Alloys and Compounds 597: 142–147, 2014.

[14] YU, H.; SUN, Y.; CHEN, Q.; JIANG, H.; ZHANG, L.; “Precipitation Behaviors of X70 Acicular Ferrite Pipeline Steel”. Journal of University of Science and Technology Beijing, Mineral, Metallurgy, Material 13(6): 523–527, 2006.

[15] SHIN, S. Y.; HWANG, B.; KIM, S.; LEE, S.; “Fracture Toughness Analysis in Transition Temperature Region of API X70 Pipeline Steels.” Materials Science and Engineering A 429: 196–204, 2006.

[16] ABEDI, S. S.; ABDOLMALEKI, A.; ADIBI, N.; “Failure Analysis of SCC and SRB Induced Cracking of a Transmission Oil Products Pipeline.” Engineering Failure Analysis 14(1): 250–261, 2007.

[17] BEIDOKHTI, B.; KOUKABI, A. H.; DOLATI, A.; “Effect of Titanium Addition on the Microstructure and Inclusion Formation in Submerged Arc Welded HSLA Pipeline Steel”. Journal of Materials Processing and Technology 209(8): 4027–4035, 2009.

[18] BHOLE, S. D.; NEMADE, J. B.; COLLINS, L.; LIU, C.; “Effect of Nickel and Molybdenum Additions on Weld Metal Toughness in a Submerged Arc Welded HSLA Line-pipe Steel”. Journal of Materials Processing and Technology 173(1): 92–100, 2006.

[19] AVAZKONANDEH-GHARAVOL, M. H.; HADDAD-SABZEVAR, M.; HAERIAN, A.; “Effect of Copper Content on the Microstructure and Mechanical Properties of Multipass MMA Low Alloy Steel Weld Metal Deposits”, 2009.

[20] SURIAN, E. et al.; “Influence of Carbon on Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode”, Welding Journal, vol. 70, pp. 133s-140s, Jun. 1991.

[21] EVANS, G. M.; “The Effect of Stress-Relieving on the Microstructure and properties of CMn All-Weld Metal”, Welding Research Abroad, vol. 37, nº. 2/3, pp. 2-10, Feb/ Mar 1991.

[22] 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.

[23] 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.

[24] LEE, H.; LEE, H.; “Effect of Cr Content on Microstructure and Mechanical Properties of Low Carbon Steel Welds”, International Journal of Electrochemical. Sci, 10 8028-8040, 2015.

[25] JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; REBELLO, J. M. A.; “The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C–Mn weld metal deposits”, Materials Characterization 195– 205, 2001.

[26] TAYLOR, D. S.; EVANS, G. M.; “Development of MMA Electrodes for Offshore Fabrication”, Metal Construction, vol. 15, nº. 8, pp. 438 – 443, Aug. 1983.

[27] KEEHAN, E.; “Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals”. Thesis for The Degree of Doctor of Philosophy. Department of Experimental Physics. Chalmers University of Technology and Göteborg, University. Sweden, 2004.

[28] HOEKSTRA, S.; BURG, M. A.M.S.; OUDEN, G.; “Microstructure and Noth Toughness of ferritic weld Metal”, Metal Construction, 18(12), pp. 772-775, 1986.

[29] ZHANG, Z.; FARRAR, R.; “Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn- Ni Weld Metals”, Weld Journal, vol. 76, nº 5, pp. 183s – 196s, May 1997.

[30] BHADESHIA, H.K.D.H.; “Strong Ferritic - Steel Welds”, Materials Science Forum, v. 539-543, n. 1, pp. 6-11, 2007.

[31] 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.

[32] HARRISON, P.; FARRAR, R.; “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and CMn-Ni Weld Metals. Part 1 – Microstructural Development”, Metal Construction, vol. 19, nº. 7, pp.392R – 399R, Jul. 1987.

[33] SVENSSON, L.E.; “Microstructure and Properties of High Strength Weld Metals”. Materials Science Forum: V., 539-543; pp. 3937-3942, 2007.

[34] MAO, G.; CAO, R.; YANG, J.; JIANG, Y.; WANG, S.; GUO, X.; “Effect of Nickel Contents on the Microstructure and Mechanical Properties for Low-carbon Bainitic Weld Metals”, Journal of Materials Engineering and Performance, 26(5):2057–2071, 2017.

[35] ASM METALS HANDBOOK; volume 4 – “Heat Treating”; ASM International, pg 83, 2002.

[36] GOMES, A.J.M., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S. e JORGE, J.C.F., “Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Extra Alta Resistência com Diferentes Tratamentos Térmicos Pós-soldagem”, Anais do XXXVIII CONSOLDA, p.1-13, 2012.

[37] 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.

[38] UZUNALI, U. Y., CUVALCI, H.; “The Effects of Post Weld Heat Treatment on the Mechanical Properties of Tempered Martensite and High Strength Steel Welded Joints”, The 2015 World Congress on Advances in Structural Engineering and Mechanics (ASEM15), Incheon, Korea, August 25-29, 2015.

[39] JORGE, J.C.F.; 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 & Inspeção, vol. 18, nº 2, pp. 137–148, 2013.

[40] AWS 5.5, Specification for Low Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding, 1996.

[41] 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.

[42] VOGAS, P.V.B.D; Efeito do Preaquecimento e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Metal de Solda de Aços de Alta Resistência Obtidos pelo Processo de Arame Tubular do tipo Flux-Cored; Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ/PPEMM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[43] QUEIROZ, S.S., “Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Alta Resistência Obtido pelo Processo GMAW”, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, maio, 2016.

[44] LINS JUNIOR, A.S.; JORGE, C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; “Avaliação das Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Aço de Alta Resistência Obtido pelo Processo de Soldagem GMAW para Aplicação em Componentes de Sistemas de Ancoragem”, LXIX Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, São Paulo, SP, Brasil, 2014.

[45] LEMOS, J.D.M.; “Influência do Procedimento de Soldagem na rRelação 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.

[46] 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.

[47] MOSA E. S.; ABDELAZIZ, H. M.; MORSY, M. A.; ELAMAOULA, A. E. A.; ATLAM, A.; “Investigation of the Influence of Post Welding Heat Treatments on Weldments Between P91 and P11”, International Research Journal of Engineering and Technology; 3(11):833-841, 2016.

[48] PENG, Y.; ZHANG, Y.; ZHAO, L.; Ma, C.; TIAN, Z.; “Effect of Heat Input and Heat Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of Welded Joint of TMCP890 Steel”, International Institute of Welding, Março, 2018.

[49] TRINDADE, V. B.; PARANHOS, R. P. R.; PAYÃO, J. C.; SOUZA, L. F. G.; “Influência da Adição de Níquel na Tenacidade de Metais de Solda de Aços C-Mn Antes e Após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões”, Soldagem Insp., Vol. 10, No. 4, p.164-171, Outubro - Novembro, 2005.

[50] INTERNATIONAL ASSOCIATION OF CLASSIFICATION SOCIETIES, Offshore Mooring Chain, W22, USA, 2011.

[51] ASTM A 36. Standard Specification for Carbon Structural, 1996.

[52] AWS 5.5, Specification for low alloy steel electrodes for shielded metal arc welding, 1996.

[53] ISO 15792-1. Part 1: Test methods for all-weld metal test specimens in steel, nickel and nickel alloys, First Edition, 2000.

[54] EN 1011-2. Welding - Recommendations for welding of metallic materials, 2001.

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

[56] SHRESTHA, S. L.; BREEN, A. J.; TRIMBY, P.; PROUST, G.; RINGER, S. P.; CAIRNEY, J. M.; “An Automated Method of Quantifying Ferrite Microstructures Using Electron Backscatter Diffraction (EBSD) Data”, Ultramicroscopy, 137, p.40-47, 2014.

[57] PARK, S.; LEE, K.; MIN, K.; KIM, M.; LEE, B.; “Characterization of Phase Fractions and Misorientations on Tempered Bainitic/Martensitic Ni-Cr-Mo Low Alloy RPV Steel with Various Ni Content”, Met. Mater. Int., 19(1), p.49-54, 2013.

[58] ZHOU, T.; YU, H.; WANG, S.; “Effect of Microstructural Types on Toughness and Microstructural Optimization of Ultra-heavy Steel Plate: EBSD Analysis and Microscopic Fracture Mechanism”, Materials Science & Engineering A, 658, p.150-158, 2016.

[59] LI, Q.; HUANG, X.; HUANG, W.; “EBSD Analysis of Relationship Between Microstructural Features and Toughness of a Medium-carbon Quenching and Partitioning Bainitic Steel”, Journal of Materials Engineering and Performance, 26, p.6149–6157, 2017.

[60] GOMES, A. J. M.; JORGE, J. C. F.; 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”, Materials Science Forum, 758:21-32, 2013.

[61] JORGE, J. C. F.; FARAGASSO, S. M.; SOUZA, L. F. G.; BOTT, I. S.; “Effect of post welding heat treatment on the mechanical and microstructural properties of extra high-strength steel weld metals, for application on mooring equipment”, Welding International, 29:521–529, 2015.

[62] RAMIREZ, J. E.; “Examining the mechanical properties of high-strength steel weld metals”, Welding Journal, 88(1):32-38, 2009.

[63] JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G.; SANTOS FILHO, O. R.; BOTT, I. S.; “Estudo de metais de solda de aço de extra alta resistência para utilização em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo. Parte I: Propriedades Mecânicas”, Anais do 370 Congresso Nacional de Soldagem, 1-10, 2011.

[64] SURIAN, E., RISSONE, N. M., SVOBODA, H. G., VEDIA, L.A. “SMAW, FCAW and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties”. Welding Journal, Vol. 89, pp. 54-64-s, Mar 2010.

[65] SURIAN, E.; DE VEDIA, L.; “All-Weld-Metal Design for AWS E10018M, E11018M and E12018M Type Electrodes”; Welding research supplement; 217 a 228-s, 1999.

[66] LORD, M.; JENNINGS, G.; “Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals”, Svetsaren, nr.1-2, pp.53-58, 1999.

[67] KARLSSON, L.; SVENSSON, L. E.; HURTIG, K.; “Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals”, Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, 5:62-70, 2014.

[68] GOMES, A. J. C., QUEIROZ, S. S., JORGE, J. C. F., SOUZA, L. F. G., MENDES, M. C., ARAÚJO, L. S.; “Mechanical properties and microstructure of high strength steel weld metals obtained by GMAW e SMAW processes”, Proceedings of the 72th ABM Annual Congress; Oct 2-6; São Paulo, Brazil, 72(1):1177- 1186, 2017.

[69] ESQUIVEL, A. S.; NAYAK, S. S.; XIA, M. S.; ZHOU, Y.; “Microstructure, Hardness and Tensile Properties of Fusion Zone in Laser Welding of Advanced High Strength Steels”, Canadian Metallurgical Quarterly, Vol. 51 no 3, 2002.

[70] YURIOKA, N.; KASUYA, T.; ‘A Chart Method to Determine Necessary Preheat in Steel Welding’, Weld. World, 35, 327–334, 1995.

[71] PAVLINA, E., J.; VAN TYNE, C. J.; “Correlation of Yield Strength and Tensile Strength with Hardness for Steels”, Journal of Materials Engineering and Performance, Volume 17(6), December 2008.

[72] PINHEIRO, M.M.; “Influência do Preaquecimento e Tratamento Térmico Pós-soldagem nas Propriedades Mecânicas do Metal de Solda de Aços de Lata Resistência Obtidos pelo 88 Processo Arame Tubular Tipo Metal Cored”; Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ/PPEMM, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[73] EVANS, G. M.; “The Effect of Molybdenum 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.

[74] 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.

[75] LORD, M., JENNINGS, G., Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals, Svetsaren, nr.1-2, pp.53-58, 1999.

[76] JORGE, J. C. F.; MONTEIRO, L. D.; GOMES, A. J. C.; BOTT, I. S.; SOUZA, L. F. G.; MENDES, M. C.; ARAÚJO, L. S.; “Influence of Welding Procedure and PWHT on HSLA Steel Weld Metals”, Journal of Materials Research and Technology, Junho de 2018.

[77] PARK, S.; KIM, M.; LEE, B.; WEE, D.; Correlation of the Thermodynamic Calculation and the Experimental Observation of Ni–Mo–Cr Low Alloy Steel Changing Ni, Mo, and Cr Contents”, Journal of Nuclear Materials 407, 126–135, 2010.

[78] GIANETTO, J. A.; GOODALL, G. R.; TYSON, W. R.; FAZELI, F.; QUINTANA, M. A.; RAJA, V. B.; CHEN, Y.; Microstructure and properties of high strength steel weld metals, Proceedings of the 9th International Pipeline Conference; Sept 24-28; Calgary, Alberta, Canada, p.1-12, 2012.

[79] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDREN, H. O.; Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part I – Effect of nickel content, Science and Technology of Welding and Joining; 11(1):1-8, 2006.

[80] KARLSSON, L.; KEEHAN, E.; ANDREN, H. O.; BHADESHIA, H. K. D. H.; “Development of high strength steel weld metals – potential of novel high-Ni compositions”, Proc. of the ‘Eurojoin 5’, Vienna, Austria, p.1-8, Maio de 2004.

[81] SURIAN, E., RISSONE, N. M., VEDIA, L.A.; “Influence of Molybdenum on Ferritic High-strength SMAW All-weld-metal properties”, Welding Journal; 84(4):53s-62s, 2005.

[82] SCHNITZER, R.; ZÜGNER, D.; HASLBERGER, P.; ERNST, W,; KOZESCHNIK.; E. “Influence of Alloying Elements on the Mechanical Properties of High-strength Weld Metal”, Science and Technology of Welding and Joining; 22(6): 1-9, 2017.

[83] HOEKSTRA, S., BURG, M. A.M.S. and OUDEN, G.; “Microstructure and Noth Toughness of Ferritic Weld Metal”, Metal Construction, 18(12), pp. 772-775, 1986.