CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO COMPARATIVO DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA PARA UTILIZAÇÃO EM COMPONENTES DE LINHAS DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS DE PETRÓLEO

Antonio Jose Mendes Gomes

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Mestrado 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 / 2012

ESTUDO COMPARATIVO DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA PARA A UTILIZAÇÃO EM COMPONENTES DE LINHAS DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS DE PETRÓLEO

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 Mendes Gomes

Aprovada por:

Presidente, Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Orientador)

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Coorientador)

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Profª. Ivani de Souza Bott, Ph.D. (DEMA/PUC-RIO)

Rio de Janeiro
Novembro / 2012

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

G633 Gomes, Antonio José Mendes

Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo / Antonio Jose Mendes Gomes.—2012.

xiv, 92f. : il.color. , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2012.

Bibliografia : f.87-92

Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge

Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Metalurgia. 2. Soldagem. 3. Metais – Propriedades mecânicas. 4. Metais – Tratamento térmico. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 669

À minha saudosa Mãe Maria Mendes e meu Pai Antonio Abreu e

amada Esposa Elisabete e aos meus queridos Filhos Antonio e Pedro

AGRADECIMENTOS

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

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

- Aos meus Pais Maria Mendes de Souza Gomes (em memória) e Antonio Abreu de Sousa Gomes, por estarem sempre por perto e torcendo por mim.

- À minha esposa Elisabete Mesquita de Carvalho Gomes e meus filhos, Antonio José de Carvalho Gomes e Pedro Henrique de Carvalho Gomes, pela compreensão nos momentos em que estive ausente e por toda ajuda, amor e motivação que sempre procuraram transmitir ao longo desta jornada.

- À Regina Carvalho (cunhada), Alice Lurdes e Albino Henrique (sogros) pelo carinho, apoio e incentivo.

- À minha Irmã Andrea Mendes, reconhecimento pelo valoroso apoio em momentos passados.

- Ao Amigo Phlyvio Lucio que foi incentivador nos momentos que antecederam ao ingresso no curso de Mestrado.

- Ao Engenheiro José Martins da Silva Junior pelo companheirismo e motivação em cada fase do curso do Mestrado.

- Ao Professor do CEFET/RJ: Hector Reynaldo Meneses Costa (D.Sc.), pelo incentivo e valiosas orientações.

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

- À FLUKE ENGENHARIA, pelo inestimável suporte técnico e operacional para execução das soldagens, tratamento térmico e ensaios mecânicos, e em especial também a: Marcio Moura, Tatiana Farias e Jorge Vieira.

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

RESUMO

ESTUDO COMPARATIVO DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA PARA UTILIZAÇÃO EM COMPONENTES DE LINHA DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS DE PETRÓLEO

Antonio Jose Mendes 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 os resultados de propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda obtidos a partir de dois consumíveis com variações de Ni e Mn desenvolvidos em um programa de pesquisas, onde se avalia o desenvolvimento de diferentes formulações de eletrodos revestidos para a obtenção de elevadas resistência mecânica e tenacidade ao impacto, da ordem de 860 MPa e 50 Joules à -20°C, respectivamente, e dá sequência à discussão para um melhor entendimento da relação tenacidade x microestrutura destes metais de solda. Foram soldadas juntas multipasse, pelo processo de eletrodo revestido com 4,0mm de diâmetro, com preaquecimento de 250°C, corrente contínua, posição plana e aporte térmico médio de 1,5 kJ/mm. Após a soldagem, realizaram-se ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em corpos-de-prova retirados integralmente do metal depositado, tanto na condição de como soldado quanto após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS). Os tratamentos térmicos pós-soldagem consistiram de aquecimento a 600°C por 1, 2 e 3 horas seguido de resfriamento ao ar. Os resultados mostraram que os metais de solda obtidos apresentaram tenacidade ao impacto adequada, propiciando resultados superiores aos mínimos requeridos para a utilização na soldagem do aço IACS W22 GRAU R4 para todas as condições de análise. Adicionalmente, verificou-se uma forte relação entre a microestrutura e a composição química, particularmente, a relação Ni - Mn.

Palavras-chave:

Metal de solda; Propriedades mecânicas; Tratamento térmico.

Rio de Janeiro
Novembro / 2012

ABSTRACT

COMPARATIVE STUDY OF EXTRA HIGH STRENGTH STEEL WELD METAL FOR MOORING COMPONENTS OF OFFSHORE PLATFORMS

Antonio Jose Mendes 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 show the results of mechanical and microstructural properties weld metals obtained from two different covered electrodes with nickel and manganese variations developed in a wide research program which the main goal is the development of different covered electrodes to obtain high mechanical strength and impact toughness, of the order of 860 Mpa and 50 Joules at -20ºC, respectively. Besides the discussion about microstructure /toughness can continue. Welded joints were produced by using 4.0 mm diameter covered electrodes in multi-pass technique, using preheat of 250ºC, direct current, flat position and heat input of 1,5 KJ/mm. After welding, Mechanical tests (tensile, impact Charpy-V , hardness) and metallografic examination (optical microscopy and scanning electron microscopy) were performed in specimens removed integrally from the weld metal both in the as welded condition and post weld heat treatment at 600ºC for 1, 2 and 3 hours. The results shows that the obtained weld metal has impact properties higher than the minimum required for the welding of a IACS W2 R4 Grade steel in all conditions analysis and both consumables . In addition, it was observed a strong relation between microstructure and chemical composition, particularly relationship Ni-Mn.

Keywords:

Weld metal; Mechanical properties; Heat treatment.

Rio de Janeiro
November / 2012

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1
I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
I.1 – Introdução 3
I.2 – Influência da Composição Química nas propriedades dos metais de solda de aços de alta resistência 3
I.3 – Influência do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) nas propriedades de metais de solda de alta resistência 17
I.4 – Considerações Adicionais 33
II – MATERIAIS E MÉTODOS 38
II.1 – Materiais 38
II.1.1 – Material de Base 38
II.1.2 – Materiais de Adição 38
II.2 – Procedimentos de Soldagem 38
II.3 – Tratamentos Térmicos 42
II.4 – Análise Química 42
II.5 – Ensaios Mecânicos 43
II.5.1 – Ensaios de Tração 43
II.5.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 43
II.5.3 – Ensaios de Dureza 44
II.6 – Ensaios Metalográficos 45
III – RESULTADOS 47
III.1 – Introdução 47
III.2 – Análise Química 47
III.3 – Ensaios Mecânicos 47
III.3.1 – Ensaios de Tração 47
III.3.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 50
III.3.3 – Ensaios de Dureza 54
III.4 – Ensaios Metalográficos dos Metais Depositados 55
III.4.1 – Macrografia 55
III.4.2 – Micrografia 56
IV – DISCUSSÃO 63
IV.1 – Introdução 63
IV.2 – Propriedades Mecânicas dos Metais de Solda 67
IV.2.1 – Ensaio de Tração 67
IV.2.2 – Ensaio de Impacto 71

IV.2.3 – Ensaio de Dureza 73
IV.3 – Propriedades Microestruturais dos Metais de Solda 76
IV.4 – Considerações Sobre Resultados 82
IV.5 – Considerações Finais 83
V - CONCLUSÕES 85
SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS 86
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 87

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1	- Efeito do Manganês e Níquel na tenacidade ao impacto à -50°C	6
Figura I.2	- Previsão da tenacidade utilizando rede neural e resultados experimentais dos efeitos da concentração de Ni e Mn na tenacidade à -60°C	8
Figura I.3	- Curvas de transição dos metais de solda - KEEHAN et. al.[35]	11
Figura I.4	- Efeito da concentração de Mn e Ni à -40ºC, previsto por rede neural. Plotadas as composições químicas dos metais de solda estudo KEEHAN et. al.[35]	12
Figura I.5	- Resultados reais x previsão rede neural à -40ºC – FARAGASSO [7] , FARNEZE [9]	13
Figura I.6	- Variação dos teores de Niquel e Manganês apresentados por SVENSSON [36]	15
Figura I.7	- Efeito da relação Ni- Mn na microestrutura de metais do solda de alta resistência [37].	16
Figura I.8	- Tensões que ocorrem durante o processo de soldagem [10]	18
Figura I.9	- Distribuição típica longitudinal (a) e transversal (b) de um cordão de solda [10]	18
Figura I.10	- Relação entre tempo e temperatura no alívio de tensões dos aços [49]	19
Figura I.11	- Temperatura de impacto onde foi absorvida energia Charpy-V de 30J, 50J e 70J em função do teor de Ni dos metais de solda na condição de CS e após TTPS [15]	22
Figura I.12	- Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituinte A-M) presentes nos metais de solda nas condições de como soldado [15]	23
Figura I.13	- Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituintes A-M) presentes nos metais de solda após TTPS [15]	23
Figura I.14(a)	- Influência dos teores de Ni / Mn na tenacidade após TTPS – 0,65 % Mn [13]	24
Figura I.14(b)	- Influência dos teores de Ni / Mn na tenacidade após TTPS – 1,18 % Mn [13]	24
Figura .I.15	- Comportamento da tenacidade ao impacto com variações do teor de Mn e variação de temperatura de -90°C até 20°C [55]	25
Figura I.16	- Aspecto microestruturas da condição de CS observado por microscopia ótica. Aumento de 500 X. Ataque: Nital 2% [9]	26
Figura I.17	- Aspecto microestruturas da condição após TTPS observado por microscopia ótica. Aumento de 500 X. Ataque: Nital 2% [9]	27
Figura I.18	- Aspecto microestruturas da condição de CS observado por microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 1000 X. Ataque: Nital 2% [9]	27
Figura I.19	- Aspecto microestruturas da condição após TTPS observado por microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 1000 X. Ataque: Nital 2% [9]	28
Figura I.20	- Detalhe da ocorrência de microconstituintes A-M na região reaquecida do metal de solda do eletrodo revestido na condição de CS - Microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 2000 X Ataque: Nital	28

	2%. [9]	
Figura I.21	- Influência das quantidades de Mn e Ni no porcentual de ferrita acicular (FA) presente no metal de solda (■ resultados ZHANG e FARRAR [27]; ● resultados HARRISON e FARRAR [17]; ▲ resultados EVANS [13]) [27]	29
Figura I.22	- Indicação dos limites de início de formação da martensita (■ resultados ZHANG e FARRAR [27]; ● resultados HARRISON e FARRAR [17]; ▲ resultados EVANS [13]) [27].	30
Figura I.23	- Indicação dos ensaios de dureza – 1 e 5 mm da superfície [57]	30
Figura I 24	- Variação da dureza a 1 mm de profundidade [57]	31
Figura I.25	- Variação da dureza a 5 mm de profundidade [57]	31
Figura I.26	- Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada [57]	32
Figura I.27	- Microscopia eletrônica de transmissão, aço 0,32%C - 0,13%Mn - 9,05%Ni . Ferrita (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M sob forma poligonal apresentando uma clara evidência da existência de martensita em seu interior [60].	35
Figura I.28	- Microscopia eletrônica de varredura, aço 0,09%C-2,17% Mn. ferrita e o constituinte A-M . Ataque nital 2% e picral 2%. Aumento 4000X [61]	36
Figura I.29	- Microscopia ótica, aço 0,13%C - 1,60%Mn 0,48%Mo. Região da zona afetada pelo calor aquecida até à zona intercrítica do aço. Matriz ferrítica em fundo cinza. Carbetos em depressões aparecem escuros. Constituintes A-M em alto relevo aparecem brancos. Ataque Le Pera modificado. Aumento 1000X [62]	37
Figura II.1	- Detalhes da geometria do chanfro utilizado (cotas em mm).	39
Figura II.2	- Detalhe da sequência de soldagem com consumível B	39
Figura II.3	- Detalhe da sequência de soldagem com consumível W	40
Figura II.4	- Aspecto geral das juntas soldadas – consumíveis B e W	42
Figura II.5	- Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).	43
Figura II.6	- Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)	44
Figura II.7	- Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cota em mm)	45
Figura II.8	- 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).	46
Figura III.1	- Efeito do tratamento térmico no limite de resistência e limite de escoamento para o metal de solda B.	49
Figura III.2	- Efeito do tratamento térmico no limite de resistência e limite de escoamento para o metal de solda W	49
Figura III.3	- Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com o tempo do TTPS (600°C) para o metal de solda B	51
Figura III.4	- Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com o tempo do TTPS (600°C) para o metal de solda W.	51
Figura III.5	- Energia absorvida X temperatura para as condições de CS e TTPS – metal de solda B	53

Figura III.6	- Energia absorvida X temperatura para as condições de CS e TTPS – metal de solda W	53
Figura III.7	- Perfil de dureza Vickers para o metal de solda B	54
Figura III.8	- Perfil de dureza Vickers para o metal de solda W	55
Figura III.9	- Aspecto macrográfico das juntas soldadas.	56
Figura III.10	- Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível B observados por MO. Aumento: 1000X. Ataque: nital 2%.	58
Figura III.11	- Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível W observados por MO. Aumento: 1000X. Ataque: nital 2%.	59
Figura III.12	- Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível B observados por MEV. Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.	60
Figura III.13	- Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível W observados por MEV. Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%	61
Figura III.14	- Detalhe da ocorrência precipitação de carbetos no contorno de grão com o tratamento térmico no metal de solda B (MEV) - Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.	62
Figura III.15	- Detalhe da ocorrência de constituintes A-M e de sua decomposição com o tratamento térmico no metal de solda W (MEV) - Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.	62
Figura IV.1	- Variação da resistência mecânica com o carbono equivalente dos metais de solda B e W e literatura [32,33,58,64]	69
Figura IV.2	- Variação da dureza Vickers (5kg) em função do teor de Ni dos metais de solda nas considerações de CS e após TTPS [15]	74
Figura IV.3	- Gráfico comparativo dos resultados das propriedades de limite de resistência e dureza para o metal de solda B	75
Figura IV.4	- Gráfico comparativo dos resultados das propriedades de limite de resistência e dureza para o metal de solda W	76
Figura IV.5	- Microestrutura observada por MEV da região colunar do último passe no estado de como soldado.	77
Figura IV.6	- Microconstituinte A-M em contorno de grão ferrítico	79
Figura IV.7	- Efeito do níquel e manganês na tenacidade ao impacto à -50°C	81

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1	- Composição química dos metais de solda (% em peso) [19]	7
Tabela I.2	- Composição Química dos metais de solda do estudo de KEEHAN et.al. (% em peso) e parâmetros de soldagem [35]	9
Tabela I.3	- Resultados dos ensaios mecânicos e os valores estimados rede neural realizados nos cinco corpos-de-prova [35]	10
Tabela I.4	- Comparativo entre resultados de tenacidade dos ensaios versus rede neural [35]	12
Tabela I.5	- Apresentação dos estudos x resultados reais e estimados para tenacidade utilizando a rede neural [7,9]	13
Tabela I.6	- Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 [21].	33
Tabela II.1	- Composição química dos consumíveis conforme dados do fabricante (% em peso)	38
Tabela II.2	- Parâmetros da soldagem utilizados com o consumível B	40
Tabela II.3	- Parâmetros da soldagem utilizados com o consumível W	41
Tabela II.4	- Condições de analise dos metais de solda	42
Tabela III.1	- Composição química dos metais de solda depositados (% em peso).	47
Tabela III.2	- Resultados dos ensaios de tração dos metais de solda	48
Tabela III.3	- Resultados dos ensaios de impacto a -20ºC realizados nas condições de CS e após TTPS	50
Tabela III.4	- Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V (Joules) - TTPS à 600℃ por 2 horas	52
Tabela III.5	- Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda	56
Tabela IV.1	- Resultados obtidos no presente estudo e anteriores [5,7] com preaquecimento à preaquecimento à 250℃ e TTPS – 2h	65
Tabela IV.2	- Resultados obtidos em estudos anteriores [8,10,11] com TTPS – 2h	66
Tabela IV.3	- Propriedades mecânicas do consumível D com a corrente de soldagem [5]	68
Tabela IV.4	- Resultados das propriedades mecânicas para os metais de solda B e W	82

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Intensidade de Corrente em Ampéres
Al	Alongamento percentual
AM	Microconstituinte austenita-martensita
ASTM	American Society for Testing and Materials
AT	Aporte Térmico em KJ/mm
AWS	American Welding Society
CS	Como Soldado
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Primária
FS	Ferrita com Segunda Fase
FSA	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FSNA	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
HV	Dureza Vickers
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
MS	Ponto de Início da Martensita
SMAW	Shielded Metal Arc Welding
TRC	Transformação em Resfriamento Contínuo
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
V	Tensão em Volts

INTRODUÇÃO

A partir de uma perspectiva bem elevada, é possível notar o delineamento de um cenário mundial de avanços tecnológicos crescentes e com a necessidade de atender à demandas cada vez mais desafiadoras, nos mais variados segmentos. As principais questões abordadas são relacionadas com a preservação ambiental, energia, redução de custos e segurança nas operações, as quais estão fortemente ligadas aos estudos dos diversos materiais disponíveis bem como suas múltiplas derivações. A título de exemplo, pode-se notar o empenho da indústria automobilística na sequência de pesquisas buscando a redução de peso dos veículos através de estruturas que conjuguem resistência e segurança, objetivando redução de consumo de combustíveis e consequentemente uma geração cada vez menor de poluentes [1].

As indústrias naval e de petróleo tem se destacado nos últimos anos, já que a geração de energia através do potencial exploratório nos mares é altíssimo. Projetos cada vez mais sofisticados, utilização de modernas técnicas computacionais e de aços de alta extra resistência, com limites de resistência cada vez maiores, tem possibilitado construções de estruturas flutuantes mais leves, que consomem uma quantidade menor de aços estruturais por tonelada de carga produzida, além de menor consumo de combustíveis o que promove redução nos níveis de poluição. De forma correlata, o processo de fabricação preponderante, a soldagem, tem recebido atenção especial das academias bem como dos fabricantes já que para a construção de uma unidade flutuante, seja uma embarcação ou mesmo uma plataforma, quilômetros de juntas soldadas são realizadas e várias delas com inúmeros passes com requisitos específicos para condições severas de serviço, com ênfase para baixas temperaturas.

Neste contexto, o presente trabalho, faz parte de um amplo projeto de pesquisa intitulado “Vida em Fadiga de Amarras de Ancoragem”, que tem por objetivo o desenvolvimento de procedimentos de soldagem para amarras e acessórios para a aplicação em sistemas de ancoragem de plataformas de petróleo.

Dentro do projeto, já foram desenvolvidos diversos estudos [2-12], onde é destacada a importância das amarras no desempenho dos sistemas de ancoragem e a consequentemente integridade da segurança das operações com unidades flutuantes.

A presente proposta dá continuidade a trabalho anterior [7] e visa a avaliação das propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda obtidos a partir de dois consumíveis, sendo um nacional e outro importado, com diferentes formulações com variações

nos teores dos elementos Ni e Mn, que permitam a obtenção de resistência mecânica e tenacidade ao impacto, da ordem de 860 MPa e 50 joules à -20°C, respectivamente, e dá sequência à discussão para um melhor entendimento da relação tenacidade x microestrutura destes metais de solda. Adicionalmente, se discute a questão fundamental do efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas, tratamento mandatório para estes equipamentos.

Através de um estudo sistemático e aprofundado dos metais de solda em questão, poderá ser possível uma avaliação mais precisa das condições que interferem nos resultados de propriedades mecânicas e, conseqüentemente, na identificação de composições químicas mais adequadas para os consumíveis para soldagem de aços utilizados em equipamentos de ancoragem de plataformas de petróleo.

A realização de estudo criterioso por microscopia ótica e eletrônica, permitirá um melhor conhecimento das microestruturas presentes nos metais de solda, em termos de constituintes e também microfases, o que levará a um entendimento mais completo da relação tenacidade x microestrutura para as diversas relações de Ni x Mn, presentes nas composições químicas dos consumíveis em análise.

Para atingir o objetivo geral deste trabalho, pode-se dividi-lo nos seguintes objetivos específicos:

a) Verificar a influência da composição química nas propriedades mecânicas e tenacidade ao impacto de metais de solda de aços de extra alta resistência realizando análise comparativa entre metais de solda obtidos utilizando-se dois eletrodos revestidos com composições químicas com diferentes teores de Ni e Mn.

b) Realizar uma avaliação da influência dos diferentes tempos de tratamento térmico pós-soldagem, nas propriedades mecânicas e microestruturais dos metais de solda em estudo.

c) Avaliar os resultados dos ensaios mecânicos e metalográficos realizados com os metais de solda, e através de análise comparativa procurar identificar qual consumível pode ser indicado para a utilização dentro dos parâmetros de aceitação.

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1. Introdução

O desafio de utilizar a soldagem como principal processo de fabricação utilizando aços de extra alta resistência fez com que fosse necessário também o desenvolvimento de consumíveis que produzissem metais de solda com comportamentos compatíveis com o metal base. Segundo WIDGERY et. al. [19], durante os anos 60 diversos estudos foram publicados descrevendo o desenvolvimento de metais de solda com limite de resistência na ordem de 1000 MPa. Nos anos seguintes, principalmente em aplicações militares, os aços de extra alta resistência estiveram presentes na fabricação de inúmeros equipamentos e estruturas oferecendo limites de resistência superiores a 690 MPa (100 Ksi) , tenacidade razoável e significativa redução de peso e dimensões. Tendo como bases pesquisas realizadas, é possível inferir a estreita relação entre as microestruturas dos metais de solda e as propriedades mecânicas, sendo que o criterioso controle da microestrutura é a chave para obtenção de juntas soldadas com propriedades que atenderão as mais variadas aplicações satisfazendo limites de resistência e tenacidade.

I.2- Influência da composição química nas propriedades dos metais de solda de aços de alta resistência

Ao longo dos últimos, o surgimento de aplicações de estruturas soldadas foi crescente, sobretudo em condições severas de serviço, tais como plataformas de petróleo, embarcações, tubulações, estruturas diversas. Consequentemente os metais de solda tiveram que acompanhar o desenvolvimento, apresentando resistência mecânica compatível bem como tenacidade adequada, principalmente em baixas temperaturas. Essa demanda por resultados de tenacidade cada vez mais específicos fez com que fossem realizados estudos contínuos no desenvolvimento de consumíveis capazes de produzir juntas cada vez melhores e que acompanhassem os parâmetros dos metais de base. A utilização do processo de soldagem na fabricação e/ou reparo de componentes para sistemas de ancoragem de unidades flutuantes demanda normas específicas para materiais adequados [20-21]. Segundo JORGE et al. [8], dependendo da aplicação as regras específicas podem levar à definição de requisitos extremamente complexos, visto haver na maior parte dos casos a necessidade de se associar elevadas resistências mecânicas com um alto padrão de tenacidade ao impacto, tais como 860

MPa e 50 Joules à -20℃ [8]. Este nível de exigência torna a soldagem destes componentes um grande desafio em termos não somente da definição do procedimento de soldagem mais adequado, como, principalmente na seleção e/ou desenvolvimento de consumíveis adequados para a aplicação. É importante ressaltar que nestes casos, mesmo as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como AWS A 5.5 [22] e MIL-E-22200/1F [23], ainda não definem os critérios de aprovação de consumíveis para esta aplicação, visto que estas normas limitam-se à consumíveis de resistência máxima 120 ksi (830MPa), portanto insuficiente para atendimento das necessidades. Adicionalmente, deve-se ressaltar que, mesmo nestes casos, não se define critérios de resistência ao impacto mínima, devendo ser a mesma acordada entre fornecedor e cliente [22], tendo ainda outro complicador, visto que, mesmo as propriedades quando especificadas, são relativas ao metal de solda no estado de como soldado, não havendo menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamento térmico de alívio de tensões, tratamento mandatório para acessórios de ancoragem [22]. As normas que realizam esta avaliação, podem até ter requisitos inferiores para a condição de tratado termicamente [23]. Ainda com referência a norma ANSI/AWS A5.5-96 observa-se que a medida que aumenta o limite de resistência de 70 Ksi (490 MPa) até o limite superior da norma que é 120 Ksi (830MPa) existe variação na composição química primeiramente no teor do Mn em seguida Ni e também no Cr. Estes elementos de liga durante o processo de solidificação promovem o endurecimento por solução sólida com as consequentes melhorias na resistência mecânica e diminuição nos resultados da tenacidade [22.].

Neste contexto, existem inúmeros trabalhos de pesquisa que avaliam a influência das diversas composições químicas dos consumíveis, mais especificamente a influência do Mn e Ni e seus teores [17,24-27], nas microestruturas formadas e assim nas propriedades mecânicas e tenacidades resultantes. De uma forma geral, esses elementos de liga adicionados aos aços retardam a transformação da austenita em temperaturas subcríticas; e isso facilita a obtenção de microestruturas que surgem às baixas temperaturas de transformação, ou seja, a bainita e a martensita, ao mesmo tempo em que evita o surgimento de microestruturas menos resistentes ferríticas - perlíticas. Assim os elementos Mn e Ni controlam a formação microestruturas, que é o fator que define as propriedades mecânicas em relação a uma maior resistência e tenacidade. Dessa maneira é possível alterar a composição química, combinando teores de diversos elementos de liga para obtenção de um mesmo efeito final correspondente a uma determinada microestrutura e, consequentemente, a uma propriedade mecânica. Em resumo, os elementos que proporcionam a formação de constituintes benéficos à tenacidade são os desejáveis no metal de solda.

De forma adicional, destacam-se as citações sobre a influência dos teores do carbono nas juntas soldadas [17,18,28] . Este elemento assume posição destacada por ser o mais importante no que se refere a influência na microestrutura do metal de solda de aços.

SURIAN et al. [29] verificaram que o aumento do teor de carbono (para tamanho de grão constante) irá aumentar o limite de escoamento e resistência mecânica, com uma correspondente redução da ductilidade do metal de solda. Além disso, que a tenacidade ao impacto Charpy-V diminui progressivamente, quando o teor de C aumenta de 0,05% a 0,12%, onde tal fato está relacionado ao maior teor de elementos de liga (Mn, Ni e Mo) presentes nos materiais avaliados no estudo em questão [29]. Fortalecendo este aspecto, o trabalho desenvolvido por EVANS [30] demonstra que o efeito do carbono se direciona para redução da ferrita primária (FP) em favor da formação da ferrita acicular (FA), favorecendo também a formação de carbetos, da ferrita com segunda fase (FS) e do microconstituinte A-M e que, para não deteriorar a tenacidade o teor de carbono deve ser mantido abaixo de 0,10 % nos cordões de solda.

Dentre as inúmeras composições químicas pesquisadas, os elementos Ni e Mn são aqueles com participação mais efetiva e também representam foco neste estudo. As quantidades de manganês e níquel na liga são muito importantes no processo de solidificação dos metais de solda de aço de extra alta resistência, onde os efeitos do manganês estão delineados pelo endurecimento por solução sólida e refino de grão devido à diminuição da temperatura de transformação da austenita para ferrita [28, 31].

O refino da microestrutura do metal de solda também é conseguido com teores de níquel de até 3,5%. O níquel provoca a redução de ferrita primária de contorno de grão, aumentando consideravelmente a quantidade de ferrita com segunda fase (FS) e ferrita acicular (FA) [24, 27]. HARRISON e FARRAR [17] creditam esse fato ao efeito que o níquel também possui de abaixar a temperatura de transformação para quase todas as taxas de resfriamento, causando uma redução ainda maior da temperatura de início da formação da FP(G), para uma mesma taxa de resfriamento. Em solução sólida, o níquel tem o efeito adicional de melhorar a tenacidade a baixas temperaturas.

As pesquisas de ZHANG e FARRAR [27] indicam que os melhores níveis de tenacidade são obtidos para uma combinação de 0,6 - 1,4% de Mn e 1,0 – 3,7% de níquel, salientando que adições além deste limite promovem a formação da martensita e outras formas microestruturais, que são prejudiciais para tenacidade do metal de solda.

TAYLOR e EVANS [34] ressaltam que é necessário fazer um balanço sobre o efeito combinado do Ni e do Mn, de forma a assegurar níveis de tenacidade adequados para o metal de solda, uma vez que adições de Ni reduzem o nível ótimo de Mn.

Os trabalhos desenvolvidos por KEEHAN et al. [26,28] vieram fortalecer esta premissa, onde os mesmos demonstraram, com o uso de modelos de rede neural, que o Ni na realidade não melhora a tenacidade em altas concentrações de Mn e o aumento de resistência ocorre quando é baixa a concentração de Mn. Nestes trabalhos [26,28], para uma composição com 0,6% de Mn e 6,6% de Ni, obteve-se o resultado de impacto Charpy-V de 101J à -60°C, com limite de escoamento de 721 MPa, indo de encontro à previsão do modelo de rede neural. De fato, os estudos mais relevantes da literatura [13-17,24-28,31-33] evidenciam a necessidade de um balanço preciso da relação Ni / Mn a fim de se obter propriedades adequadas, não se devendo promover um aumento continuo simultâneo dos dois elementos; isto é o que ZHANG e FARRAR [27] evidenciam na Figura I.1. Observa-se a relação entre tenacidade ao impacto e os teores de Ni e Mn, revelando que o aumento simultâneo dos teores dos dois elementos acima de determinado nível, significa redução da tenacidade ao impacto.

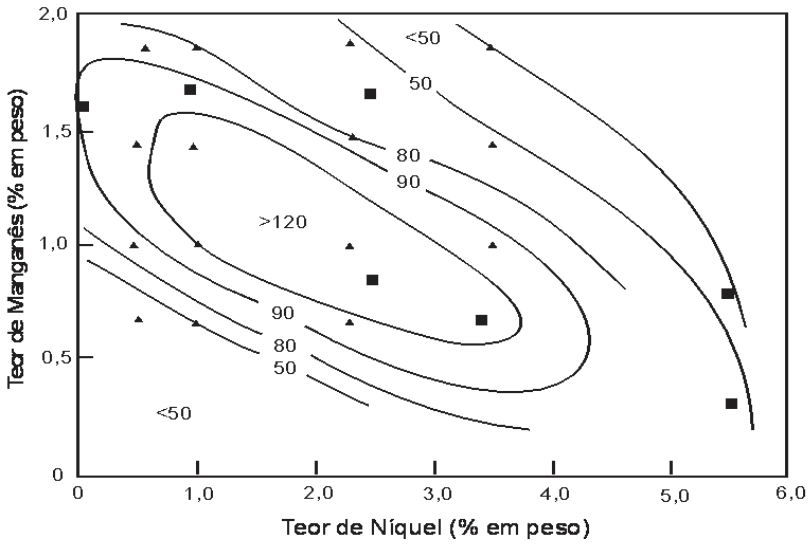


Figura I.1 .Efeito do Manganês e Níquel na tenacidade ao impacto à – 50 ºC

(■ resultados ZHANG e FARRAR [27]; ▲ resultados EVANS [13]) [27]

Adicionalmente, outros estudos buscam a melhor relação entre os elementos Ni e Mn através da utilização de rede neurais [19,28]. Através deste recurso é possível a geração de gráficos que são elaborados com base em parâmetros pré-definidos envolvendo a energia de soldagem e a composição química, sendo possível “estimar” as propriedades da junta soldada de aços de extra alta resistência.

O método permite prever os resultados de propriedades mecânicas minimizando o número de ensaios de soldagem na busca do melhor resultado. A criação de uma equação de

regressão linear envolve basicamente a soma de cada entrada ou parâmetro operacional xj e multiplicá-lo por um determinado fator ou peso wj, que é determinado por quanto ela influencia o resultado final ou propriedades. Um termo θ constante é então adicionado à soma, dando origem a uma equação que faz uma estimativa do resultado do processo y ou propriedade, ou seja, Σwjxj + θ = y. A modelagem de redes neurais emprega o uso de equações não lineares em suas previsões conforme indicado abaixo na equação I.1. Com este método, as funções lineares da entrada xj são multiplicadas pelo peso wj que posteriormente é operado por uma função de transferência tangente hiperbólica.

$$h = \tanh(\Sigma wj\,(1)xj + \theta(1)) \qquad \textit{Equação I.1}$$

WIDGERY et al. [19] promoveu estudo investigativo produzindo duas juntas soldadas com variações na composição química conforme a tabela I.1. Primeiramente foi alterado apenas o teor de Ni de 7,3% (metal de Solda A) para 9,2% (metal de solda B). Os resultados obtidos durante os ensaios mecânicos para a tenacidade ao impacto foram extremamente decepcionantes. Então, utilizando o banco de dados da Universidade de Cambridge, modelos foram criados representando 3300 juntas soldadas com variações na composição química; bons resultados para a tenacidade foram obtidos para baixos valores de Mn. Dessa forma foi obtido o metal de solda C que também está representado na tabela I.1.

Tabela I.1 – Composição química dos metais de solda (% em peso) [19]

	Metal de Solda A	Metal de Solda B	Metal de Solda C
C	0,03	0,03	0,025
Si	0,25	0,25	0,37
Mn	2,00	2,00	0,65
S	0,01	0,01	0,006
P	0,01	0,01	0,013
Ni	7,3	9,2	6,6
Cr	0,5	0,5	0,21
Mo	0,62	0,62	0,4
O (ppm)	330	320	380

A Figura I.2 indica a previsão com a utilização da rede neural bem como resultados obtidos em ensaios mecânicos [19] .

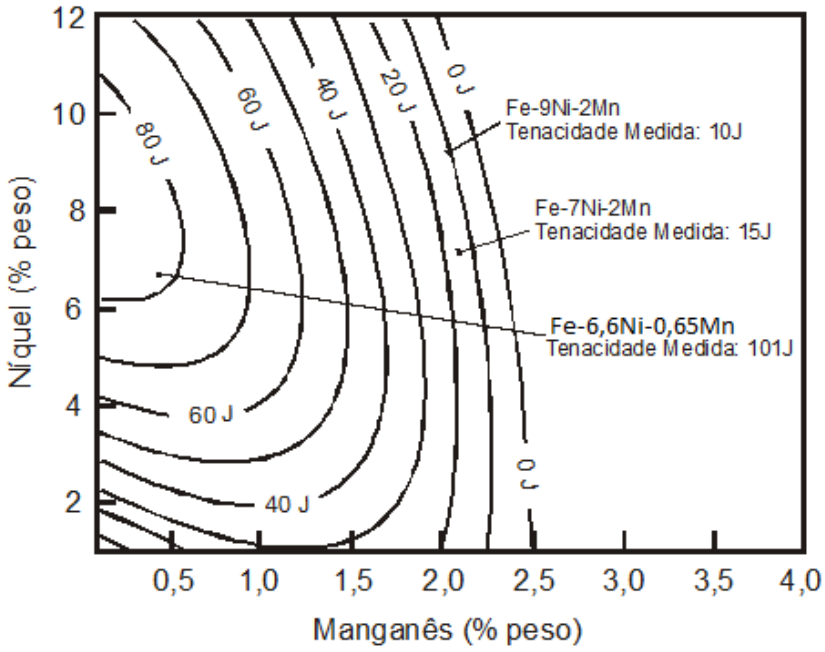


Figura I.2 – Previsão da tenacidade utilizando Rede Neural e resultados experimentais dos efeitos da concentração de Ni e Mn na tenacidade à -60ºC [19]

Outro estudo relevante foi desenvolvido por KEEHAN et al. [35] baseado nas estimativas da rede neural utilizando cinco metais de solda experimentais especificamente produzidos para o estudo. A Tabela I.2 indica as composições químicas dos metais de solda identificados como MS - A até MS – E bem como os parâmetros de soldagem utilizados no procedimento prático.

Tabela I.2 - Composição Química dos metais de solda do estudo de KEEHAN et al. (% em peso) e parâmetros de soldagem [35]

	MS - A	MS - B	MS – C	MS - D	MS – E
AT(kJ/mm)*	1,2	1,2	1	1	0,7
TIP (ºC)**	250	250	250	200	200
$T_{8/5}$ (s)***	12	11	10	7	5
C	0,032	0,031	0,024	0,023	0,026
Si	0,25	0,27	0,35	0,41	0,34
Mn	2,00	2,10	0,60	0,70	0,40
P	0,011	0,011	0,012	0,008	0,007
S	0,008	0,008	0,008	0,009	0,008
Cr	0,47	0,48	0,21	0,19	0,2
Ni	7,2	9,2	6,6	6,8	8,7
Mo	0,63	0,64	0,4	0,4	0,41
O (ppm)	380	340	400	360	367

Nota: AT – aporte térmico ; TIP – temperatura interpasses ; $T_{8/5}$ – tempo estimado de resfriamento entre 800 e 500ºC

Os resultados dos ensaios mecânicos estão indicados na Tabela I.3 onde também podem ser observados os valores estimados com a utilização da rede neural.

Tabela I.3 – Resultados dos ensaios mecânicos e os valores estimados rede neural realizados nos cinco corpos-de-prova [35]

Metal de Solda – MS	Condição	LE(Mpa)	LR(Mpa)	LE/LR	AL (%)
MS – A	Real	795	1006	0,79	15
	Estimado	833 +/- 27	999 +/- 16	-	14,8+/-1
MS – B	Real	848	1051	0,81	13
	Estimado	838 +/- 26	1052 +/- 12		112,1+/-1
MS – C	Real	721	823	0,88	21
	Estimado	754 +/- 21	833 +/- 11	-	20,9+/-1
MS – D	Real	816	850	0,96	19
	Estimado	804 +/- 21	857 +/- 9	-	19,7+/-1
MS – E	Real	827	895	0,93	18
	Estimado	827 +/- 36	904 +/- 18	-	17,6+/-1

Nota: LE – Limite de Escoamento ; LR – Limite de Resistência; AL Alongamento

A Figura I.3 mostra as curvas de transição obtidas a partir dos resultados de ensaios Charpy-V para temperaturas -100ºC, -80ºC, -60ºC, -40ºC, -20ºC, 0ºC e 20ºC [35].

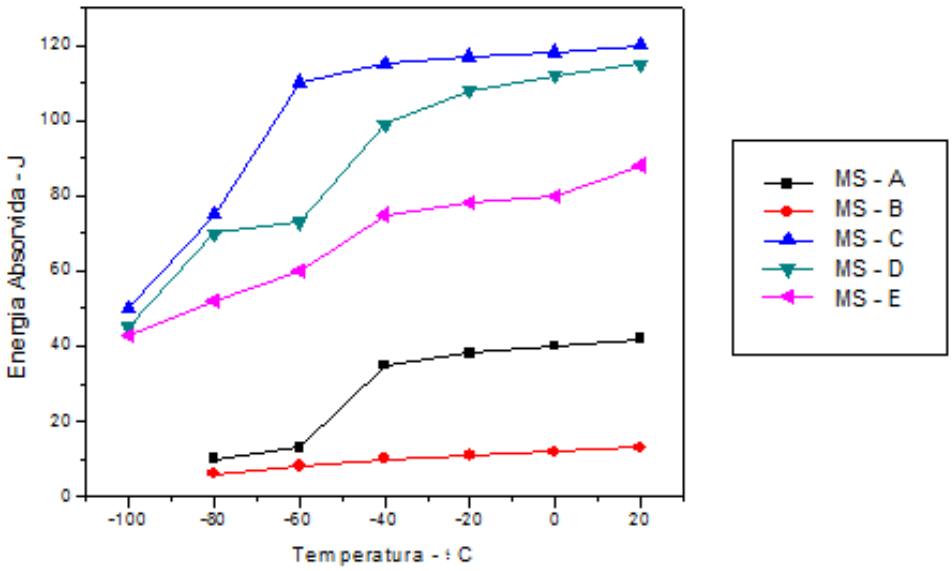


Figura I.3 – Curvas de transição dos metais de solda - KEEHAN et al.[35]

Os resultados acima ratificam as conclusões o que os demais pesquisadores também obtiveram [13-17,24-28,31-33], ou seja, não há dúvidas quanto a necessidade de um balanço adequado dos teores de Ni e Mn. A realização de comparação entre os resultados das propriedades mecânicas dos metais de solda A e C, permite evidenciar o efeito da redução do elemento Manganês; é notória a queda do limite de escoamento de 795 MPa para 721 MPa. Entretanto há um crescimento muito representativo da tenacidade, com a redução do teor de Mn , atingindo níveis superiores a 100 J à -40 ºC. Os resultados apresentados no estudo em questão [36] ratificam predições vindas da rede neural relativas a um aumento da tenacidade com a diminuição dos percentuais de Mn, conforme observado na Figura I.3 [35].

Por outro lado, ainda pode-se observar através da análise da Tabela I.3 que o decréscimo da temperatura interpasses de 250 para 200 ºC promove uma elevação dos resultados de resistência mecânica com moderada queda nos valores de tenacidade [35].

Ainda utilizando o estudo anterior [35], pode-se efetuar estudo complementar através da plotagem de resultados de ensaios reais no modelo apresentado por KEEHAN et al. [35], no mapa obtido com técnicas da rede neural e assim realizar verificação acerca da utilização deste previsor. Foram plotados na figura I.4 as composições químicas dos metais de solda referentes ao estudo desenvolvido por KEEHAN et al. [35].

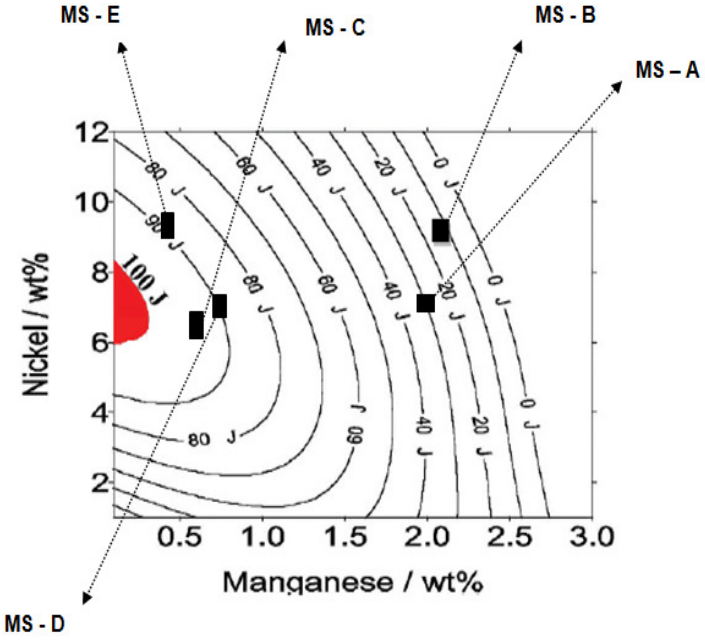


Figura I.4 – Efeito da concentração de Mn e Ni à – 40º C, previsto por rede neural. Plotadas as composições químicas dos metais de solda estudo KEEHAN et. al.[35]

Compilando os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V [35] e aqueles obtidos através da rede neural (valores estimados) é possível tabular os valores conforme indicado na tabela I.4.

Tabela I.4 - Comparativo entre resultados de tenacidade dos ensaios x rede neural [35]

Metal de Solda	Energia Absorvida à -40 ºC (Joules)	
	Valores ensaios	Rede Neural
MS – A	32	30
MS – B	10	10
MS – C	115	100
MS – D	98	90
MS – E	75	90

A observação da Tabela I.4 não é por si só conclusiva em virtude de alguns resultados com variações representativas principalmente em se tratando de valores de tenacidade a serem utilizados em aços de alta extra resistência.

Adicionalmente estão relacionados na Figura I.5 e Tabela I.5 alguns estudos de pesquisa [7,9] onde os resultados de tenacidade ao impacto à -40 ºC são comparados as previsões utilizando a rede neural. A observação desta análise comparativa dará consistência a utilização do referido previsor para buscar a composição química que pode fornecer a tenacidade ideal para cada condição de serviço.

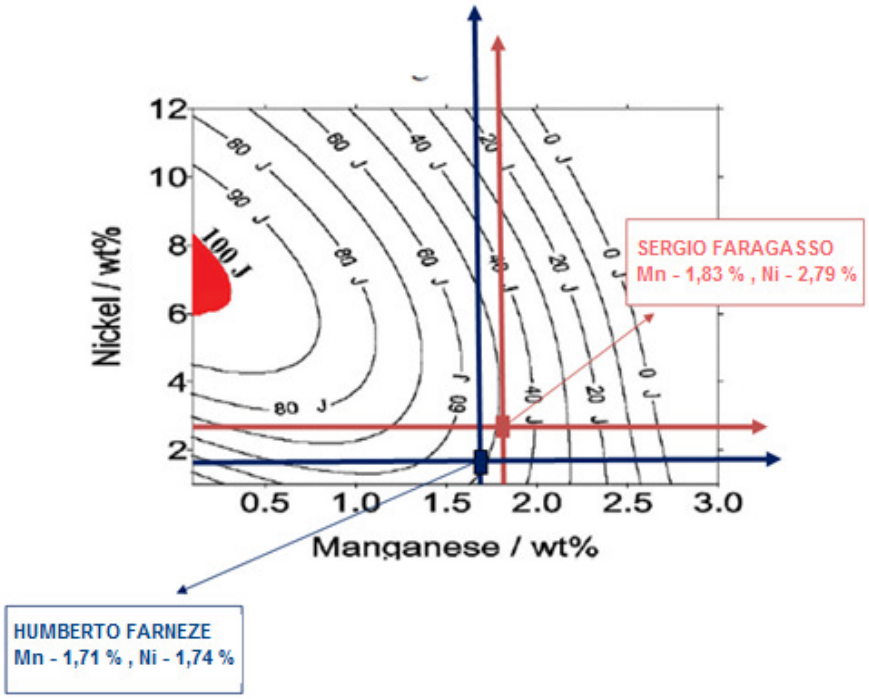


Figura I.5 –Resultados reais x previsão rede neural à -40ºC – FARAGASSO [7] , FARNEZE [9]

Tabela I.5 – Apresentação dos estudos x resultados reais e estimados para tenacidade utilizando a rede neural [7,9]

			Tenacidade à - 40 ºC	
	% Mn	% Ni	Real	Neural
FARAGASSO [7]	1,83	2,79	73,3	50
FARNESE [9]	1,71	1,74	78	50

Com base nas tabelas I.4 e I.5 conclui-se que a utilização de redes neurais como previsores de propriedades de metal de solda de aços de alta resistência apresentam algumas diferenças quando realizada comparação entre resultados reais e os valores previstos. A complementação com outros estudos comparativos poderá definir critérios mais precisos de utilização do modelo em questão. Entretanto é evidente a existência de um efeito condicional relacionado ao balaço entre os elementos níquel e manganês, nas formulações dos

consumíveis como controladores das propriedades através de ação direta na microestrutura resultante do metal de solda.

De forma complementar, SVENSSON [36] apresenta na Figura I.6 variações dos teores de níquel e manganês em trabalhos de pesquisas realizados por ZHANG E FARRAR [27], KANG et al. [18] e BANGURU et al. [37]. Quanto a composição microestrutural, os autores anteriores [18,27,37] encontraram quantidades significativas de ferrrita acicular em conjunto com porções de martensita quando investigaram juntas soldadas com aproximadamente 1,6% de manganês e 3% de níquel. Com percentuais de manganês na ordem de 0,5 (% peso) e níquel em torno de 4 (% peso) grandes quantidades de ferrita primária foram identificadas.

KANG et. al.[18] realizaram estudos com percentual em peso de níquel além de 7% e, encontraram microestruturas bem diferentes daquelas anteriormente estudadas e assumiram com sendo mistura de ferrita com segunda fase, ferrita acicular e martensita. Ainda, com teor de manganês na ordem de 1,65 (% peso) foram analisados 2 teores de níquel: com níquel a 2,88 (% peso) foram identificadas microestruturas compostas por ferrita de contorno de grão e grande quantidade de ferrita acicular. Já com teor de níquel de 5,2 (% peso), pequenas porções de ferrita de contorno e grão estavam presentes com ferrita acicular, martensita e ferrita com segunda fase. Adicionalmente, com teor de níquel de 7,45 (% peso), a microestrutura encontrada foi quase 100 % martensítica. Adicionalmente KEEHAN [28] realizou estudo de pesquisa minucioso em juntas soldadas com altos teores de níquel e teores de manganês altos e baixos. Foi possível a identificação de microestrutura formada por martensita e bainita com baixos teores de manganês. Entretanto com elevados teores de manganês foi encontrado novo constituinte denominado de bainita coalescente que esta ligado diretamente à baixos resultados de tenacidade ao impacto. A formação deste novo microconstituinte esta indicada na Figura I.6 na área hachurada onde a temperatura de início de formação é a mesma do início de formação da martensita [36].

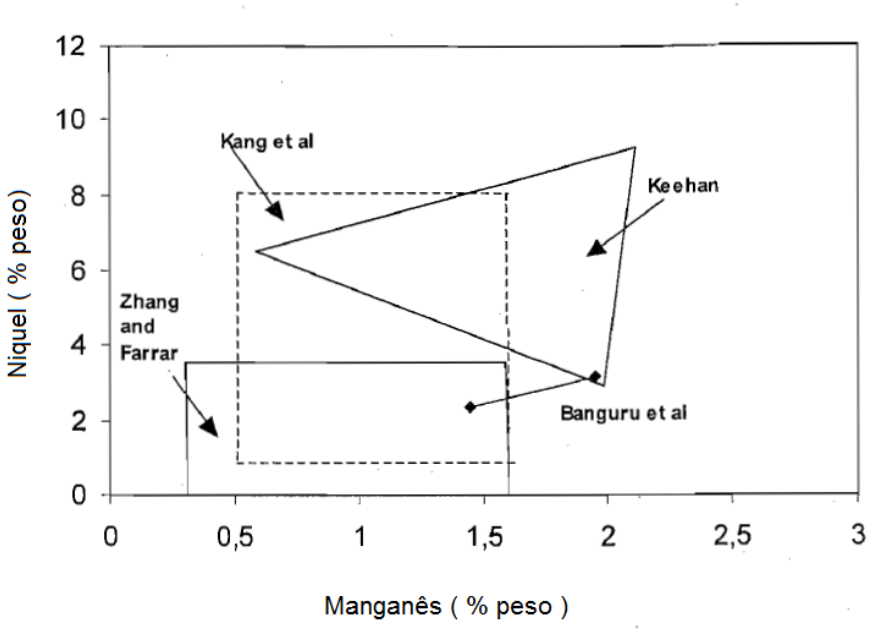


Figura I.6 – Variação dos teores de Niquel e Manganês apresentados por SVENSSON [36]

Ainda dentro do contexto, estudo recente [7] ratifica conclusões anteriores de SVENSSON [36], ao estudar os efeitos do manganês e do níquel no comportamento dos constituintes microestruturais uniu seus resultados aos estudos desenvolvidos por ZHANG e FARRAR [16], sendo desenvolvido um “diagrama microestrutural” como mostrado na Figura I.7 [36], o qual permite determinar a microestrutura predominante esperada para uma dada combinação de teores entre manganês e níquel.

Desta forma, verifica-se que os teores dos elementos manganês e níquel que possibilitam a obtenção de elevados níveis de resistência e alta tenacidade dependem de um conjunto de fatores e particularmente do processo de soldagem empregado.

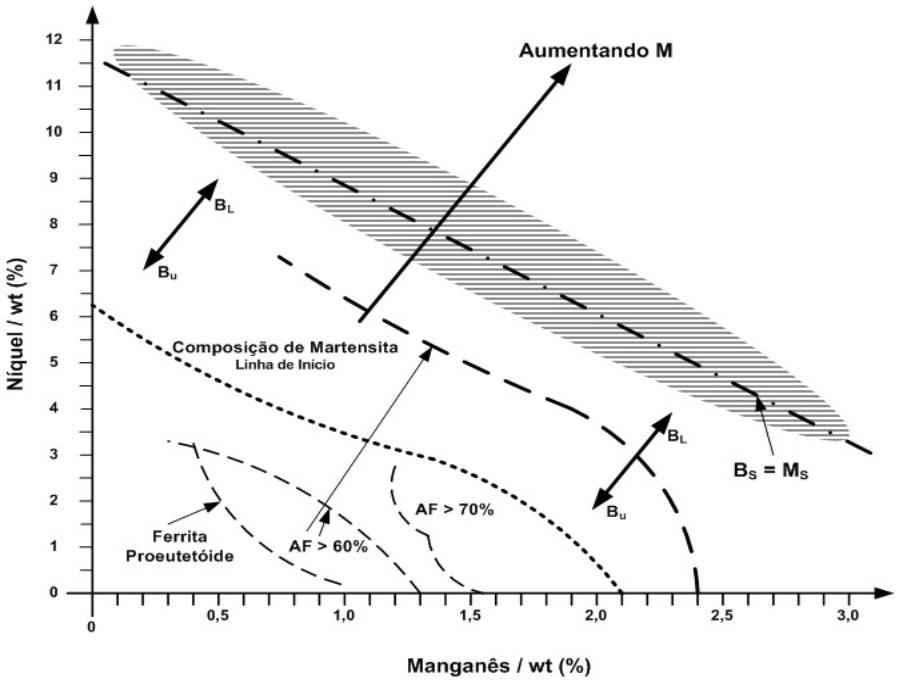


Figura I.7 – Efeito da relação Ni- Mn na microestrutura de metais de solda de alta resistência [36].

I.3 - Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) nas propriedades de metais de solda de aços de alta resistência

Existem diversos trabalhos de pesquisa que avaliavam os efeitos dos tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS) nas propriedades mecânicas, microestruturas e nas tensões residuais dos vários processos de soldagem bem como tipos de juntas soldadas: EVANS [13,30,38-41] realizou diversas pesquisas avaliando os efeitos da composição química do metal de solda e dos tratamentos térmicos pré e pós soldagem nas microestruturas e propriedades mecânicas; ZHOU [42] desenvolveu estudo experimental utilizando Cr para melhorar as propriedades das juntas soldadas e também evitar distorções e fissuras na soldagem aplicando variações de diversos tipos de tratamentos térmicos; LEYDA et. al. [43] conduziu estudos sobre os efeitos dos tratamentos térmicos e dos processos de soldagem nos processos de fadiga e ruptura dos aços C-Mo, Cr-Mo e Ni-Cr- Fe; FIDLER [44] produziu estudos quanto ao efeito da duração e temperaturas dos tratamentos térmicos. Adicionalmente, os efeitos das tensões residuais dos diferentes processos de soldagem também foram reportados por BERGHAUS [45], RAMANURTI et al. [46] e também por KARLSSON et al. [47].

A utilização do TTPS se pronuncia de forma mais intensa em metais de solda de alta resistência, onde a aplicação em componentes que irão atuar em condições severas de serviços, irá requerer como desempenho final da junta soldada uma boa tenacidade ao impacto aliada à alta resistência mecânica.

Em uma junta soldada, o metal mais próximo da solda está sujeito a temperaturas mais altas e, à medida que se aumenta a distância do centro da solda, a temperatura máxima atingida diminui. Este aquecimento heterogêneo causa contração – expansão também heterogênea e pode causar distorções e tensões internas no metal de solda.

Como citado por FORTES [48], dependendo de sua composição e aplicação, o metal de solda pode não ser capaz de resistir a essas tensões e trincar ou pode ocorrer falha prematura da peça. Uma maneira de minimizar essas tensões ou de aliviá-las é pelo aquecimento uniforme da estrutura após a soldagem ter sido realizada; esse tratamento leva a junta soldada a uma condição mais durável; a ductilidade é aumentada sobremaneira, embora a resistência mecânica diminua ligeiramente. Ainda, segundo FORTES [48], o tratamento térmico de alívio de tensões, tipicamente, é realizado a temperatura entre 550 – 650°C por uma hora para cada 25,0 mm de espessura, (abaixo de Ac1 onde não há mudança significativa na microestrutura e propriedades mecânicas do metal de base e do metal de solda.), seguido por um resfriamento lento e uniforme até a temperatura ambiente. De forma simplificada, este tratamento consiste em aquecimento da peça a uma temperatura abaixo da zona crítica de transformação A1, de modo que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores às tensões residuais. Nesta condição, as tensões residuais provocam deformações plásticas localizadas e

diminuem de intensidade. O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) também proporciona uma maior estabilidade dimensional pela formação de fases mais estáveis, uma redução do percentual de hidrogênio dissolvido e aumento da resistência à corrosão sob tensão conforme estudo recente [49]. As Figuras I.8 e I.9 ilustram as variadas tensões residuais de soldagem e suas distribuições pelo cordão de solda [10].

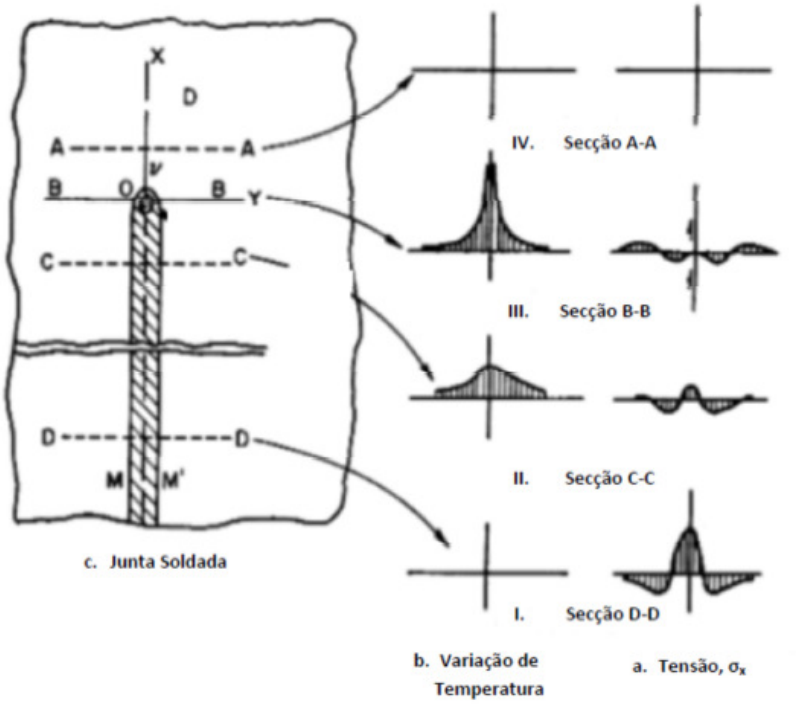


Figura I.8 – Tensões que ocorrem durante o processo de soldagem [10]

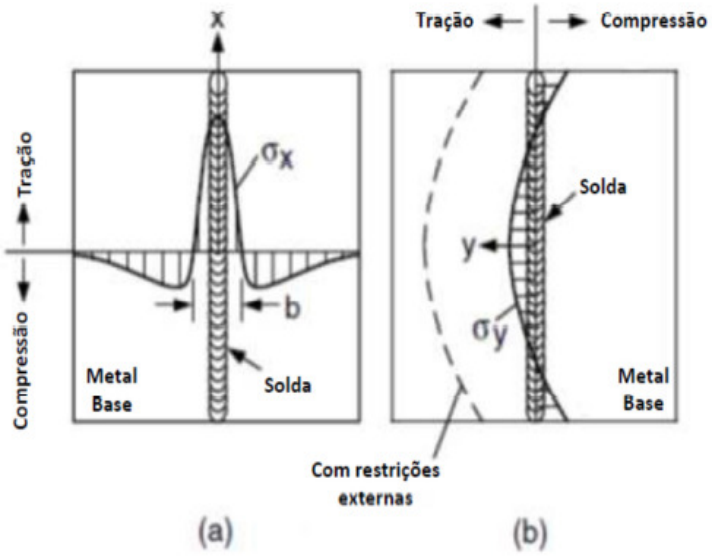


Figura I.9 – Distribuição típica longitudinal (a) e transversal (b) de um cordão de solda [10]

Conforme estudo recente [10] as tensões residuais transversais no cordão de solda são relativamente baixas, sendo máximas na metade do cordão. Porém, na seção longitudinal as tensões são maiores pela diferença de temperatura e deformação do metal de base e metal de solda. No caso de as extremidades da peça estiverem restringidas, ocorre uma concentração destas tensões como reação a restrição na seção longitudinal da solda [48].

O TTPS varia em função do tempo e temperatura a uma determinada temperatura, conforme ilustra a Figura I.10

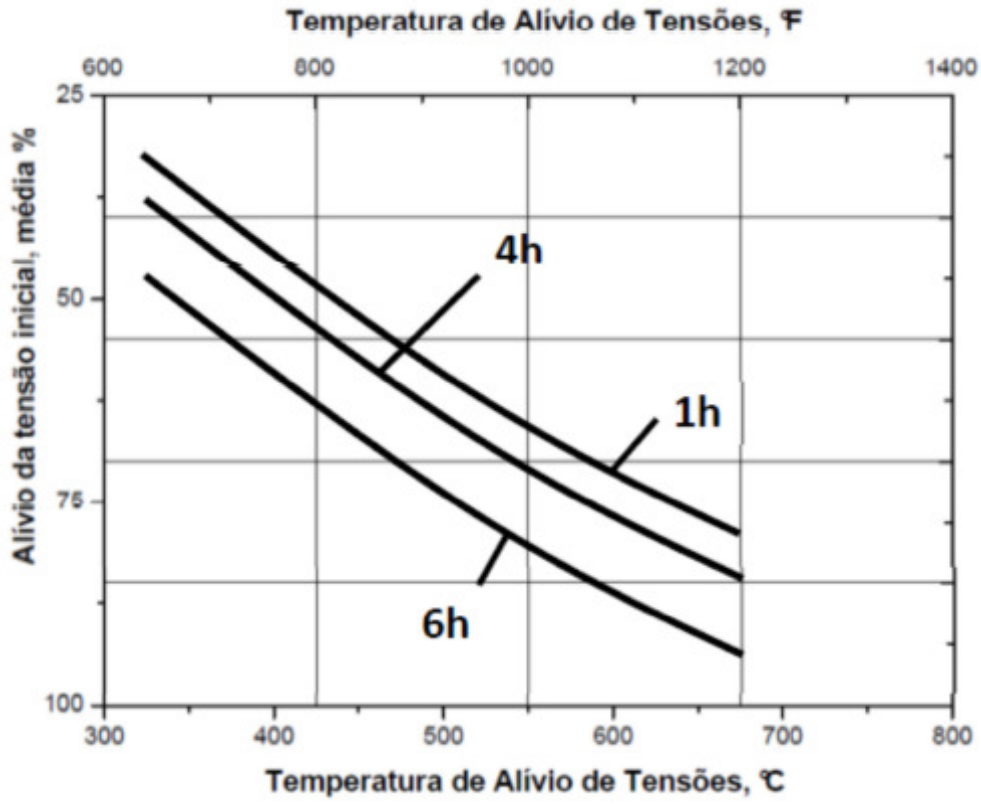


Figura I.10 – Relação entre tempo e temperatura no alívio de tensões dos aços [49]

Além dos parâmetros tempo e temperatura, há outros fatores que influenciam na magnitude das tensões residuais e na relação tempo x temperatura dos TTPS, como espessura da peça, tipo de aço e elementos de liga. O TTPS não só proporciona a redução das tensões residuais, como também uma estabilidade dimensional, aumento da resistência a corrosão e redução do percentual de hidrogênio dissolvido [52]. Apesar de consistir num reaquecimento à temperaturas abaixo da zona crítica de transformação do metal base, outras

transformações microestruturais ocorrem no metal de solda, como a precipitação de carbonetos e a decomposição do microconstituinte A-M [50]. Estas mudanças, provocados pelo TTPS, como consequência da cinética das transformações, é que vão determinar se os efeitos serão benéficos ou não para à tenacidade do metal de solda.

Em estudo recente, VOGAS [10] enfatiza que, de forma geral, o TTPS propicia uma redução nas propriedades de tração e uma melhoria nas propriedades de impacto, contribuindo para a tenacidade, à medida que se tem um maior revenimento da martensita e um alívio das tensões em metais de solda de alta resistência. Entretanto verifica-se que o TTPS, sob certas condições, pode também não ser benéfico para a tenacidade. Os principais fenômenos [10] responsáveis pela queda da 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 [51].

A precipitação de carbetos tem efeito prejudicial a tenacidade após o TTPS e ocorre através da precipitação na matriz, sendo observado geralmente em aços ligados ou em cordões que contenham elementos com forte tendência para a formação de carbetos, como Nb, V e Mo, ocasionando uma fragilização devido à formação de uma fina dispersão de carbetos na matriz, produzindo campos de tensões, que atuam como um obstáculo ao deslocamento das discordâncias, reduzindo, desta forma, a ductilidade da matriz [9]. O efeito da precipitação de carbetos também ocorre nos contornos de grão, existindo uma correlação entre o tamanho destes carbetos e a variação na temperatura de transição, onde a quebra destes carbetos desencadeia microtrincas por clivagem no contorno de grão, levando o aço à fratura, salientando-se que a probabilidade da formação varia de forma progressiva com o aumento da espessura dos carbetos [52].

Adicionalmente o fenômeno metalúrgico conhecido como fragilização ao revenido se faz pelo deslocamento da temperatura de transição dúctil-frágil para temperaturas mais elevadas, onde se ressalta que a fragilização ao revenido é um fenômeno restrito aos aços liga, quando os mesmos são mantidos ou resfriados em um intervalo de temperaturas entre 350℃ e 600℃ [53]. OLIVEIRA e REBELLO [52] evidenciam os mecanismos que contribuem para o desencadeamento da fragilização ao revenido após o TTPS. FARNEZE [9] destaca o efeito da segregação de impurezas no contorno de grão da austenita prévia. Ainda ratifica que este tipo de fragilização é tida como reversível, pois é possível reverter esta fragilização, através do pro cedimento no qual realiza-se o TTPS em temperaturas mais elevadas, seguido de um resfriamento mais rápido nesta faixa de temperatura.

Com relação ao microconstituinte A-M, segundo TRINDADE et al. [15] , apesar da decomposição do constituinte A-M geralmente ser benéfico para a tenacidade, conforme detalhado a seguir, pode ser prejudicial principalmente quando o mesmo se apresenta com morfologia alongada e se concentrando ao longo dos contornos de grãos da austeníta prévia, propiciando posições preferenciais para fratura por clivagem [10].

Por outro lado, outras transformações que contribuem de forma benéfica melhorando a tenacidade são encontradas em estudos anteriores de SALVADOR [49] e FARNEZE [9] são:

- A esferoidização e coalescimento dos carbetos precipitados no metal de solda durante a soldagem, dificultando o processo de fratura. Segundo FARNEZE [9], onde os filmes contínuos de carbetos no contorno e os carbetos precipitados na região reaquecida ou no resto do cordão irão esferoidizar e coalescer durante o alívio de tensões. Isto irá provocar o surgimento de um obstáculo à propagação de fratura, pois os carbetos em forma de agulhas, que são o caminho mais fácil para esta propagação, não irão mais existir.
- O revenimento do microconstituinte A-M durante o TTPS. Segundo SALVADOR [49] ,se o microconstituinte A-M constituído de martensita maclada de tamanho reduzido é uniformemente distribuída, o efeito do TTPS será pequeno. Entretanto o efeito benéfico do revenido das microfases A-M será mais evidenciado em função de sua morfologia antes do TTPS. Se este for composto de blocos grosseiros de martensita em ripas associadas a carbetos bainíticos, localizados nos contornos de grão ou em subcontornos de transformação, o alívio de tensões promoverá uma significativa melhoria na tenacidade.
- A recuperação e recristalização da junta soldada [52].

Em se tratando de composição química, segundo OLIVEIRA e REBELLO [52], em cordões de solda C-Mn, o TTPS é benéfico à tenacidade quando o teor de Mn situa-se entre 0,7 e 1,0%. Isto se deve pela maior precipitação de carbonetos nas regiões reaquecidas. Entretanto quando o teor de Mn está entre 1,0 e 1,5 %, não há alterações na tenacidade após o TTPS. Neste caso, há tanto esferoidização quanto para a precipitação de carbonetos. Para teores de Mn superiores a 1,5 %, pode-se observar a perda de tenacidade com surgimento de microestrutura predominantemente de ferrita acicular supersaturada de carbono [10].

Adicionalmente, embora o Ni seja normalmente benéfico para a tenacidade do metal de solda dos aços C-Mn de baixa liga, TRINDADE et al. [15] evidencia em estudo que existe uma diminuição do patamar superior de energia após o TTPS para ligas com teores mais

elevados de Ni, entre 1,83 % e 3,11%, o que pode ser associado à ocorrência de uma precipitação mais grosseira e evolução de carbonetos. Na Figura I.11 apresenta a variação da tenacidade ao impacto em relação aos teores de Ni na condição de como soldado (CS) e após TTPS à 600 ° C por 2 horas pelo processo de arco submerso. Com base no estudo de TRINTADE et. al. [15] e da análise da Figura I.11 nota-se que a menor temperatura de ensaios Charpy-V correspondente às energias absorvidas de 30J, 50J e 70 J, na condição de como soldado e após TTPS foi obtida no metal de solda com 0,97% Ni.

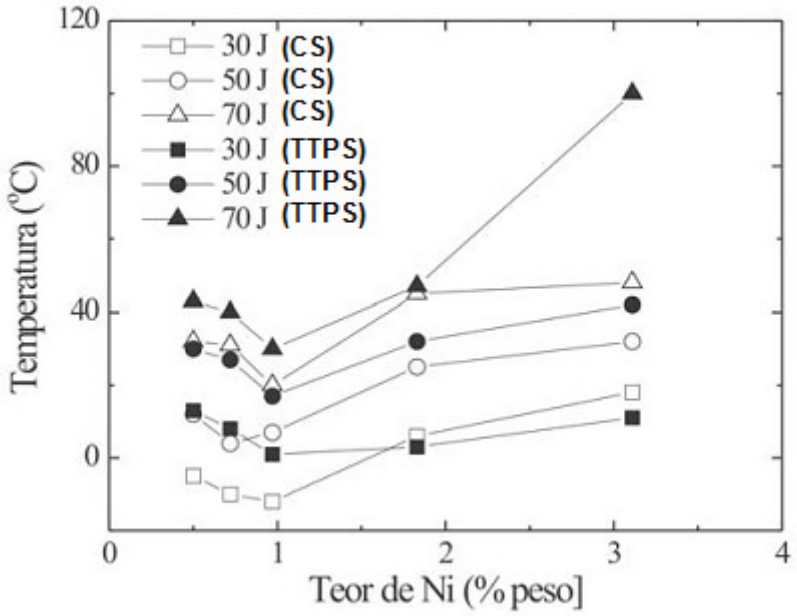


Figura I.11 – Temperatura de impacto onde foi absorvida energia Charpy-V de 30J, 50J e 70J em função do teor de Ni dos metais de solda na condição de CS e após TTPS [15]

Em se tratando de análise microestrutural, TRINDADE et. al. [15] evidenciam que os metais de solda tratados termicamente tem menor percentual de microconstituintes A-M em relação a condição de como soldado, o que permite conformar a decomposição do A-M durante o TTPS, tendo este se decomposto em ferrita e carbetos conforme Figuras I.12 e Figura I.13.

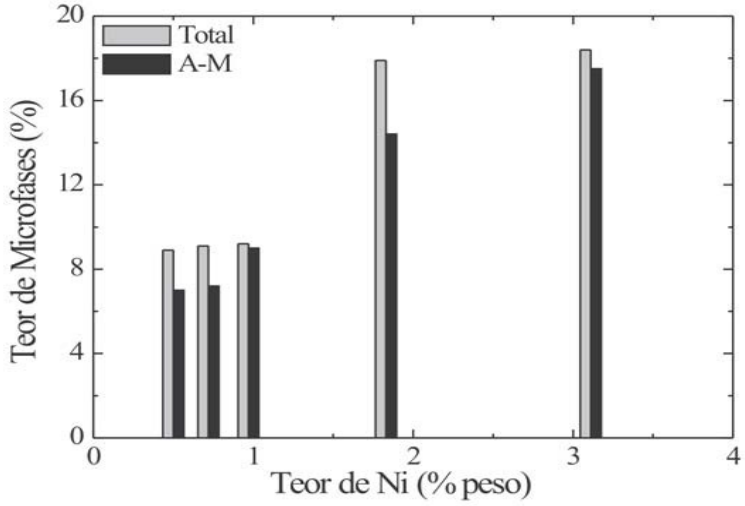


Figura I.12 – Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituinte A-M) presentes nos metais de solda nas condições de como soldado [15]

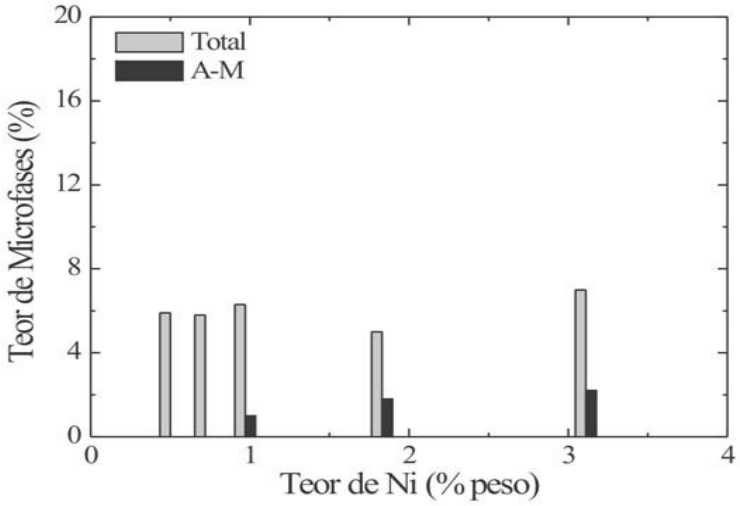


Figura I.13 – Gráfico comparativo dos percentuais de microfases (carbonetos e microconstituintes A-M) presentes nos metais de solda após TTPS [15]

Adicionalmente com relação ao teor de Ni, o estudo desenvolvido por EVANS [13] também evidencia que um alto teor de Ni em conjunto com o elemento Mn, pode promover uma micro segregação destes componentes nas regiões reaquecidas a baixas temperaturas, o que propicia redução nos valores de energia absorvida.

As Figuras I.14 (a) e I.14 (b) apresentam comportamento da tenacidade em função do teor de Mn com teores de Ni que variam desde 0 até 2,25 % com variações temperaturas de – 80℃, - 60℃, - 40℃, - 20℃, 0℃ e 20℃.

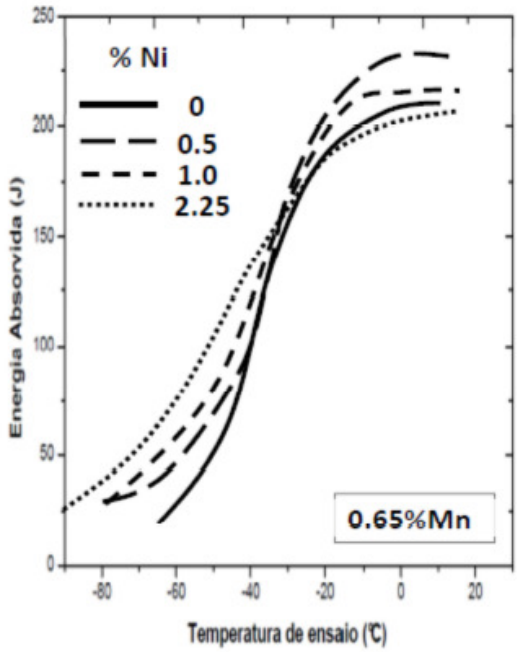


Figura I.14 (a) – Influência dos teores de Ni / Mn na tenacidade após TTPS – 0,65 % Mn [13]

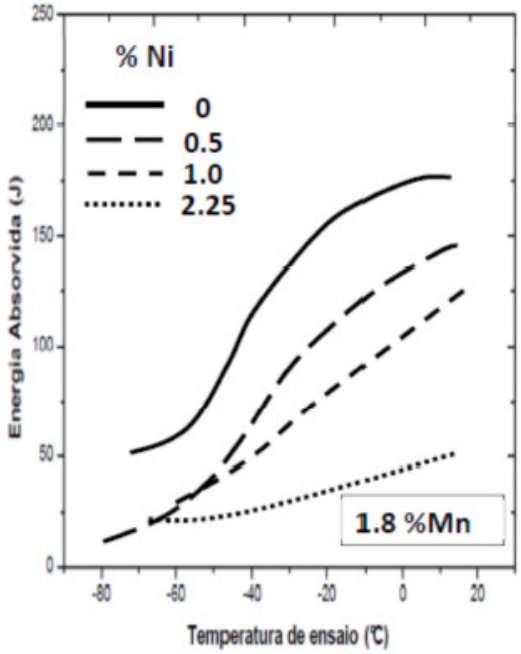


Figura I.14 (b) – Influência dos teores de Ni / Mn na tenacidade após TTPS – 1,18 % Mn [13]

Em outro estudo relevante, SURIAN et al. [55], com consumíveis de resistência de 110 Ksi, verificaram que a medida que o teor de Mn no metal de solda aumenta, também acontece acréscimo do percentual de ferrita acicular na microestrutura do metal de solda e, paralelamente esta variação esta associada a uma redução nos valores de tenacidade. A Figura 1.15 representa a variação da energia absorvida com alteração nos teores de Mn.

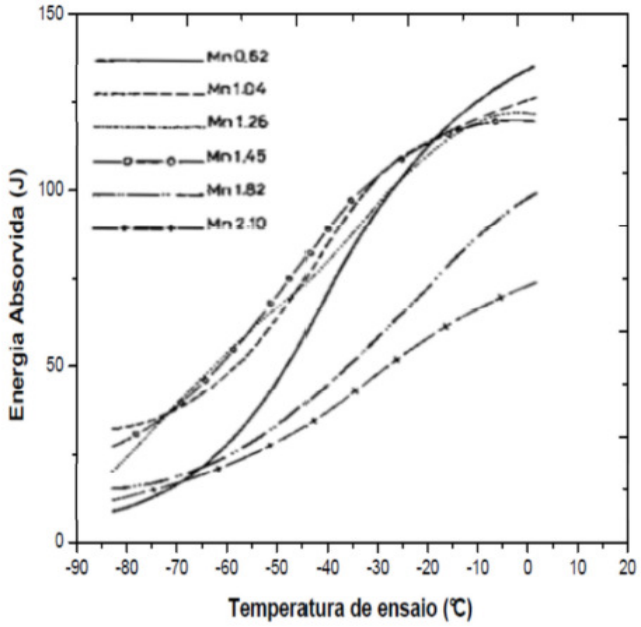


Figura I.15 – Comportamento da tenacidade ao impacto com variações do teor de Mn e variação de temperatura de -90°C até 20°C [55]

Ainda com referência à consumíveis de resistência de 110 Ksi, SURIAN et. al. [56] , em outro estudo, apresentam uma combinação de resistência entre 669 e 770 MPa, com durezas na faixa de 355 e 275 HV_{10} e energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy-V a – 51°C entre 45 e 55 Joules, após TTPS. Adicionalmente os autores [56] verificaram um grande percentual de ferrita acicular na região colunar, variando de 66 a 74 % e de ferrita com segunda fase, entre 17 e 20 %, após o TTPS [10].

De maneira adicional, estudo recente [9] comparativo com soldas realizadas por eletrodos tubulares do tipo metal cored e eletrodos revestidos, apresenta como resultados de energia absorvida, na condição após TTPS (580°C por 2 horas) , à -60°C , valores entre 10,0 e 20,0 Joules e 18,5 e 38,5 Joules respectivamente. A caracterização micrográfica por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) deste estudo [9], é apresentada através das Figuras I.16 até I.19. Na condição de CS, para o eletrodo revestido, uma região colunar composta por mistura de ferrita acicular (FA), ferrita com segunda fase alinhada (FSA) e martensita (M). Para o metal de solda produzido pelo processo arame tubular,

observa-se uma região colunar com predominância de martensita (M) e ferrita com segunda fase não alinhada (FSNA). Por outro lado, para as regiões reaquecidas, observa-se a decomposição parcial das microestruturas da região colunar. No caso do processo por eletrodo revestido verifica-se um aumento das áreas ferríticas com coalescimento dos carbonetos e ocorrência de microconstituintes A-M, conforme Figura I.20 . No caso do arame tubular, existe predominância de ferrita com segunda fase alinhada (FSA). Segundo VOGAS [10], os autores [9] também associam uma tenacidade maior em soldas com eletrodos revestidos do que com arames tubulares à ocorrência maior de percentuais de ferrita acicular (FA), que estariam também associados aos diferentes teores de Mn e Ni. Neste estudo [9], é observado um baixo efeito do TTPS na tenacidade dos metais de solda, o que estaria associado aos teores de Ni e Mn que, em presença de teores de Mo, provocam estabilidade microestrutural inibindo os efeitos do reaquecimento.

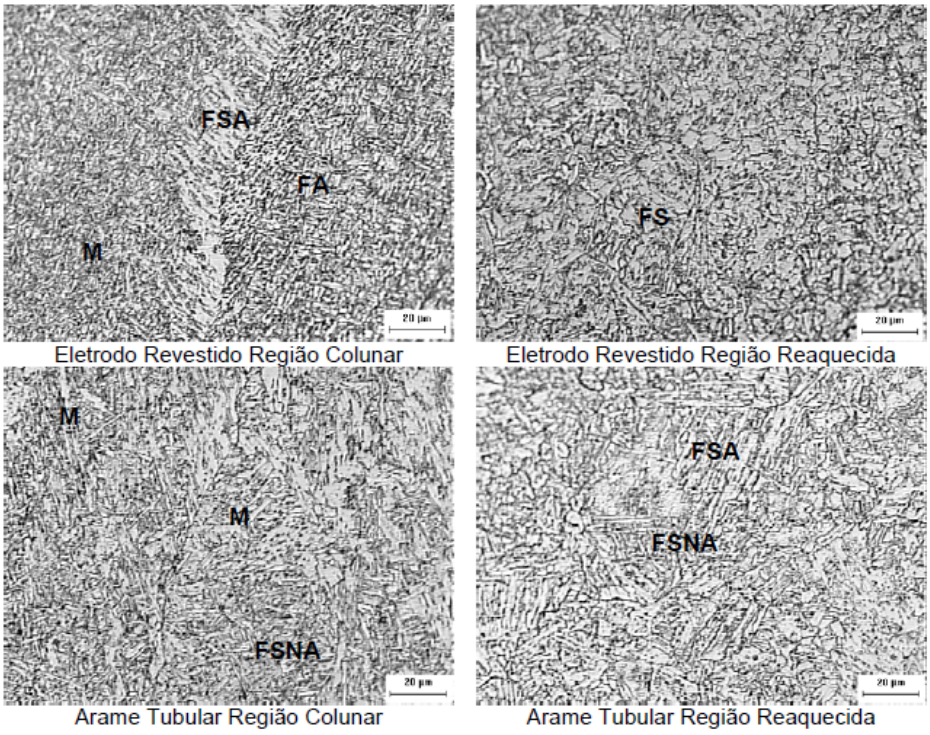


Figura I.16 – Aspecto microestruturas da condição de CS observado por microscopia ótica. Aumento de 500 X. Ataque: Nital 2% [9]

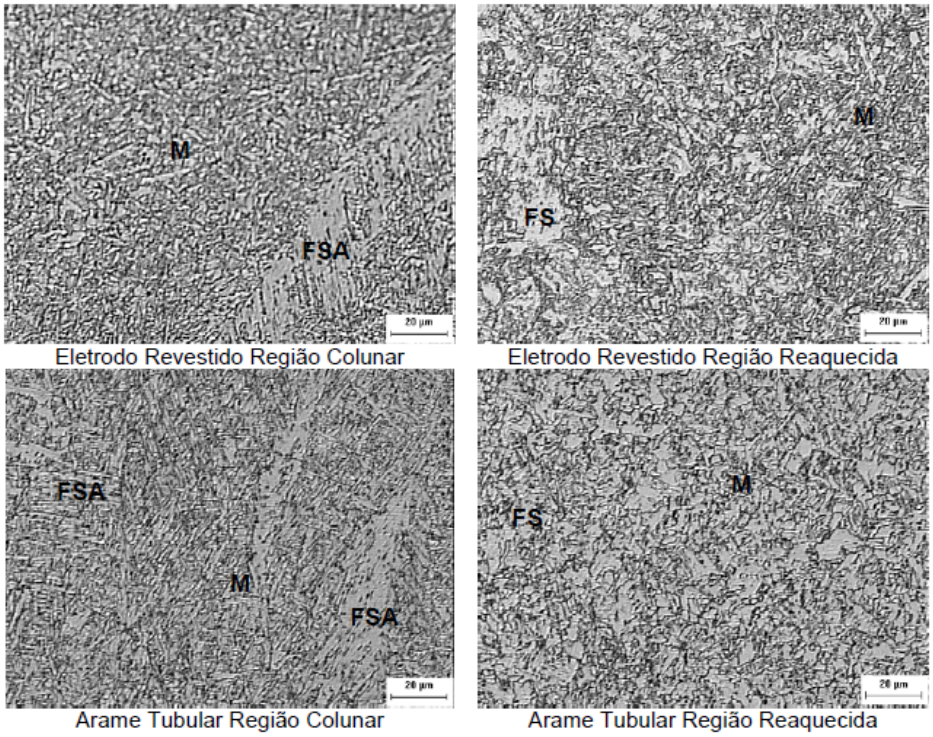


Figura I.17 – Aspecto microestruturas da condição após TTPS observado por microscopia ótica. Aumento de 500 X. Ataque: Nital 2% [9]

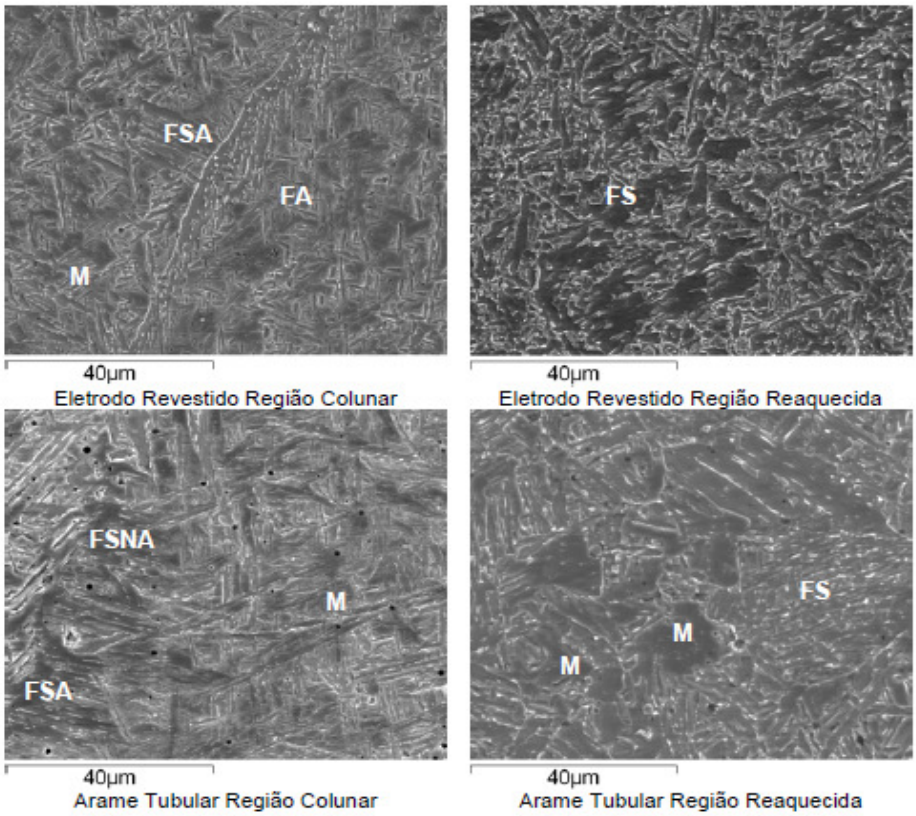


Figura I.18 – Aspecto microestruturas da condição de CS observado por microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 1000 X. Ataque: Nital 2% [9]

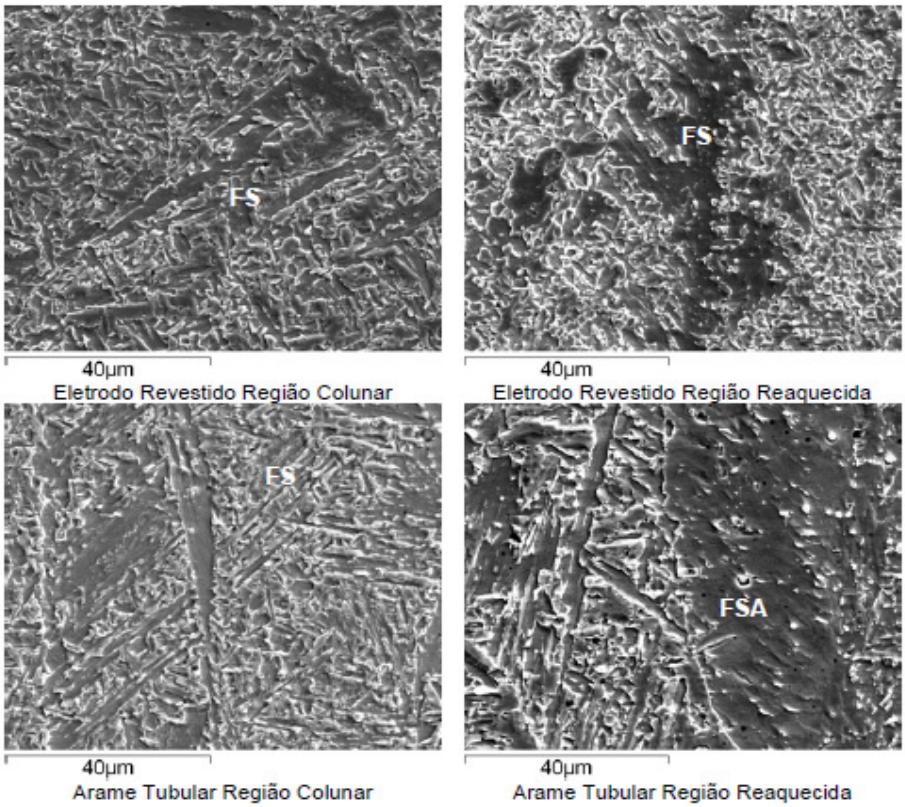


Figura I.19 – Aspecto microestruturas da condição após TTPS observado por microscopia eletrônica de varredura. Aumento de 1000 X. Ataque: Nital 2% [9]

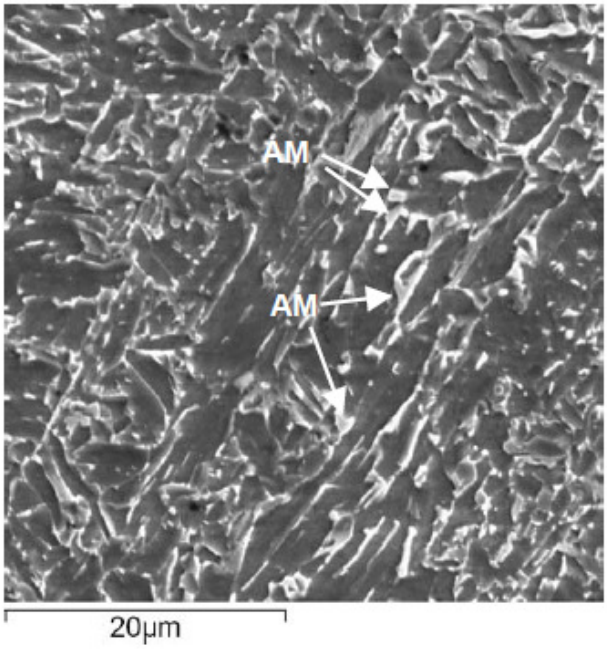


Figura I.20 - Detalhe da ocorrência de microconstituintes A-M na região reaquecida do metal de solda do eletrodo revestido na condição de CS observado por microscopia eletrônica de varredura. Aumento: 2000 X. Ataque: Nital 2%. [9]

O comportamento decrescente dos valores de tenacidade ao impacto com a percentuais superiores a 75% do constituinte ferrita acicular foi verificado em estudo desenvolvido por ZHANG e FARRAR [27]; percentuais inferiores podem ser benéficos para a tenacidade já que asseguram ausência ou percentuais não significativos de martensita. Os autores [28] apresentam diagramas que contribuem para entendimento mais claro do efeito do balanceamento dos teores de Ni e Mn na formação da microestrutura que propicia resultados de tenacidade mais elevados, conforme mostram as Figuras I.21 e I.22. Ainda de acordo com o referido estudo [27], uma combinação de 1,1% - 3,7% de Ni e 0,6% - 1,4 % de Mn, associada a uma microestrutura composta por ferrita acicular com teor variando entre 50 e 75 %, apresenta à -50°C uma tenacidade ao impacto superior a 120 Joules. Ainda, níveis de ferrita acicular superiores a 75 % promovem efeitos prejudiciais à tenacidade, o que esta corente com estudo apresentado por HOEKSTRA et al. [31].

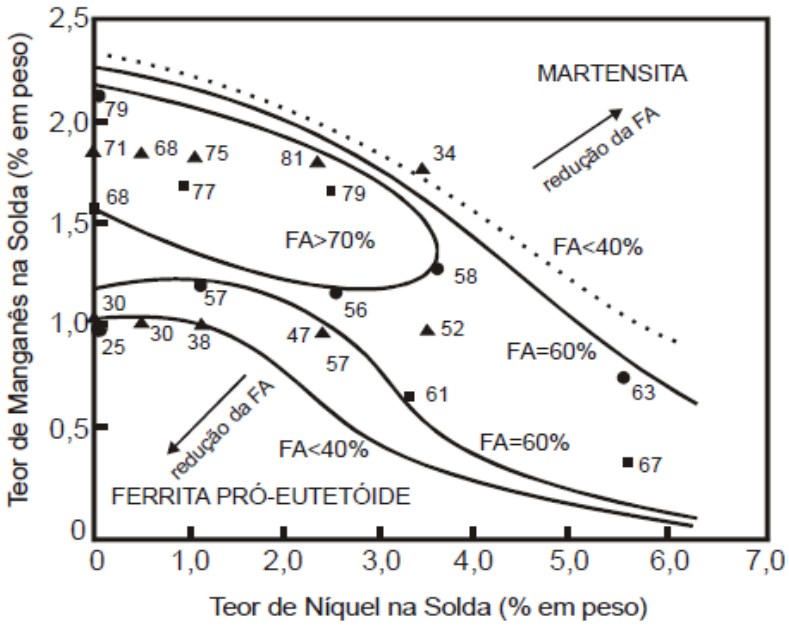


Figura I.21 – Influência das quantidades de Mn e Ni no porcentual de ferrita acicular (FA) presente no metal de solda (■ resultados ZHANG e FARRAR [27]; ● resultados HARRISON e FARRAR [27]; ▲ resultados EVANS [13]) [27]

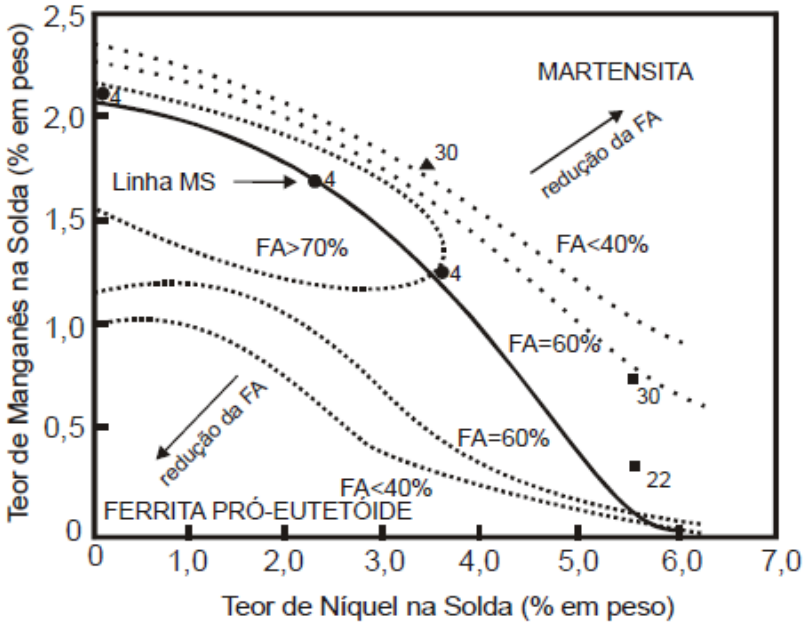


Figura I.22 – Indicação dos limites de início de formação da martensita (■ resultados ZHANG e FARRAR [27]; ● resultados HARRISON e FARRAR [27]; ▲ resultados EVANS [13]) [27]

Ainda com relação ao TTPS, a literatura disponibiliza resultados do estudo desenvolvido por OLABI et. al. [57] que avalia os efeitos do tratamento térmico pós-soldagem na dureza e na tenacidade do metal de solda. Conforme evidencia a figura I.23 ,as verificações de dureza foram realizadas a 1 mm e 5 mm da superfície da junta soldada.

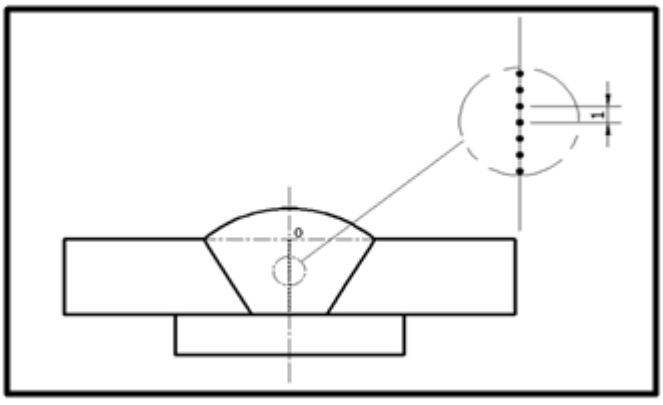


Figura 1.23 – Indicação dos ensaios de dureza – 1 e 5 mm da superfície [57]

Os resultados obtidos relevam uma tendência de queda na dureza da ordem de 15 a 20 HV conforme evidencia as figuras I.24 e I.25.

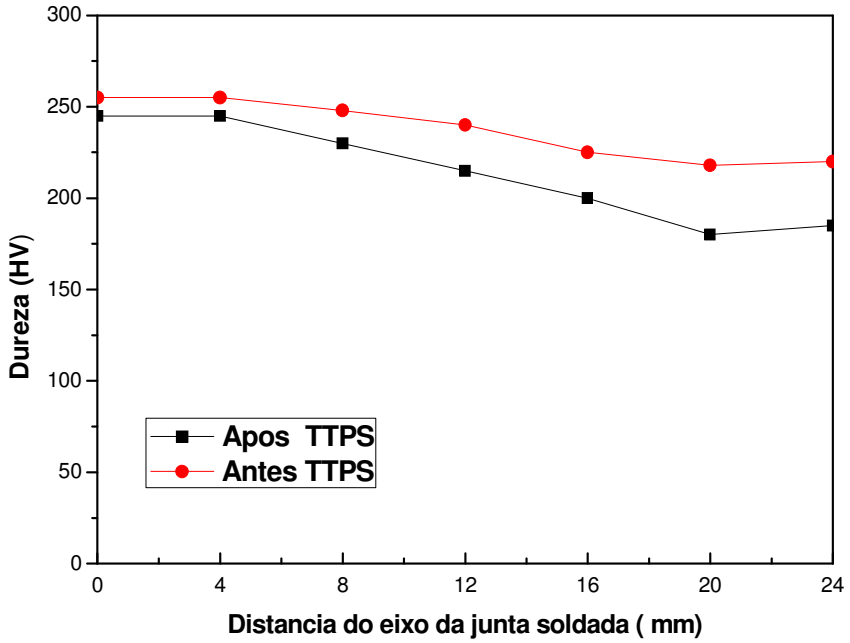


Figura I.24 - Variação da dureza a 1 mm de profundidade [57]

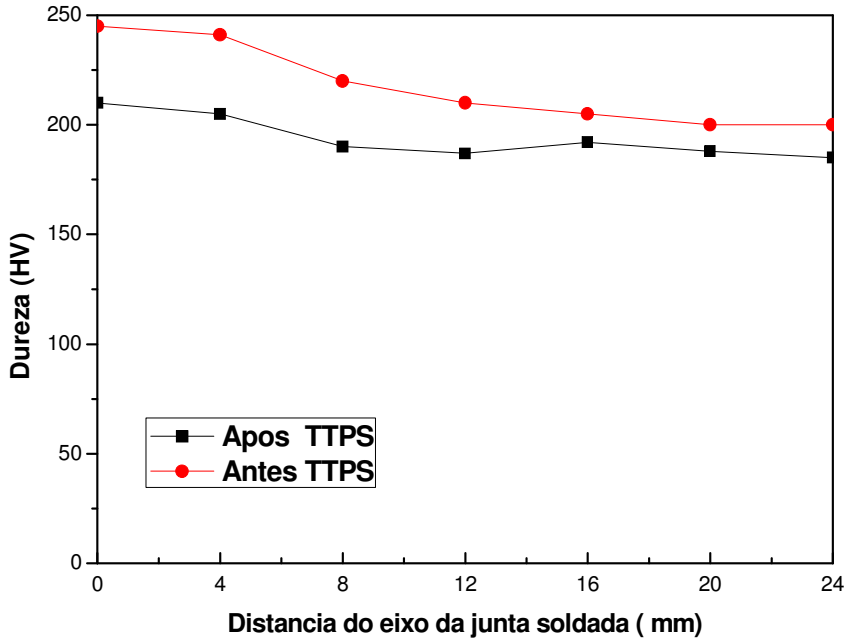


Figura I.25 – Variação da dureza a 5 mm de profundidade [57]

Adicionalmente quanto ao alívio de tensões, o estudo apresenta resultados substanciais de redução após o TTPS. A Figura I.26 apresenta a distribuição das tensões ao longo do eixo da junta soldada antes e depois do tratamento térmico.

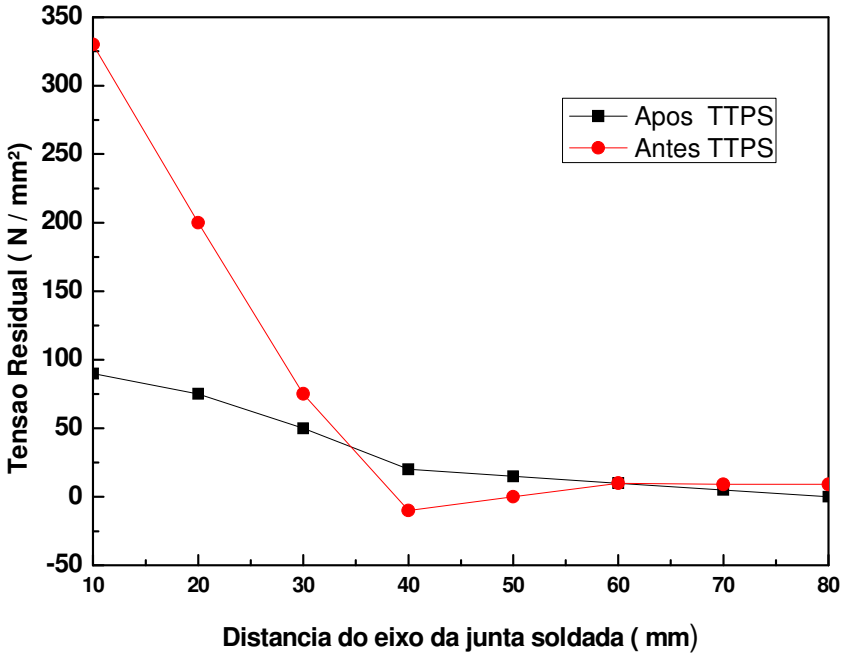


Figura I.26 - Distribuição das tensões residuais ao longo da junta soldada [57]

Os resultados acima discutidos estão coerentes com literatura [38-47] e, de forma resumida evidencias as seguintes conclusões:

- ✓ Pequena redução nos resultados de dureza
- ✓ Pequena redução nos limites de resistência
- ✓ Incremento da tenacidade na ordem de 15 %
- ✓ Redução da ordem de 70 % na tensão residual

I.4 - Considerações Adicionais

A dificuldade na obtenção da resistência mecânica adequada tem sido considerada como grande desafio, com destaque para estudo desenvolvido por SURIAN et al. [58], que realizou uma série de ensaios sobre consumíveis de soldagem de alta resistência. A tenacidade ao impacto, de forma geral, tem sido obtida com certa facilidade pelos consumíveis disponíveis, em função do grande número de estudos que foram realizados buscando encontrar formulações adequadas, em particular, o balanço Ni - Mn [13-16,26,28,31-33]. Entretanto, por outro lado, o atingimento dos requisitos de resistência mecânica tem se transformado em questão preocupante já que não tem sido levado em consideração na formulação dos consumíveis de alta resistência sendo que, em alguns casos, faz-se necessário exceder a composição química prescrita para o consumível de modo a permitir a obtenção da resistência mecânica adequada.

Outro ponto a ser destacado, é a necessidade de atender às regras específicas para materiais adequados, as quais definem requisitos extremamente complexos, já que é preciso associar elevados valores de resistência mecânica com alto padrão de tenacidade ao impacto, tais como 860 MPa e 50 Joules à -20°C como mostrado na Tabela I.6 [21].

Tabela I.6 - Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 [21].

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

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

JORGE et al. [8] em estudo recente ressalta que com este nível de exigência, a soldagem dos componentes das linhas de ancoragem de plataformas, torna-se um grande desafio em termos não somente da definição do procedimento de soldagem mais adequado, como, principalmente na seleção e/ou desenvolvimento de consumíveis adequados para aplicação em estudo. Ainda, que nestes casos, mesmo as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como a AWS A 5.5 [22] e MIL-E-22200/1F [23], ainda não definem os critérios de aprovação de consumíveis para esta aplicação, uma vez que as normas limitam-se à consumíveis de resistência máxima de 120 Ksi (830 MPa), o que está aquém das demandas da utilização. Além disso nem sempre definem critérios de resistência mínima ao impacto, devendo os mesmos serem acordados entre o fornecedor e Cliente [22]. Outro fator

complicador é que as referidas normas não fazem menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamento térmico de alívio de tensões, que é mandatório para acessórios de ancoragem. As normas que realizam esta avaliação, podem até ter requisitos inferiores para a condição de tratado termicamente [8,23].

Considerando os aspectos desafiadores já mencionados, a literatura recente [5-12] evidencia a relevância da utilização da microscopia eletrônica de varredura (MEV) na identificação de microconstituintes não detectados por microscopia ótica convencional e que influenciam de forma efetiva as propriedades mecânicas do metal de solda. De fato, estudo anterior [8] aponta a impossibilidade de identificação clara dos microconstituintes presentes apenas com a microscopia ótica (MO), que também já foi discutido em outro estudo [58],onde se evidencia que para metais de solda de aços alta resistência é necessária, pelo menos, a utilização da microscopia eletrônica de varredura (MEV) para a identificação dos constituintes microestruturais presentes.

Dentre os constituintes microestruturais, o A-M tem destaque não só pelo seu alto poder fragilizante mesmo em baixas frações volumétricas como pela dificuldade de detectá-lo face as suas dimensões reduzidas. Quanto ao microconstituinte A-M, REBELLO et. al. [60] descrevem que além de ter sua formação frequentemente associada à da bainita, o constituinte A-M pode se formar isoladamente em presença de outras fases, como a ferrita. Nestes casos, a formação específica do constituinte A-M, pode ser descrita pelo seguinte processo: no resfriamento a partir da região austenítica, forma-se a ferritica bainítica tornando estável a austenita remanescente, devido ao seu enriquecimento em carbono provocado pelo crescimento nas regiões adjacentes desta própria ferrita bainítica, que é inerentemente pobre em carbono. Este enriquecimento termina a temperaturas em torno de 400-350°C, momento em que o teor de carbono da austenita remanescente atinge 0,5-0,8%. No resfriamento que segue, parte desta austenita decompõe-se em ferrita e carbetos, no intervalo 300-350°C. Caso o resfriamento seja rápido, esta decomposição pode não ocorrer, e então, a austenita não decomposta transforma-se em martensita em ripas ou maclada, em baixas temperaturas, e uma pequena quantidade de austenita permanecerá retida. A Figura I.27 apresenta o microconstituinte A-M identificado através da utilização da microscopia eletrônica de varredura [60].

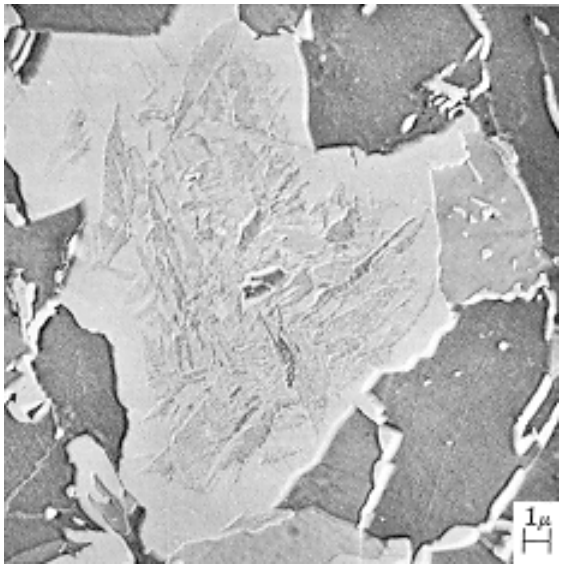


Figura I.27 - Microscopia eletrônica de varredura, aço 0,32%C - 0,13%Mn - 9,05%Ni . Ferrita (regiões escuras em baixo relevo) e o constituinte A-M sob forma poligonal apresentando uma clara evidência da existência de martensita em seu interior [60].

Os metais de solda são constituídos de regiões com microestruturas no estado bruto de solidificação, onde a ocorrência do constituinte A-M é bastante frequente, sendo muitas vezes controladora da sua tenacidade. Nas regiões dos cordões de solda que tenham sido reaquecidas a altas temperaturas quando da deposição dos passes de soldagem, é possível que o constituinte venha a sofrer algum tipo de decomposição total ou parcial [60] .PARANHOS et al. [61] realizaram um estudo bastante completo sobre a influência da composição química (elementos C, Mn, Ni, Mo) e do revenimento provocado pela deposição dos passes de soldagem, na microestrutura e tenacidade de cordões de solda de aços C-Mn baixa liga. Deste estudo destaca-se a importância que o constituinte A-M exerce sobre a tenacidade, quando presente preponderantemente sob a forma alongada, que confere baixa tenacidade ao metal de solda. A Figura I.28 traduz as considerações acima e através da utilização da microscopia eletrônica de varredura, identifica ferrita (regiões escuras em baixo relevo), e o constituinte A-M (regiões claras em alto relevo); na parte inferior da micrografia, a ferrita apresenta-se em forma de veio formado no contorno de grão da austenita prévia. Apresenta-se ainda em forma de lamelas alternadas com o constituinte A-M alongado ou precipitado ao longo das lamelas. Na parte superior da micrografia, a ferrita apresenta-se com granulação fina e entrelaçada, características que, aliadas a uma elevada densidade de discordâncias, lhe conferem alta tenacidade (trata-se da ferrita conhecida como acicular). Entre os veios desta ferrita acicular, o constituinte A-M toma a forma poligonal. Em alguns pontos apresenta-se parcialmente decomposto em carbetos (pontos claros em alto relevo).

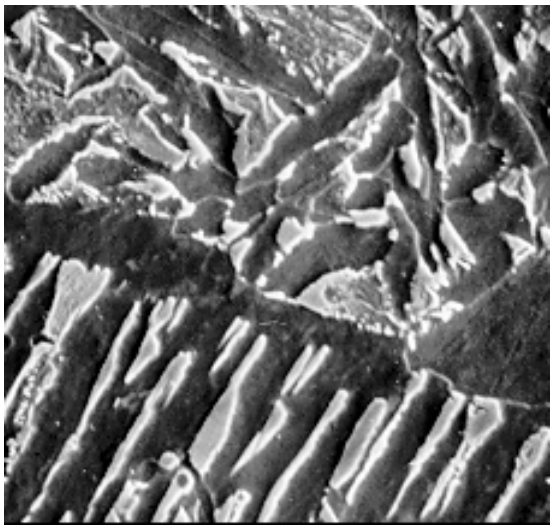


Figura I.28 - Microscopia eletrônica de varredura, aço 0,09%C-2,17% Mn. ferrita e o constituinte A-M . Ataque nital 2% e picral 2%. Aumento 4000X [61]

Adicionalmente, JORGE et al. [59] com base em estudo anterior [61] ratificam que o efeito do micro constituinte A-M é tão prejudicial para a tenacidade, que mesmo em metais de solda que apresentam microestrutura muito refinada e com grande quantidade de ferrita acicular na região de grãos colunares, a presença do A-M provoca quedas representativas nos valores da tenacidade ao impacto. Por outro lado, na região reaquecida pelos passes subsequentes, existem maiores resultados na energia absorvida, quando comparada com a região colunar. Deve-se ao fato da decomposição parcial dos microconstituintes A-M em ferrita e carbetos. O referido estudo [61] dá ênfase ao efeito negativo do A-M, principalmente quando este se apresenta com morfologia angular e se concentram ao longo dos contornos de grão da austenita prévia, o que propicia posições preferenciais para iniciação e propagação da fratura por clivagem. Adicionalmente, deve-se considerar que as partículas de A-M apresentam dimensões diminutas e normalmente não é possível detectá-las por microscopia ótica (MO) o que está coerente com apresentado na literatura [60].

Uma contribuição muito interessante da literatura, é apresentada por ALÉ [62] que em seu estudo que evidencia a possibilidade de detectar o constituinte A-M por microscopia ótica, em baixos aumentos, sem confundi-los com carbetos. O autor [62] desenvolveu um ataque alternativo para separar carbetos do constituinte A-M, e que consiste em aplicar um ataque eletrolítico a base de ácido pícrico e hidróxido de sódio, após a aplicação do ataque de Le Pera. Assim, os carbetos são preferencialmente atacados formando depressões na matriz tornando, portanto, sua imagem escura. O micro constituinte A-M, menos atacado que a fase ferrita, aparece em alto relevo, permanecendo claro conforme ilustra a Figura I.29.

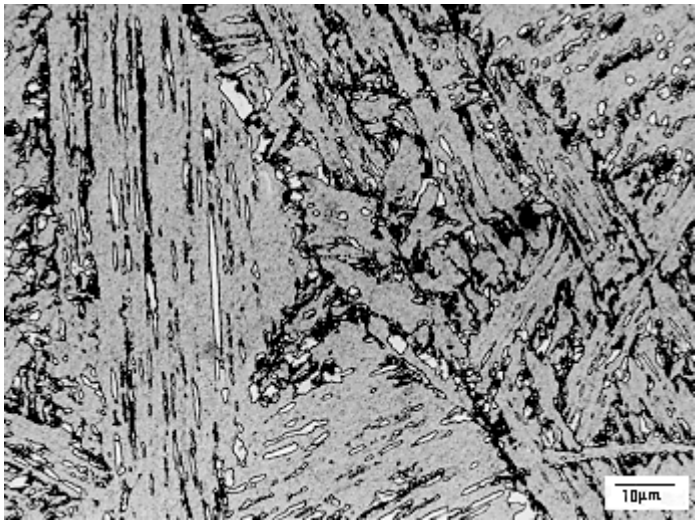


Figura I.29 - Microscopia ótica, aço 0,13%C - 1,60% Mn 0,48% Mo. Região da zona afetada pelo calor aquecida até à zona intercrítica do aço. Matriz ferrítica em fundo cinza. Carbetos em depressões aparecem escuros. Constituintes A-M em alto relevo aparecem brancos. Ataque Le Pera modificado. Aumento 1000X [62]

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 - Materiais

Para a realização do presente trabalho foram utilizados os seguintes materiais abaixo relacionados.

II.1.1 - Material de Base

Como metal de base, utilizou-se chapas de aço ASTM A 36 com 19,0 mm de espessura, 700,0 mm de comprimento e 150,0 mm de largura. A utilização de chapas de aço ASTM A 36 se justifica pelo fato de que, no presente trabalho, o objeto de estudo é apenas o metal de solda, sendo então o metal base utilizado somente como suporte para a realização da deposição, eliminando assim a influência da diluição. As dimensões objetivam reproduzir as condições de geometria e velocidades de resfriamento esperadas na execução da soldagem de aços grau R4 [21].

II.1.2 - Materiais de Adição

Como material de adição foram utilizados dois eletrodos revestidos com 4,0 mm de diâmetro cujas composições químicas foram fornecidas pelos fabricantes conforme tabela II.1 sendo um consumível importado e outro proveniente do mercado nacional que serão identificados por consumível B e consumível W respectivamente.

Tabela II.1 - Composição química dos consumíveis conforme dados do fabricante (% em Peso)

CONSUMÍVEL	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V
B	0,07	0,51	0,01	0,01	1,5	0,59	2,12	0,85	0,01
W	0,08	0,34	0,02	0,01	2,7	0,38	2,17	0,33	0,01

II.2 - Procedimentos de Soldagem

As juntas foram preparadas a partir das chapas conforme item II.1.1. A Figura II.1 apresenta dimensões e detalhes da geometria da junta utilizada, que visa eliminar o efeito da diluição no estudo das propriedades do metal de solda, ratificando o exposto no item II.1.1.

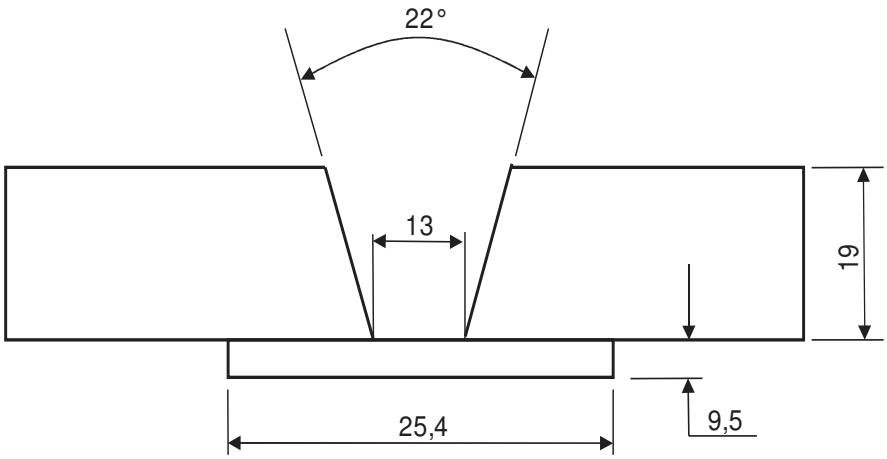


Figura II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (cotas em mm).

Foi utilizada a técnica de soldagem multipasses com eletrodos revestidos de 4,0mm de diâmetro e um preaquecimento de 250°C, corrente contínua, posição plana. As figuras II.2 e II.3 apresentam as sequências de soldagem realizadas com os consumíveis B e W, respectivamente. As tabelas II.2 e II.3 relacionam os parâmetros de soldagem utilizados em cada passe de um total de 23 para o consumível B e 22 para o consumível W para a conclusão da junta.

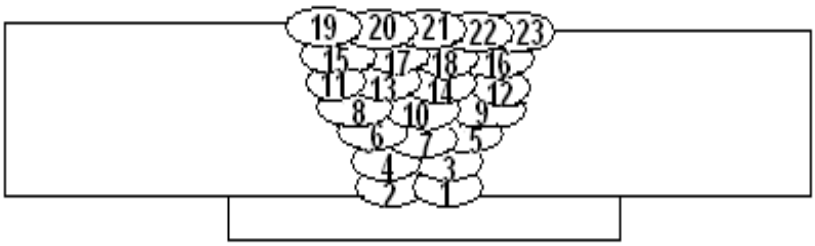


Figura II.2 – Detalhe da sequência de soldagem com consumível B

Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem utilizados com o consumível B

	CORRENTE	TENSÃO	PASSE	AT
Passe	**Valor (A)**	**Valor (V)**	**Tempo (seg.)**	**(KJ/mm)**
1	180-190	20-30	250	1,65
2	180-190	20-30	297	1,96
3	180-190	20-30	248	1,64
4	180-190	20-30	210	1,39
5	180-190	20-30	190	1,26
6	180-190	20-30	212	1,4
7	180-190	20-30	247	1,63
8	180-190	20-30	208	1,37
9	180-190	20-30	180	1,19
10	180-190	20-30	320	2,11
11	180-190	20-30	215	1,42
12	180-190	20-30	237	1,57
13	180-190	20-30	224	1,48
14	180-190	20-30	244	1,61
15	180-190	20-30	162	1,07
16	180-190	20-30	184	1,22
17	180-190	20-30	207	1,37
18	180-190	20-30	211	1,39
19	180-190	20-30	190	1,26
20	180-190	20-30	176	1,16
21	180-190	20-30	154	1,02
22	180-190	20-30	150	0,99
23	180-190	20-30	144	0,95
TOTAL	**--**	**--**	**4860**	**--**
MÉDIA	**180 -193**	**25 – 30**	**--**	**1,4**

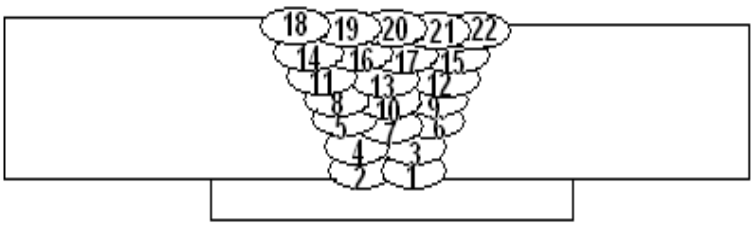


Figura II.3 – Detalhe da sequência de soldagem com consumível W

Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem utilizados com o consumível W

NÚMERO	CORRENTE	TENSÃO	PASSE	AT
Passe	Valor (A)	Valor (V)	Tempo (seg.)	(KJ/mm)
1	174-184	21-28	269	1,57
2	174-184	21-28	278	1,86
3	174-184	21-28	271	1,55
4	174-184	21-28	283	1,32
5	174-184	21-28	297	1,19
6	174-184	21-28	224	1,33
7	174-184	21-28	208	1,55
8	174-184	21-28	361	1,3
9	174-184	21-28	244	1,13
10	174-184	21-28	222	2
11	174-184	21-28	305	1,35
12	174-184	21-28	163	1,48
13	174-184	21-28	140	1,4
14	174-184	21-28	146	1,53
15	174-184	21-28	149	1,01
16	174-184	21-28	152	1,15
17	174-184	21-28	165	1,3
18	174-184	21-28	167	1,32
19	174-184	21-28	154	1,19
20	174-184	21-28	158	1,1
21	174-184	21-28	176	0,96
22	174-184	21-28	180	0,94
--	--	--	--	--
TOTAL	**--**	**--**	**4712**	**--**
MÉDIA	**174-184**	**21-28**	**--**	**1,34**

Após a soldagem foram realizados ensaios não destrutivos por partículas magnéticas e ultra-som, não tendo sido detectadas descontinuidades ou trincas na junta soldada. O ensaio por ultra-som foi realizado após 48 horas da realização da soldagem da junta visando avaliar a possibilidade de ocorrência de trincamento a frio.

A Figura II.4 apresenta o aspecto geral da superfície das juntas soldadas com os consumíveis em estudo (B e W) onde se pode verificar a uniformidade dos últimos passes de acabamento.



Figura II.4 – Aspecto geral das juntas soldadas – consumíveis B e W

II.3 – Tratamentos Térmicos

Foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 600ºC por 1, 2 e 3 horas, sendo estas condições comparadas à condição da junta de como soldada. A tabela II.4 indica as condições de analise e a identificação dos metais de solda.

Tabela II.4 - Condições de analise dos metais de solda

CONSUMÍVEL	CONDIÇÃO	IDENTIFICAÇÃO
B	Como soldado	B5
	TTPS-600^{0}C-1h	B6
	TTPS-600^{0}C-2h	B7
	TTPS-600^{0}C-3h	B8
W	Como soldado	W5
	TTPS-600^{0}C-1h	W6
	TTPS-600^{0}C-2h	W7
	TTPS-600^{0}C-3h	W8

II.4 – Analise Química

Foram realizadas análises químicas por espectrometria de emissão ótica, com espectrômetro de emissão ótica Spectorlab, no SENAI FIEMG em amostras extraídas das juntas soldadas de ambos os consumíveis (B e W) com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes nos metais de solda.

II.5 – Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), para a avaliação de possíveis alterações das propriedades devido à variação do tempo de tratamento.

II.5.1 – Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente, em corpos-de-prova cilíndricos de seção reduzida com diâmetro de 8,75 mm e comprimento útil de 45,00 mm padronizados conforme a norma ASTM A-370 [63] , retirados longitudinalmente ao cordão de solda, conforme a Figura II.5. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolper, modelo 60 TUZ, com capacidade de 60 tonf.

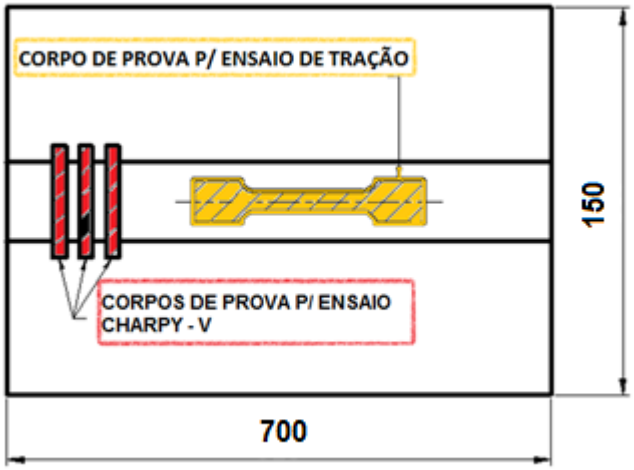


Figura II.5 – Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)

II.5.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [63] e retirados transversalmente ao cordão de solda conforme mostrado na Figura II.5, a 2,00 mm da superfície da chapa. O entalhe foi posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.6. Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 Joules.

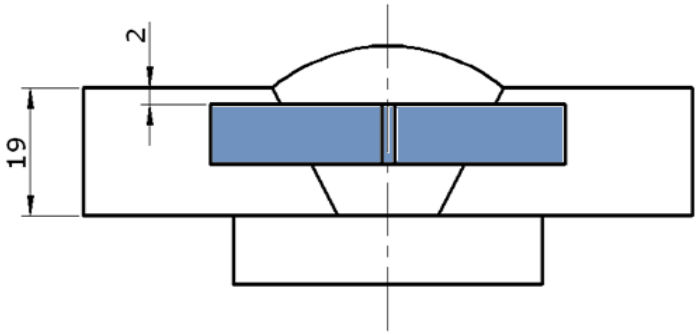


Figura II.6 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)

As condições de análise realizadas foram:

a) Ensaios a temperatura de -20ºC realizados no estado de CS e após TTPS para tempos de 1,2 e 3 horas para avaliação de possíveis alterações na tenacidade ao impacto devido à variação do tempo de tratamento ;

b) Ensaios realizados nas temperaturas de: -60; -40; -20 ; 0 e +20ºC para obtenção da curva de transição do metal de solda, tanto na condição de como soldado e após tratamento térmico a 600ºC por 2 horas, objetivando avaliar as alterações dos resultados na tenacidade ao impacto com variações de temperatura .

II.5.3 – Ensaios de Dureza

Ensaios de dureza Vickers foram realizados à temperatura ambiente, nas amostras metalográficas retiradas transversalmente ao cordão de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um durômetro da marca Wolpert, modelo DIA TESTOR 2 RC. A carga utilizada nos testes foi de 10 Kgf, com tempo de carregamento de 20 segundos (HV10/20).

Os pontos de teste foram tomados sobre uma reta vertical, que corresponde a linha de centro da junta soldada, indo do nível da superfície da chapa até a raiz da solda, nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V (Figura II.7).

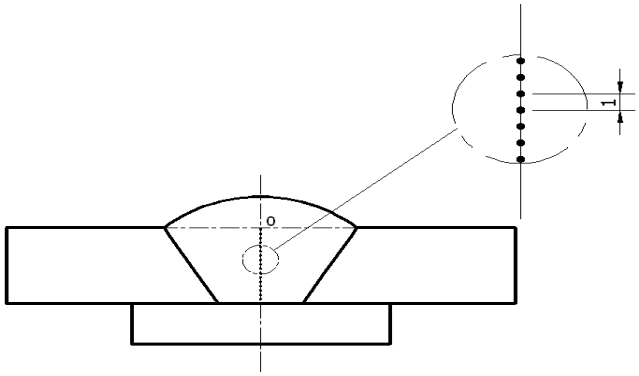


Figura II.7 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cota em mm)

II.6 – Ensaios Metalográficos

Foi realizada a análise metalográfica dos metais de solda (B e W) , consistindo de macrografia, microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A preparação das amostras consistiu da técnica convencional de lixamento e polimento, seguido de ataque químico com reagente nital 10% para a macrografia e 2% para a micrografia.

De forma complementar também foi realizada a análise quantitativa dos percentuais da região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 250X, sendo utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média da contagem ao longo de três segmentos de 10,00 mm ,conforme esquematizado na Figura II.8.

Com a utilização de microscópio eletrônico da marca Canscan 3200 LV, foram avaliadas as microestruturas tanto nas regiões colunares quanto nas reaquecidas dos metais de solda, nas condições de CS e após TTPS; as regiões correspondem à área do entalhe Charpy-V além de avaliação das regiões colunares do último passe do metal de solda.

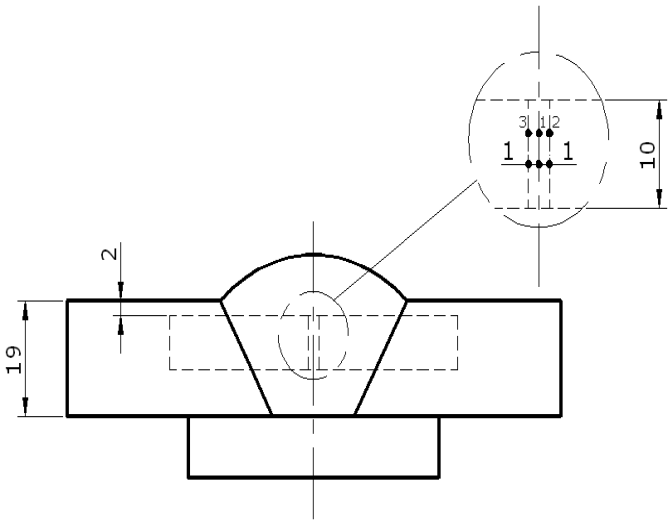


Figura II.8 Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

CAPÍTULO III - RESULTADOS

III.1 – Introdução

Este capítulo apresenta os resultados dos diversos ensaios realizados com os corpos-de-prova obtidos a partir dos metais de soldas produzidos a partir dos consumíveis B e W nas condições de como soldado e após TTPS.

III.2 – Análise Química

A Tabela III.1 apresenta a composição química dos metais de solda depositados. Através de análise comparativa, é possível observar que o consumível B apresenta teores de Cr e Mo superiores ao consumível W. Ainda, de forma inversa, os teores de Mn e Ni são inferiores.

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

Elemento (% Peso)	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V	Ceq(*)
Consumível B	0,06	0,45	0,01	<0,01	1,37	0,63	2,21	0,79	0,01	0,727
Consumível W	0,05	0,16	0,02	0,01	2,03	0,41	3,08	0,269	<0,01	0,729

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

III.3 – Ensaios Mecânicos

III.3.1 – Ensaios de Tração

A Tabela III.2 e Figuras III.1 e III.2 apresentam os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, juntamente com os requisitos mínimos de aceitação para o aço grau R4 [21], onde se notam as seguintes características principais:

a) Todos os resultados obtidos para o limite de resistência apresentaram-se acima do requisito mínimo para o aço grau R4, exceto o limite de resistência para a condição TTPS - 3h, para o metal de solda produzido pelo consumível B que apresentou uma redução de 4,5% quando comparado com a condição de CS;

b) No caso do metal de solda produzido pelo consumível W, somente a condição TTPS - 1h possibilitou a obtenção de valor de limite de resistência 1,3% superior ao mínimo exigido para o grau R4;

c) Para os dois metais de solda, os valores de limite de escoamento apresentam resultados próximos e muito superiores ao requisito mínimo para o aço grau R4, sendo que os valores obtidos para o consumível B são sempre superiores;

d) Todos os valores de alongamento e redução de área são superiores aos mínimos exigidos para o grau R4 e;

e) O aumento do tempo do TTPS propiciou uma ligeira tendência de redução dos valores de limite de resistência e de escoamento para ambos os metais de solda.

Tabela III.2 - Resultados dos ensaios de tração dos metais de solda

Metal de solda	Condição	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	RA(%)	LE/LR
B	CS	796	892	22,29	65,86	0,89
	TTPS – 1h	775	904	20,86	64,83	0,86
	TTPS – 2h	755	876	20,00	60,41	0,86
	TTPS – 3h	739	852	21,43	63,19	0,87
W	CS	733	820	20,86	62,91	0,89
	TTPS – 1h	707	871	22,00	60,94	0,79
	TTPS – 2h	732	841	19,71	60,03	0,87
	TTPS – 3h	691	805	25,14	62,77	0,86
Mínimo R4 [21]	-	580	860	12,00	50,00	0,92max

Onde: LE – Limite de escoamento ; LR – Limite de resistência; Al – Alongamento; RA – Redução de área CS – Como soldado; TTPS – Tratamento térmico pós-soldagem

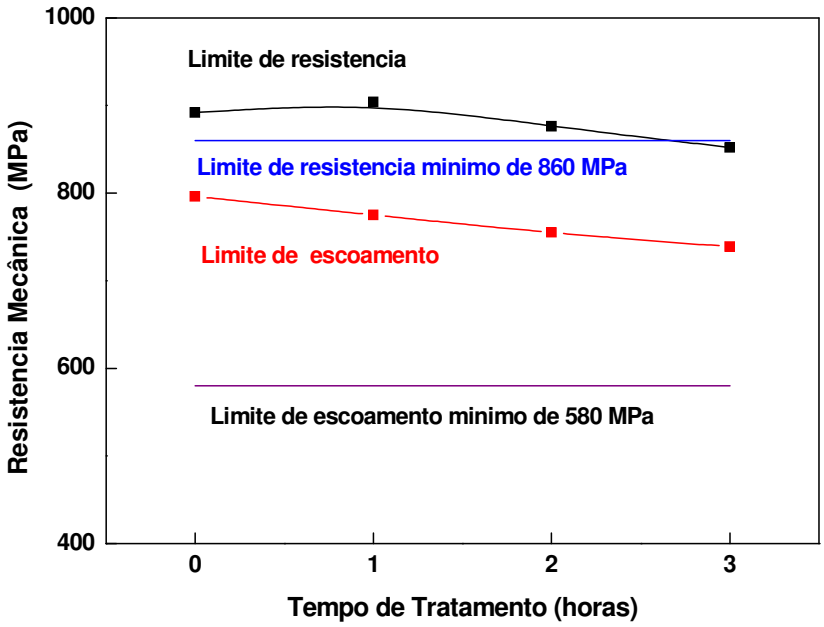


Figura III.1 – Efeito do tratamento térmico no limite de resistência e limite de escoamento para o metal de solda B.

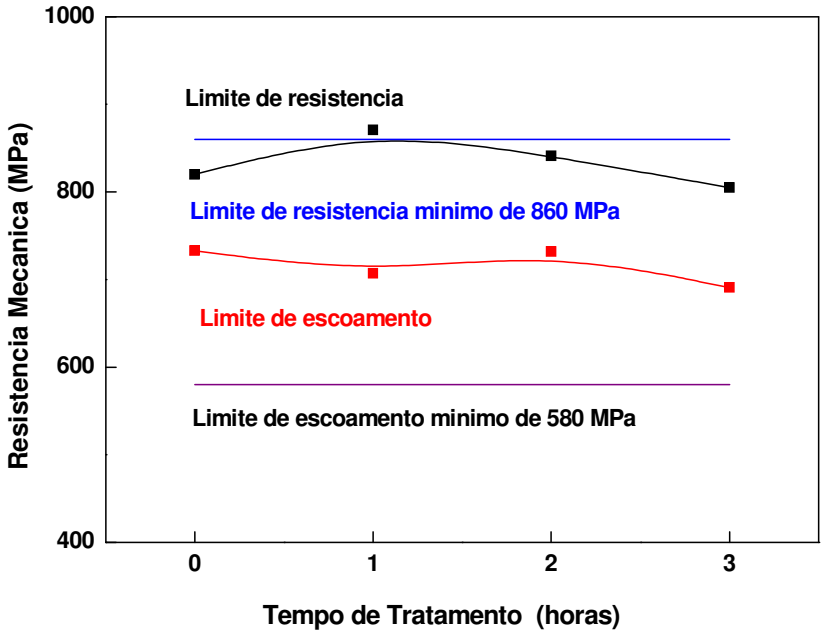


Figura III.2 – Efeito do tratamento térmico no limite de resistência e limite de escoamento para o metal de solda W

III.3.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V

A tabela III.3 e as Figuras III.3 e Figura III.4 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V realizados conforme detalhamento apresentado no item II.5.2.a para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação para os aços grau R4 [21] empregados para acessórios de ancoragem, onde se notam as seguintes características principais:

a) No caso do metal de solda B, observou-se uma ligeira redução continua nos valores de tenacidade ao impacto após realização do TTPS; redução de 12 J comparando a condição de CS com a condição após TTPS - 3h. Mesmo assim, todos os valores ainda se situam bem acima do mínimo especificado;
b) No caso do metal de solda W, observou-se um comportamento inverso do anterior, com o aumento significativo, da ordem de 35 Joules, da tenacidade ao impacto após o TTPS; comparando-se com a condição de CS, houve acréscimo de 68,5% na condição após TTPS - 3h.
c) Para ambos os metais de solda B e W, todos os valores obtidos apresentam-se acima do requisito mínimo para o aço R4 [21];
d) Verifica-se que os metais de solda B e W atendem aos requisitos especificados.

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de impacto a -20ºC realizados nas condições de CS e após TTPS, em Joules

METAL DE SOLDA	Condição	1º ensaio	2ºensaio	3ºensaio	Média
CONSUMÍVEL B	Como Soldado	66	80,5	79	75,2
	TTPS - 1h	68	58,5	65,5	64
	TTPS - 2h	77,5	73,5	55,5	68,8
	TTPS - 3h	65	60	63	62,7
CONSUMÍVEL W	Como Soldado	40,5	52	46,5	50,5
	TTPS - 1h	56,5	52	47,5	52
	TTPS - 2h	63,5	70,5	73	69
	TTPS – 3h	83,5	86	86	85,1
Mínimo (R4) – Metal de Solda	---	---	---	---	36

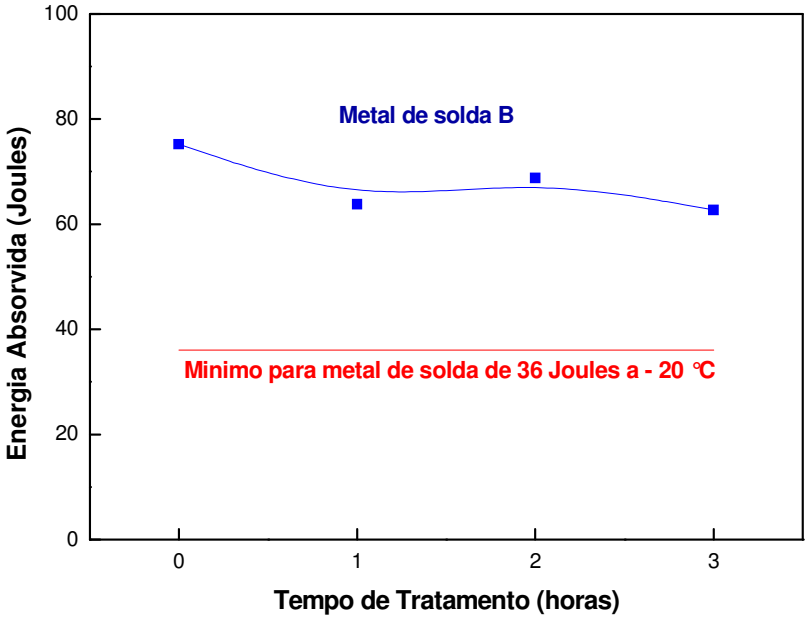


Figura III.3 - Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com o tempo do TTPS (600°C) para o metal de solda B.

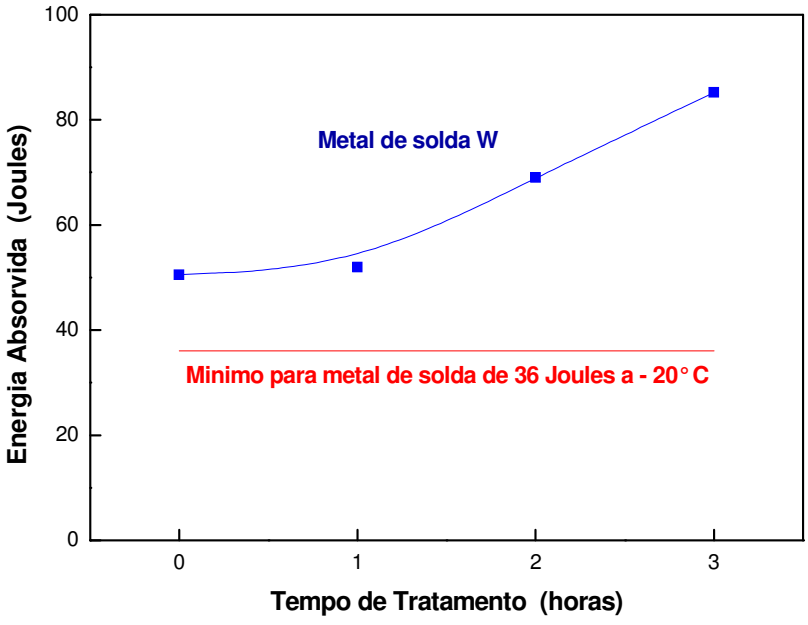


Figura III.4 - Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V com o tempo de TTPS (600°C) para o metal de solda W.

A tabela III.4 e as Figuras III.5 e III.6 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V realizados conforme detalhamento apresentado no item II.5.2.b. As curvas de transição evidenciam que:

a) No caso do metal de solda B, os resultados obtidos são satisfatórios em toda a faixa de temperaturas avaliada, tanto na condição de como soldado quanto após o tratamento térmico. Mesmo a -60ºC o menor resultado foi de 42,8 J na condição após TTPS.
b) No caso do metal de solda W, os resultados obtidos foram satisfatórios com excessão para ambas condições estudadas a -60°C, e para a condição de CS `a - 40°C.

Tabela III.4 - Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V (Joules) - TTPS à 600°C por 2 horas

MATERIAL	CONDIÇÃO	T (ºC)	1º ENSAIO	2º ENSAIO	3º ENSAIO	MÉDIA
CONSUMÍVEL B	COMO SOLDADO	-60	40,5	53,0	50,0	47,8
		-40	60,0	60,0	62,0	60,7
		-20	66,0	79,0	80,5	75,2
		0	95,0	99,0	85,5	93,2
		20	115,0	94,0	90,5	99,8
	TTPS	-60	39,5	44,0	45,0	42,8
		-40	54,0	53,5	53,5	53,7
		-20	77,5	73,5	55,5	68,8
		0	114,5	95,0	99,0	99,4
		20	103,0	99,0	110,0	104,0
CONSUMÍVEL W	COMO SOLDADO	-60	21,5	26,5	21,0	23,0
		-40	37,5	33,0	31,5	34,0
		-20	40,5	64,5	46,5	50,5
		0	51,5	66,0	56,0	57,8
		20	65,5	67,0	66,5	66,3
	TTPS	-60	19,0	49,5	16,0	28,2
		-40	46,0	28,0	44,0	39,3
		-20	63,5	70,5	73,0	69,0
		0	87,0	85,0	85,0	85,7
		20	82,5	97,0	87,0	88,8
Mínimo Exigido (R4)	Metal Base	-20	---	---	---	50,0
Mínimo Exigido (R4)	Metal de Solda	-20	---	---	---	36,0

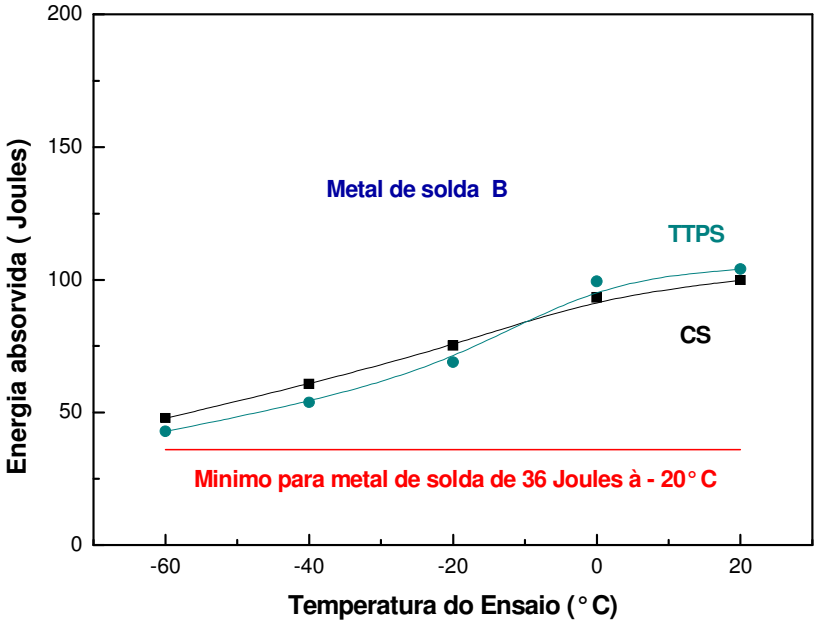


Figura III.5 – Energia absorvida X temperatura para as condições CS e TTPS – metal de solda B

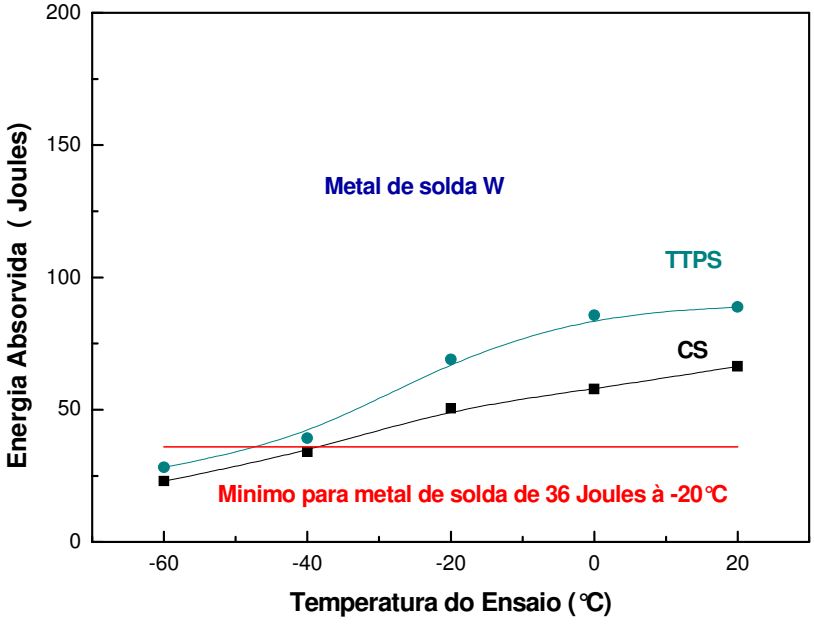


Figura III.6 – Energia absorvida X temperatura para as condições de CS e TTPS – metal de solda W

III.3.3 – Ensaios de Dureza

As Figuras III.7 e III.8 apresentam os perfis de dureza Vickers com carga de 10 kgf obtidos para os metais de solda B e W nas condições de CS e após TTPS, medidos a partir da superfície da junta, conforme descrito no item II.5.3, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os resultados obtidos para os metais de solda B se concentram na faixa entre 300 a 350 HV para as diversas condições de análise;
b) O aumento do tempo de tratamento térmico não propiciou quedas significativas nos valores de dureza para o metal de solda B. De forma contrária, observa-se que para o metal de solda W houve pequena redução nos resultados.
c) Ao comparar os resultados obtidos, pode-se observar que os valores de dureza para o metal de solda B ,na condição de CS, são em média 2% superiores do que os valores encontrados para o metal de solda W.

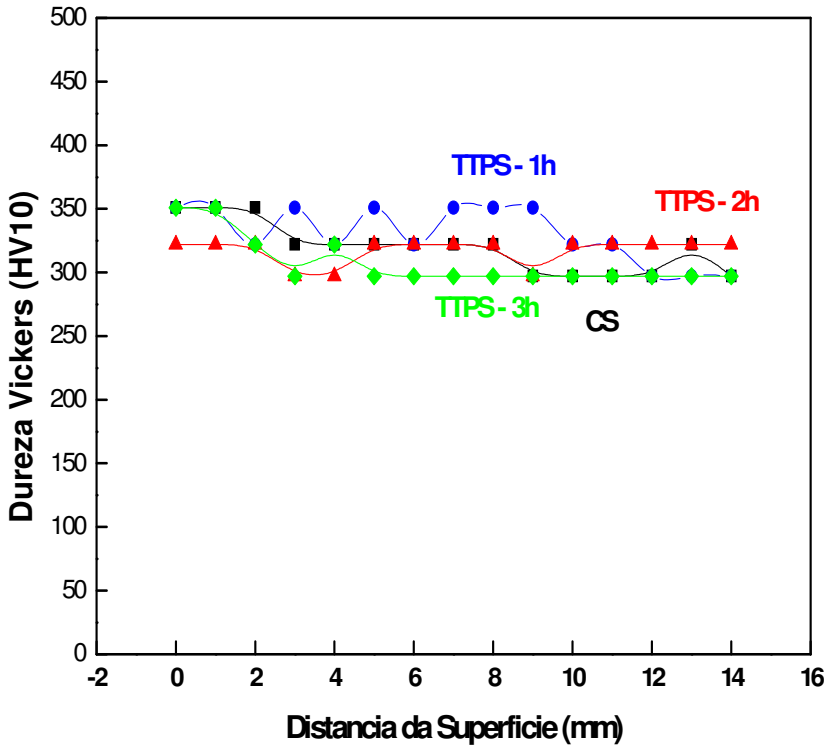


Figura III.7 - Perfil de dureza Vickers para o metal de solda B

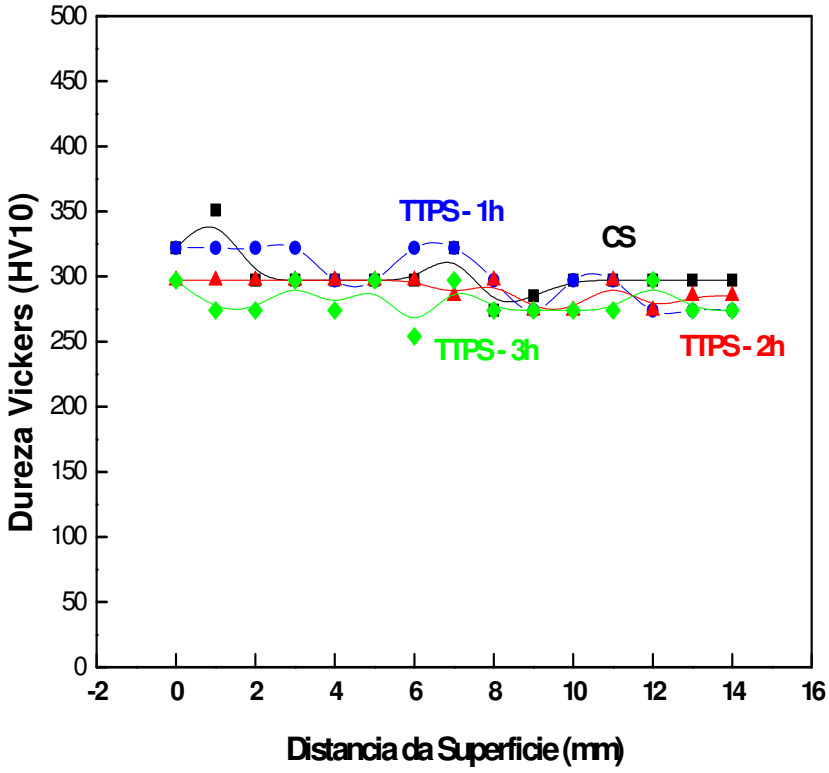


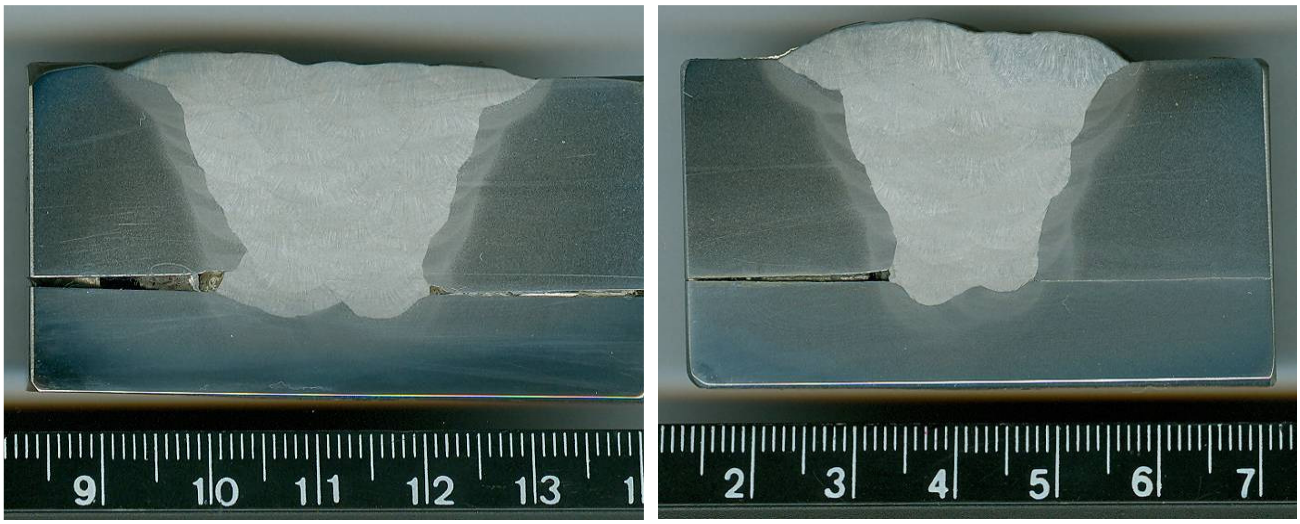
Figura III.8 - Perfil de dureza Vickers para o metal de solda W

III.4 – ENSAIOS METALOGRÁFICOS DOS METAIS DEPOSITADOS

III.4.1 - Macrografia

A Figura III.9 apresenta o aspecto geral macrográfico das juntas soldadas produzidas a partir dos consumíveis B e W, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse .

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



CONSUMÍVEL B **CONSUMÍVEL W**

Figura III.9 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas.

III.4.2 – Micrografia

A Tabela III.5 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. A contagem foi realizada conforme já descrito no item II.6.

Tabela III.5 - Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda.

Consumível	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
B	48	52
W	34	66

As Figuras III.10 e III.11 apresentam o aspecto microestrutural observado por microscopia ótica nas condições de como soldado e, após TTPS por 1, 2 e 3 horas para as regiões colunar e reaquecida relativas à ponta do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V. A mesma sequência é aplicada nas Figuras III.12 e III.13 para microscopia eletrônica de varredura .

Na análise destas micrografias, observam-se as seguintes características:

a) Na análise por microscopia ótica (MO) se observa uma microestrutura constituída, presumivelmente, de martensita e bainita revenida, tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para ambos os metais de solda (Figura III.10 e Figura III.11);

b) Na análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV), observa-se no metal de solda proveniente do consumível B, uma microestrutura constituída de martensita e bainita revenida, com predominância deste último constituinte, tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para todas as condições de análise (Figura III.12). Nota-se ainda, que o tratamento térmico propiciou uma ligeira precipitação de carbetos no contorno de grão (Figura III.14) e;

c) Já no caso do consumível W, a análise por MEV (Figura IIII.13), permitiu observar, uma microestrutura constituída de martensita, bainita e ferrita acicular , com predominância de bainita, havendo ainda grande incidência de constituintes A-M (Figura III.15). Nota-se ainda, que o tratamento térmico propiciou uma extensiva decomposição dos constituintes A-M em ferrita e carbetos (Figura III.15).

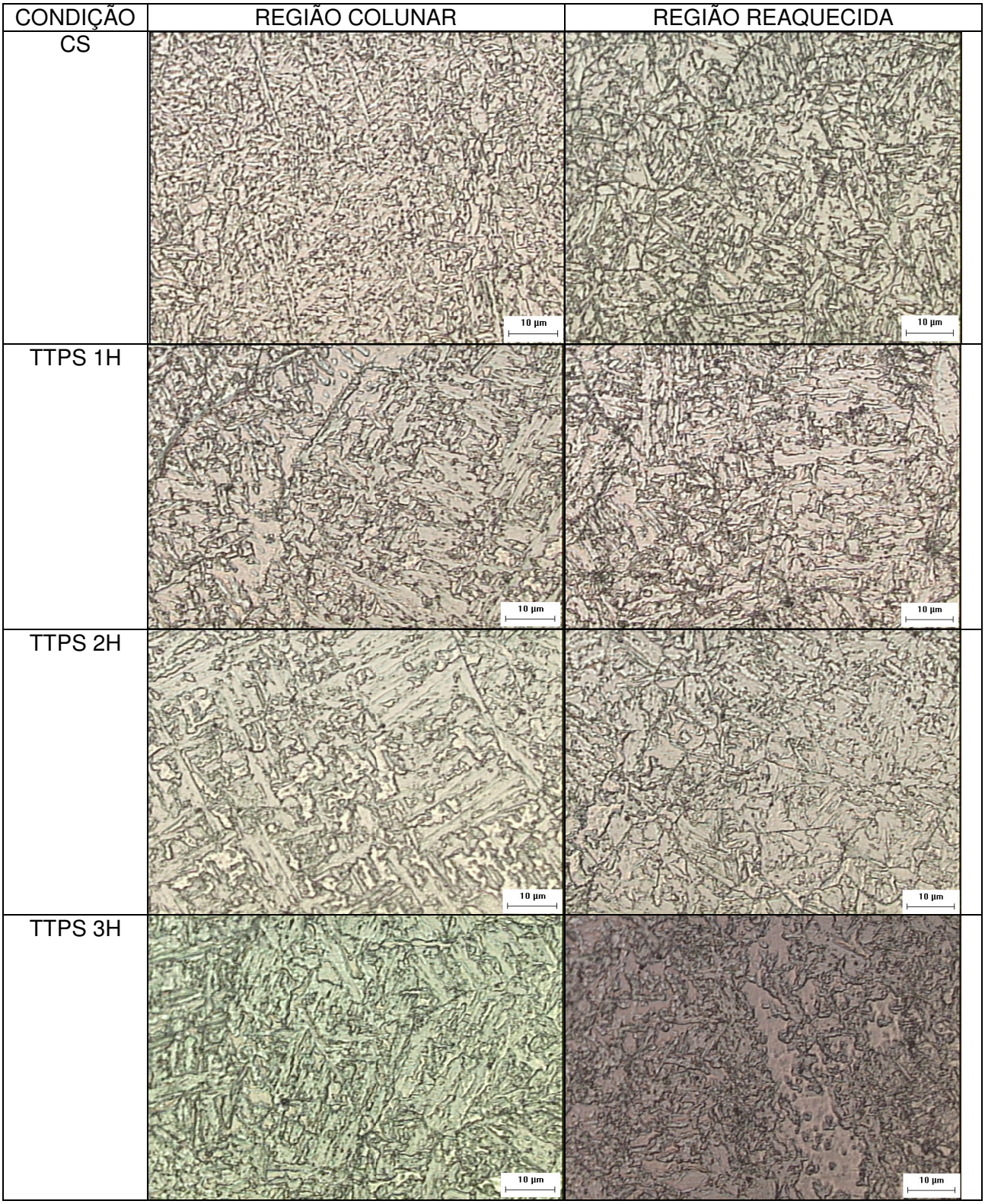


Figura III.10 - Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível B observados por MO. Aumento: 1000X. Ataque: nital 2%.

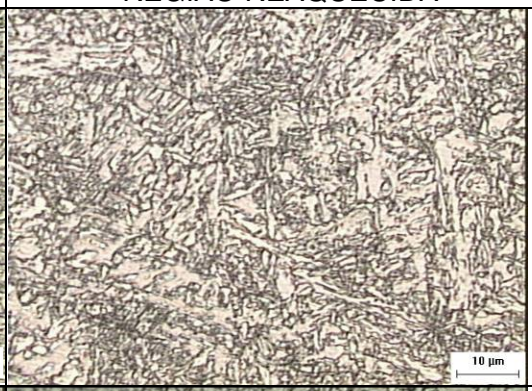
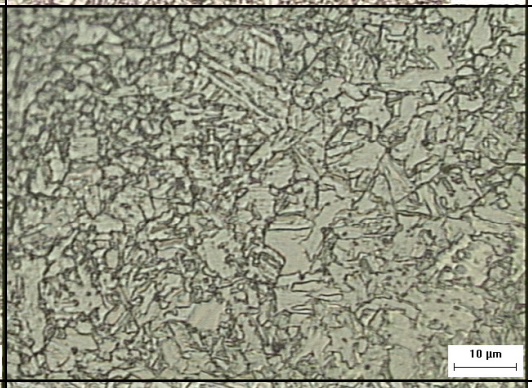
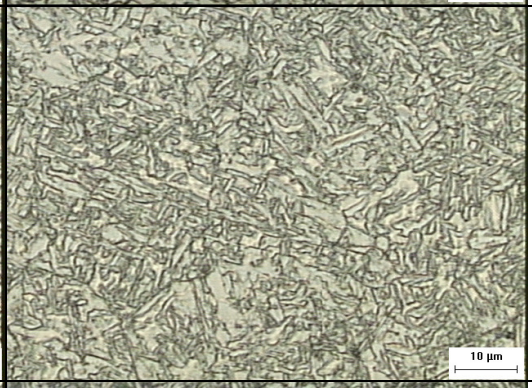
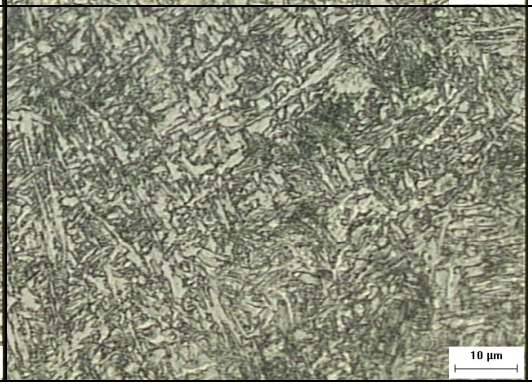
CONDIÇÃO	REGIÃO COLUNAR	REGIÃO REAQUECIDA
CS		
TTPS 1H		
TTPS 2H		
TTPS 3H		

Figura III.11 - Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível W observados por MO. Aumento: 1000X. Ataque: nital 2%.

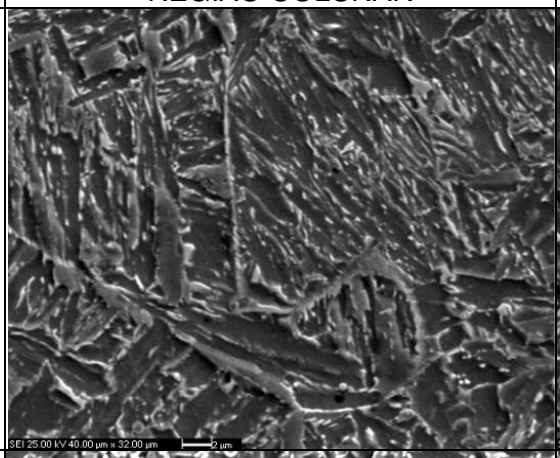
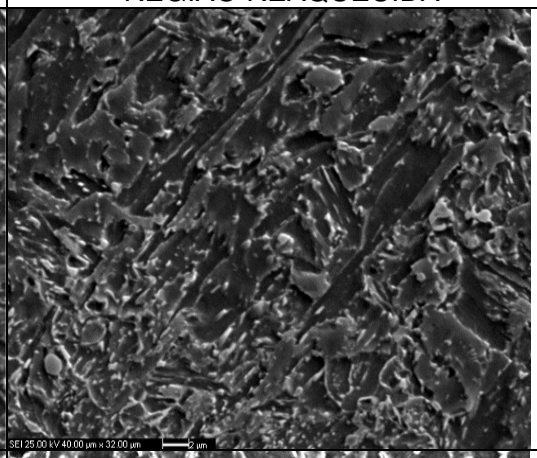
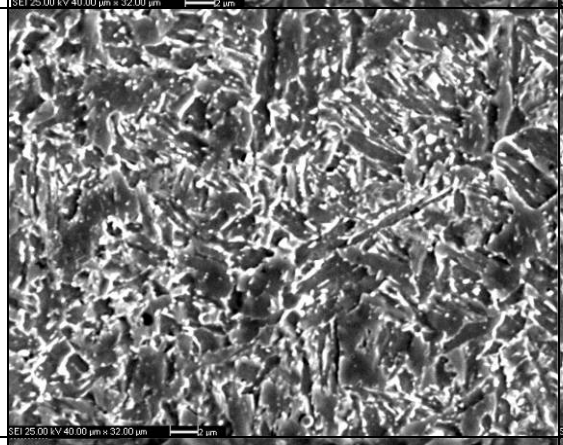
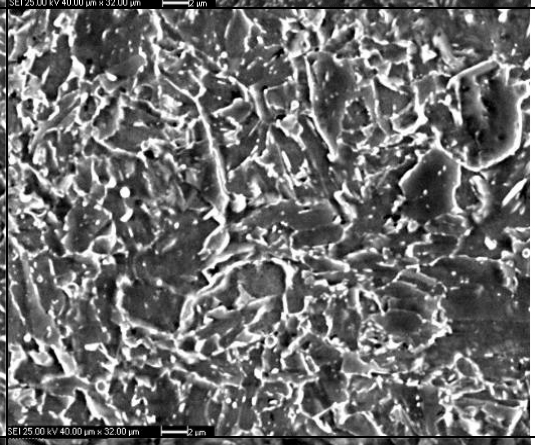
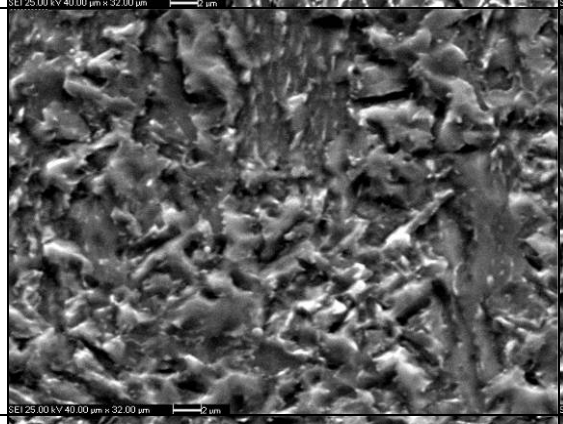
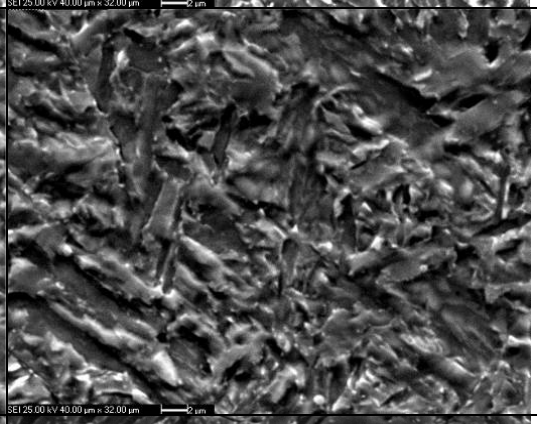
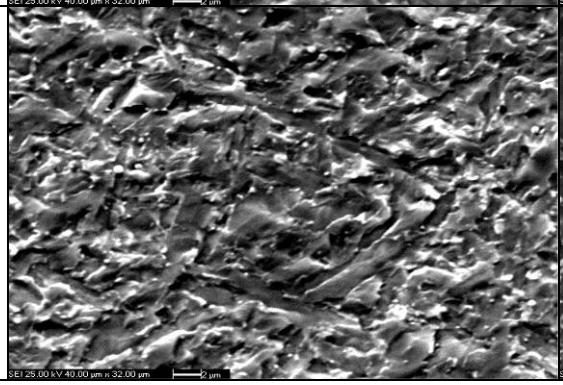
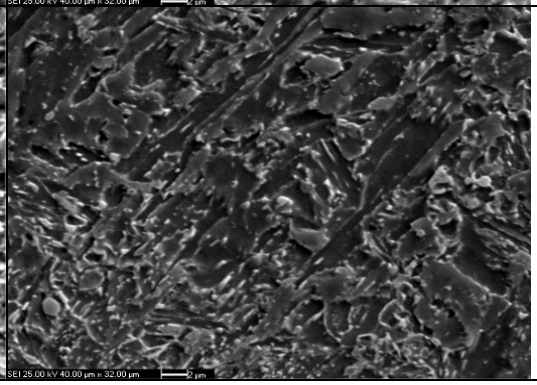
CONDIÇÃO	REGIÃO COLUNAR	REGIÃO REAQUECIDA
CS		
TTPS 1H		
TTPS 2H		
TTPS 3H		

Figura III.12 - Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível B observados por MEV. Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.

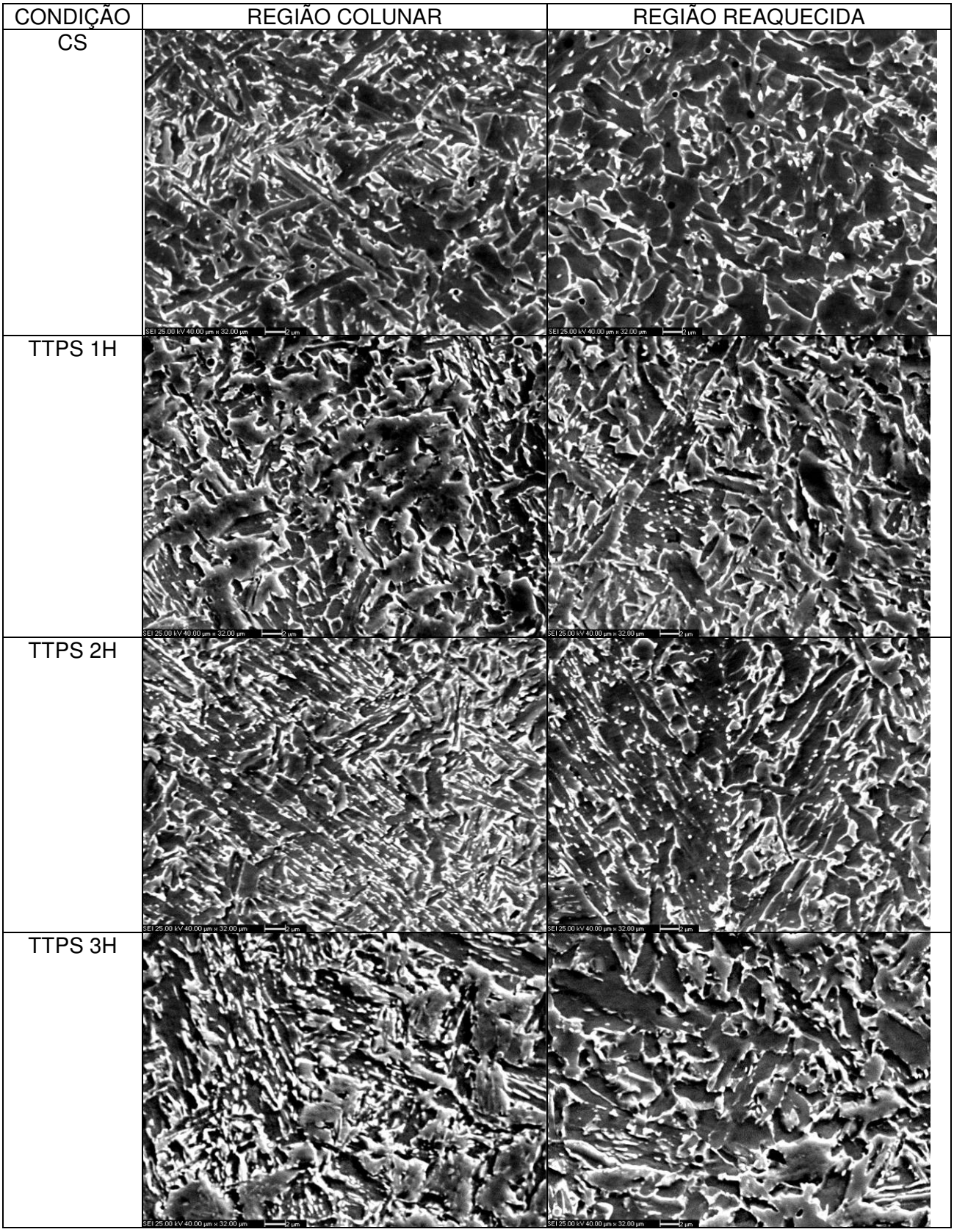


Figura III.13 - Aspecto microestrutural dos metais de solda do consumível W observados por MEV. Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.

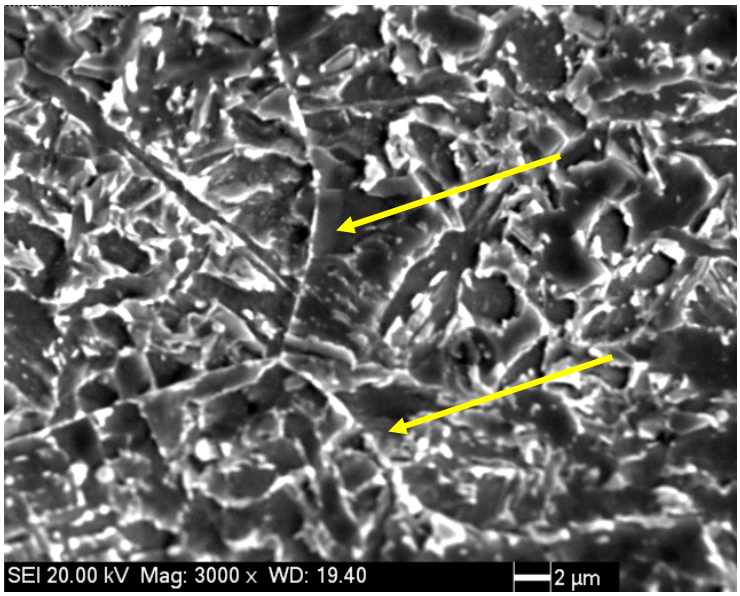


Figura III.14 - Detalhe da ocorrência precipitação de carbetos no contorno de grão com o tratamento térmico no metal de solda B (MEV) - Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.

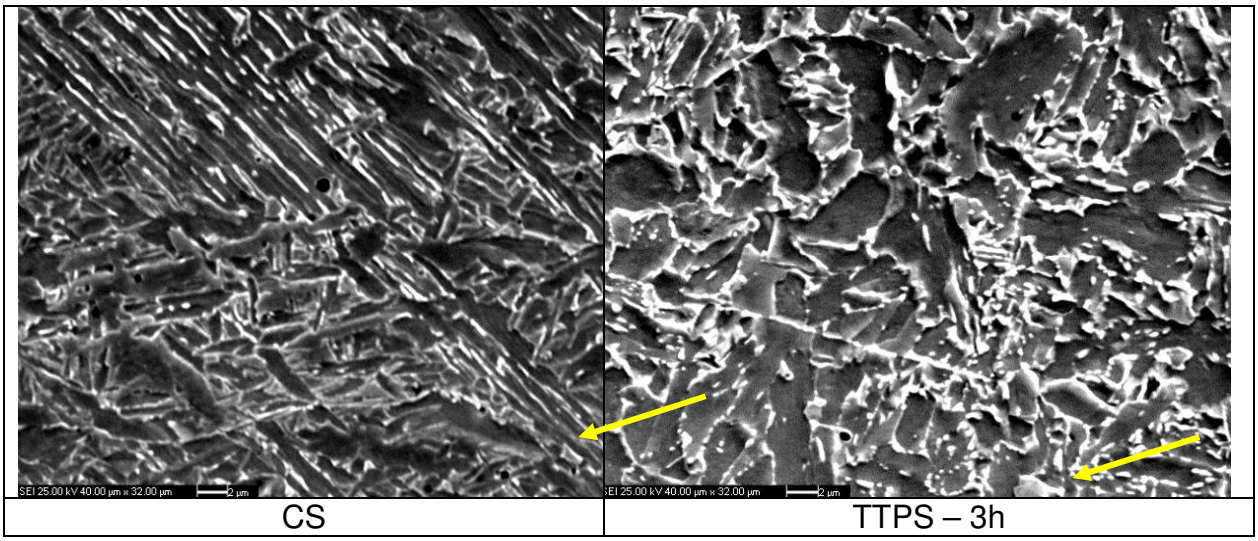


Figura III.15 - Detalhe da ocorrência de microconstituintes A-M e de sua decomposição com o tratamento térmico no metal de solda W (MEV) - Aumento: 3000X. Ataque: nital 2%.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO

IV.1 - Introdução

Os resultados apresentados no capítulo anterior e que serão discutidos a seguir estão coerentes com o que é apresentado na literatura recente [5-12]. De forma mais ampla, a tenacidade ao impacto tem sido obtida com certa facilidade pelos consumíveis disponíveis no mercado, em função do grande número de estudos que foram realizados, onde o foco principal era desenvolver procedimentos de soldagem e encontrar formulações adequadas, em particular o balanço preciso da relação Ni – Mn para obtenção de propriedades mecânicas satisfatórias conforme apresentado no capitulo I – revisão bibliográfica [13-17,24-28,31-33]. Por outro lado, alcançar os requisitos de resistência mecânica tem se transformado em questão preocupante, um grande desafio que não tem sido levado em consideração na formulação dos consumíveis de alta resistência sendo que em alguns casos faz-se necessário exceder a composição química prescrita para o consumível de modo a permitir a obtenção da resistência mecânica adequada [8].

Outro desafio também importante é que as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como AWS A 5.5 [22] e MIL-E-22200/F [23] podem não atender integralmente os requisitos dos metais de base utilizados em ancoragem de plataformas marítimas, já que são limitadas à resistência da ordem de 120 ksi (830 MPa) e nem sempre definem critérios de resistência ao impacto mínima. Além disso, não fazem referência à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamentos térmicos de alívio de tensões que é mandatório em acessórios de ancoragem.

Para melhor avaliação dos resultados do presente trabalho, apresentados no capítulo III, são trazidos para esta discussão os resultados obtidos em publicações recentes [5-11] e que podem fornecer a base necessária para estudo comparativo buscando o entendimento do comportamento dos diversos metais com ênfase nas composições químicas, parâmetros de soldagem e resultados nas condições de como soldado e após TTPS. As Tabelas IV.1 e IV.2 apresentam além dos resultados do presente estudo, uma coletânea de dados das publicações recentes já mencionadas [5,7,8,10,11] explicitando os teores dos elementos C, Mn, Ni, Mo e Cr, importantes nas propriedades dos metais de solda. Além disso, comparações de resultados podem indicar tendências que, com a utilização das analises microestruturais, explicam comportamentos das propriedades mecânicas. Ambas as tabelas apresentam resultados tendo como parâmetro o TTPS à temperatura de 600 ºC e duração de 2 horas embora a Tabela IV.1 indique preaquecimento de 250°C enquanto a IV.2 é de 200°C.

De forma geral, com base nas Tabelas IV.1 e IV.2, pode-se observar as seguintes características principais:

a) Os teores de Ni e Mn devem ser balanceados para obtenção de propriedades mecânicas adequadas, como indicado na literatura [8,13-17,24-28,31-33].

b) Existe dependência do preaquecimento utilizado, já que uma temperatura de preaquecimento superior, promove queda do limite de resistência à tração e aumento da energia absorvida no ensaio de impacto [8].

c) O TTPS, como esperado, promove uma redução nas propriedades de tração e uma melhoria nas propriedades de impacto, visto contribuir para o alívio de tensões e para um maior revenimento da martensita formada, ambos os fatores reconhecidamente benéficos à tenacidade [5];

d) A observação do carbono equivalente (Ceq.) dos diversos metais de solda mostra a grande dispersão de resultados já que nem sempre o metal de solda com maior Ceq. apresenta o maior limite de resistência.

e) Foi verificado que um mesmo consumível pode apresentar resultados diferentes para a mesma condição de soldagem, devido ao fato que, como já comentado, não existe garantia de manutenção de propriedades mecânicas e composição química do metal de solda, repetibilidade de resultados, já que estes consumíveis não são regidos por específicas que envolvam resistências da ordem de 130ksi [8].

Com base nestas evidências e em resultados já descritos no Capitulo I, o presente trabalho dá seqüência ao projeto de pesquisa, ora em andamento, procurando avaliar uma evolução de consumíveis que sejam adequados à soldagem com requisitos desafiadores de limite de resistência à tração e tenacidade.

Tabela IV.1 – Resultados obtidos no presente estudo e anteriores [5,7] com preaquecimento à 250°C e TTPS – 2h

Metal de Solda	Composição	Ceq.	Preaquecimento (°C)	Condição	LR (MPa)	E_{cv} à -20°C (J)
B	0,06C-1,37Mn-2,20Ni-0,63Mo-0,79Cr	0,727	250	CS	892	75,2
				TTPS	876	68,8
W	0,05C-2,03Mn-3,08Ni-0,41Mo-0,27Cr	0,729	250	CS	820	50,5
				TTPS	841	69
A [5]	0,08C-2,43 Mn -2,11Ni-0,49Mo-0,30Cr	0,788	250	CS	881	50,5
				TTPS	871	57,7
B [5]	0,07C-1,79Mn-2,74Ni-0,35Mo-0,35Cr	0,69	250	CS	816	78,7
				TTPS	812	88,5
C [5]	0,05C-1,46Mn-3,00Ni-0,73Mo-0,52Cr	0,742	250	CS	812	81
				TTPS	804	92,3
D [5]	0,04C-2,16Mn-2,95Ni-0,54Mo-0,31Cr	0,769	250	CS	847	61,6
				TTPS	854	61,3
1 [7]	0,07C-1,98Mn-2,66Ni-0,41Mo-0,44Cr	0,753	250	CS	892	87
				TTPS	900	84,8
Mínimo [21]	Metal de solda			-	860	36

Nota: CS - Como Soldado; TTPS - Tratamento Térmico Pós Soldagem a 600°C/2h; E_{cv} - Energia Charpy-V e LR - Limite de Resistência à Tração

Tabela IV.2 – Resultados obtidos em estudos anteriores [8,10,11] com TTPS – 2h

Metal de Solda	Composição	Ceq.	Preaquecimento (°C)	Condição	LR (MPa)	E_{cv} à -20°C (J)
1 [8]	0,05C-1,15Mn-2,76Ni-0,54Mo-0,36Cr	0,609	200	CS	781	79,2
				TTPS	862	49,7
2 [8]	0,07C-1,41Mn-2,03Ni-0,45Mo-0,83Cr	0,702	200	CS	942	78,7
				TTPS	941	48,5
3 [8]	0,07-1,98Mn-2,66Ni-0,41Mo-0,44Cr	0,673	200	CS	967	84,8
				TTPS	984	74
4 [8]	0,05C-1,90Mn-2,97Ni-0,39Mo-0,26Cr	0,699	200	CS	888	33,5
				TTPS	844	67,2
M200 [11]	0,05C-1,32Mn-2,48Ni-0,52Mo-0,02Cr	0,549	200	CS	744	64,8
				TTPS	705	48,3
M250 [11]	0,05C-1,40Mn-2,48Ni-0,51Mo-0,02Cr	0,555	250	CS	716	104
				TTPS	698	86,3
F200 [10]	0,06C-1,49Mn-2,35Ni-0,01Mo-0,04Cr	0,494	200	CS	698	80,2
				TTPS	751	63,8
F250 [10]	0,04C-1,69Mn-2,79Ni-0,01Mo-0,04Cr	0,531	250	CS	690	76,8
				TTPS	697	66,3

Nota: CS - Como Soldado; TTPS - Tratamento Térmico Pós Soldagem a 600°C/2h; E_{cv} - Energia Charpy-V e LR - Limite de Resistência à Tração

IV.2. Propriedades Mecânicas dos Metais de Solda

IV.2.1 – Ensaio de Tração

Inicialmente será abordado a condição de como soldado através da observação da Tabela III.2 . Verifica-se que o metal de solda B apresenta limite de resistência 4% acima do requisito mínimo para a condição de como soldado. De forma contrária, o metal de solda W apresenta limite de resistência 5% abaixo do requisito da norma IACS W22 para aços grau R4 [21]. Com base nestes resultados do ensaio de tração, na condição de como soldado, apenas o consumível B receberia indicação para utilização já que supera o requisito mínimo da norma.

Esta situação, conforme anteriormente mencionado, é recorrente com outros estudos recentes [5,8,58] . A obtenção de limites de resistência que satisfaçam as exigências da norma é um grande desafio a ser alcançado e é corroborado em estudo recente de SURIAN et al. [58] que realizou série de experimentos sobre consumíveis de soldagem de alta resistência evidenciando a questão problemática em atingir limites de resistência compatíveis com as exigências específicas em condições severas de aplicação.

A análise dos resultados do presente estudo juntamente com resultados apresentados nas Tabelas IV.1 e IV.2 ratificam o não atendimento dos requisitos mínimos quanto ao limite de resistência, em algumas condições. Em contraponto encontra-se o estudo de FARAGASSO [7] com utilização de um consumível, cuja composição química básica é 0,07 %C, 1,96%Mn e 2,66% Ni, que foi capaz de produzir um metal de solda com propriedades mecânicas que, além de atenderem aos requisitos do aço IACS W22 Grau R4 [21], mostrou a capacidade de manter a estabilidade mesmo com a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem em diferentes condições de tempo de duração. De fato, a literatura [17,26,30,32,44-46,60] têm dado ênfase a importância da avaliação e da manutenção de uma relação balanceada entre os elementos Mn e Ni associados a um patamar de baixos teores de C para obtenção de propriedades adequadas. De modo comparativo, verifica-se que os valores desta relação no consumível referenciado [7], são semelhantes daqueles utilizados nos estudos realizados por LORD et al. [32] e SVENSSON [33], onde os comportamentos são similares.

JORGE et al.[5] evidenciam que C e Mn são controladores da resistência mecânica e o Ni é controlador da tenacidade ao impacto. Além disso, SURIAN et al. [56] estudando a formulação de consumíveis de alta resistência das classes AWS E- 10018M, AWS E- 11018M e AWS E-12018M, para a obtenção de propriedades mecânicas satisfatórias, obtiveram resultados interessantes, mostrando que o aumento da resistência mecânica é obtido a partir do aumento do teor de Mn no metal de solda. Adicionalmente, os estudos desses autores

mostraram que o controle da taxa de resfriamento é fundamental para a obtenção de boas propriedades mecânicas. De acordo com essas afirmações, SURIAN et al. [56] verificaram ser fundamental o controle do aporte térmico na soldagem com utilização de consumíveis das classes 100, 110 e 120 Ksi, já que pequenas mudanças neste parâmetro podem provocar alterações significativas nas propriedades mecânicas.

Conforme estudo anterior [5], a queda nas propriedades de tração com elevação do aporte térmico, é atribuída à perda de Mn e Si e a uma mudança microestrutural devido a mudanças na taxa de resfriamento. A variação da corrente de soldagem acarreta mudanças no aporte térmico e consequentemente na taxa de resfriamento, mas também altera a composição química dos metais de solda, por um processo de oxidação, contribuindo para a mudança nos teores de elementos importantes que são controladores da resistência mecânica. O exposto acima é evidenciado através da analise da Tabela IV.3 que relaciona corrente de soldagem, teor de Mn, limite de resistência e energia absorvida [5].

Tabela IV.3 – Propriedades mecânicas do consumível D com a corrente de soldagem [5]

Corrente (A)	Teor de Mn (% Peso)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	Ecv (J) - 20°C
150	2,29	808	874	18,2	60	70,7
170	2,26	810	864	21	61	58,5
190	2,16	762	847	18	61	61,6

A observação da Tabela IV.3 permite inferir que além do aumento do teor de Mn , a redução da corrente de soldagem faz com que seja necessário um número maior de passes, o que é benéfico para a tenacidade já que promove um aumento do percentual da região reaquecida. Entretanto a utilização de passe com menor aporte térmico reduz o grau de revenimento o que favorece um aumento da resistência mecânica. Dessa forma, para os consumíveis de alta resistência, o controle da corrente de soldagem pode evitar a perda de elementos importantes na transferência no arco elétrico e, assim, obtenção de resultados de resistência mecânica adequados [5], viabilizando assim a indicação de consumíveis para aplicações específicas.

Complementando, SURIAN et al. [58], em outro estudo, ratificam a influência do aporte térmico na obtenção de limites crescentes de resistência mecânica, o que pode inclusive limitar a utilização de um consumível para determinada aplicação. A analise dos resultados apresentados na Tabela IV.2, metais de solda F200 e F250 [10] e M200 e M250B[11] ratificam

que alterações na taxa de resfriamento produzem mudanças significas nos limites de resistência a ponto de viabilizar ou não a aplicação de determinado consumível.

Outro ponto a se destacar se refere à discussão da relação do carbono equivalente (Ceq.) e o limite de resistência, conforme mencionado anteriormente. Segundo RAMIREZ [64] e ratificado por SURIAN et al.[56], esta equação empírica pode ser aplicada como sendo o parâmetro que relaciona composição química com limite de resistência de metal de solda de alta resistência, principalmente nos metais de solda com limite de resistência entre 65 e 150 ksi.

Os resultados do presente estudo encontram-se relacionados nas Tabelas IV.1 e IV.2 juntamente com os resultados de estudos recentes já mencionados [5-8,10,11] para que possa ser realizada uma avaliação mais ampla das considerações apresentadas no estudo produzido por RAMIREZ [64]. Adicionalmente, a Figura IV.1 apresenta a variação do limite de resistência mecânica com o carbono equivalente dos metais de solda B e W e da literatura [32,33,58,64].

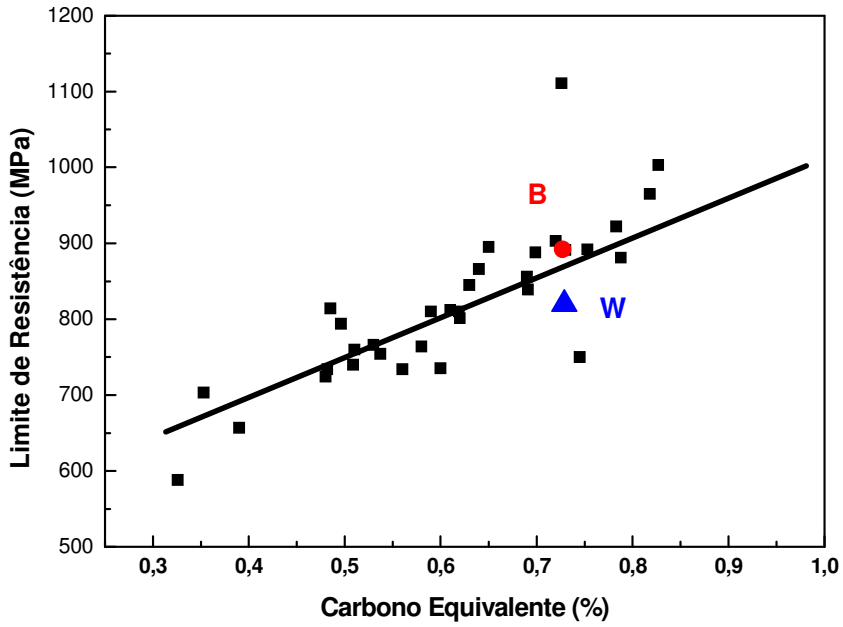


Figura IV.1 – Variação da resistência mecânica com o carbono equivalente dos metais de solda B e W e literatura [32,33,58,64]

A análise conjunta dos resultados apresentados permite inferir que a relação entre o Ceq. e o limite de resistência , de fato existe, entretanto apresenta dispersões que devem ser vistas com bastante critério. Os resultados do presente estudo comprovam que apesar de

apresentarem valores próximos de Ceq. o metal de solda B - Ceq. = 0,727 e o metal de solda W - Ceq. = 0,729, fornecem limites de resistência, na condição CS, distantes, ou seja, 892 MPa e 820 MPa respectivamente. Adicionalmente, pode-se verificar ainda que o maior Ceq. apresentado nas tabelas já referenciadas, pertence ao metal de solda A [5], não fornece o maior limite de resistência. De forma idêntica, o menor Ceq. que é apresentado pelo metal de solda F220 [11], não apresenta o menor resultado de limite de resistência.

Diante do exposto acima, a utilização do Ceq. como indicador do limite de resistência deve ser visto com certo critério já que apenas fornece uma tendência, não sendo fator classificador para indicação de determinado consumível que precisa além de atender requisitos de resistência mecânica, apresentar tenacidade compatível.

De forma complementar, as alterações no comportamento dos metais de solda produzidas a partir do tratamento térmico pós-soldagem não podem ser desconsideradas. A Tabela III.2 também apresenta os resultados do ensaio de tração após TTPS para os metais de solda B e W. No caso do metal de solda B, o tratamento térmico provoca ligeira tendência de redução dos limites de resistência, sendo que na condição TTPS – 3h o resultado não atende o requisito mínimo da norma. O limite de escoamento também apresenta mesmo comportamento decrescente, entretanto os resultados são próximos e bem superiores a norma [21] . Quanto ao metal de solda W, apenas a condição TTPS – 1h satisfaz o requisito mínimo embora apresente a mesma tendência de redução apresentada no metal de solda B. O limite de escoamento, também apresenta valores próximos e bem superiores ao valor mínimo exigido, assim como o metal de solda B

Os resultados acima estão coerentes com literatura recente [5,9-11,58]. Verifica-se, como esperado, que o tratamento térmico pós-soldagem propicia uma redução nas propriedades de tração e melhoria nas propriedades de impacto, visto contribuir para o alivio de tensões e para um maior revenimento da martensita formada, ambos os fatores, reconhecidamente benéficos para à tenacidade [5]. De forma contrária, estudo anterior [8] apresenta para os metais de solda 1 e 2 , performance inversa, ou seja, o tratamento térmico pós soldagem propiciou uma queda substancial da tenacidade ao impacto, com valores abaixo dos requisitos mínimos da norma.

O assunto TTPS foi também desenvolvido em trabalho recente [7], onde pode ser observada a mesma tendência de queda dos valores do limite de resistência. Entretanto naquele estudo, os valores, permaneceram acima do valor de requisito mínimo para todos os tempos de tratamento térmico. No referido trabalho [7] foram realizados tratamentos térmicos para levantamento da curva de revenido do metal de solda, com diversas temperaturas variando de 200°C até 650°C, cujo objetivo principal era estabelecer condições para seleção de

um consumível para soldagem de aços da classe IACS W22 grau R4 [21], e como estes são tratados termicamente a 600°C, entende-se que esta é a opção mais adequada para a temperatura de tratamento térmico pós-soldagem.

De forma complementar ainda destaca-se o estudo de SALVADOR [49] que aborda o tema TTPS de forma completa e detalhada. O revenimento da martensita, precipitação de carbetos e decomposição dos microconstituintes A-M durante o TTPS são fenômenos que provocam alterações microestruturais que justificam alterações nas propriedades mecânicas dos metais de solda de alta resistência, propiciando melhores resultados de energia de impacto [49].

IV.2.2 – Ensaio de Impacto

O item III.3.2 evidencia através da Tabela III.3 e das Figuras III.3 e III.4 os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -20°C. Enquanto o metal de solda B apresenta comportamento com ligeira redução contínua em relação à condição de CS, o metal de solda W evidencia comportamento oposto, um aumento contínuo significativo nos valores de energia absorvida à medida que o tempo do TTPS aumenta.

Adicionalmente foi realizado um ensaio específico com objetivo de verificar o efeito da temperatura de ensaio na variação da energia absorvida. Para tanto, considerando que o requisito de impacto é avaliado à temperatura de -20°C, realizaram-se ensaios com variaçãode até -60°C para o lado negativo e +20°C para o lado positivo, ou seja, uma variação de +40°C para cada lado da temperatura de análise que é de -20°C. Os resultados deste ensaio são apresentados na Tabela III.4 e nas Figuras III.5 e III.6 que mostram variações suaves e progressivas na energia absorvida, para ambos os metais de solda. Entretanto os resultados pertencentes ao metal de solda B, estão acima do requisito mínimo da norma [21] para todas as temperaturas e nas condições CS e após o TTPS – 2h . Por outro lado, considerando o metal de solda W, a condição após TTPS indica valores acima do requisito a partir da temperatura de -40°C e, mesmo assim com valor extremamente próximo ao limite, o que não favorece a recomendação segura para utilização desta consumível. Já na condição de CS, os resultados à temperatura de -60°C e -40°C são inferiores a norma [21].

Em relação à tenacidade ao impacto, especificamente quanto ao levantamento da curva de transição, a literatura disponibiliza estudos [7,32] que apresentam resultados e comportamentos semelhantes ao do presente estudo embora a composição química dos consumíveis sejam diferentes. Com a temperatura variando de -60°C até +20°C, os resultados de energia absorvida apresentam variação crescente, de forma suave sendo que todos os resultados encontram-se acima dos imites mínimos estabelecidos pela norma [21].

Comparando o exposto com os resultados do presente trabalho, apesar das composições químicas dos metais de solda B e W serem bem distintas, pode se verificar também a mesma tendência, ou seja, o aumento da temperatura é acompanhado por valores crescentes de energia absorvida.

Adicionalmente, a literatura [13,17,18,27,28,31,33] concentra o foco dos estudos e pesquisas na avaliação da tenacidade ao impacto , devido a dificuldade de obtenção de resultados elevados desta propriedade, sobretudo quando se analisa materiais com microestruturas compostas de constituintes de baixa temperatura de transformação , tais como martensita e bainita. Essa questão torna-se ainda mais complexa quando o tratamento térmico pós-soldagem é mandatório, como no caso dos equipamentos das linhas de ancoragem. Estudo recente desenvolvido por FARAGASSO [7], avaliou o efeito da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem na tenacidade. Foram realizados TTPS, com um tempo de duração fixado em 2 horas, nas temperaturas de 200°C, 400°C, 500°C, 600°C e 650°C. Após os TTPS, foi realizada uma avaliação do efeito dos tratamentos térmicos na tenacidade ao impacto dos metais de solda para uma temperatura de -20°C e também uma comparação com a condição de CS. Os resultados apontam para 600°C como sendo a temperatura de TTPS que propicia maior tenacidade ao impacto. Além disso, assim como no presente estudo, o objetivo principal era estabelecer condições para seleção de um consumível para soldagem de aços da classe IACS W 22 grau R4 [21], e como estes são tratados termicamente a 600°C, pode-se definir esta como a temperatura mais adequada para o TTPS, conforme anteriormente mencionado. Assim fica ratificado que o TTPS realizado no presente estudo está de acordo com estudo anterior no que tange a temperatura do tratamento.

Ainda considerando resultados disponíveis na literatura, o estudo desenvolvido por FARNEZE [9] que avalia metais de solda produzidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular, constata, que em ambos os metais de solda, não ocorreu redução significativa da tenacidade com o TTPS. Considera-se que a tenacidade tende a se manter após o tratamento térmico. A justificativa desta ocorrência parte do pressuposto da ação provocada pelos altos teores de Mn e Ni e pelo efeito da presença do Mo em ambos os metais de solda. Essa composição química provoca estabilidade microestrutural inibindo os efeitos do reaquecimento no metal de solda [9]. De forma diferente, VOGAS [10], em estudo recente, obteve resultados decrescentes de tenacidade ao impacto após TTPS pelo processo de soldagem por arame tubular tipo flux cored. Esta queda nos resultados de tenacidade estaria associada ao teor de Mn acima de 1,5% [52]. O exposto acima está coerente com os resultados, em queda, obtidos para a energia absorvida no metal de solda B, quanto a composição química, segundo a Tabela III.1 e, que pode ser atribuído à pequena precipitação de carbonetos nos contorno de grão.

Por outro lado, o metal de solda W apresenta comportamento oposto. Apesar de apresentar teor de Mn acima de 2%, o resultado do ensaio de tenacidade ao impacto revela valores crescentes e contínuos. De maneira semelhante, o metal de solda 4 [8] conforme Tabela IV.2, apresenta valores de tenacidade superiores após o TTPS, com teor de Mn de 1,9%. Esse comportamento pode ser compreendido com base na microestrutura encontrada supostamente composta de martensita e bainita na região da ponta do entalhe Charpy-V. Presumivelmente, o TTPS além de promover o revenimento da martensita, realiza a decomposição de microconstituintes A-M em ferrita e carbetos, o que é benéfico para a tenacidade. Além disso, as suposições de RAMIREZ [64], quanto a variação da energia absorvida de metais de alta resistência, devem ser também consideradas; são elas: a localização do entalhe, do região do metal de solda de onde foi retirado o corpo-de-prova e também dos procedimentos de soldagem.

IV.2.3 – Ensaio de Dureza

A análise dos resultados de dureza do presente trabalho, para as condições de CS e após TTPS, apresentados no capitulo III, ítem III.3.3 e Figuras III.7 e III.8 estão coerentes com todo o escopo do trabalho e convergindo também com trabalhos realizados por outros autores, citados neste estudo [7-11] .

Os resultados dos ensaios de dureza realizados em ambos os metais de solda, medidos na seção transversal dos metais de solda, evidenciam uma tendência para menores valores de dureza na raiz da solda, o que está relacionado com o ciclo de reaquecimento, o que ratifica resultados obtidos por FARNEZE [9] e VOGAS [10].

Ao se analisar os resultados dos ensaios de dureza dos metais de solda produzidos a partir dos consumíveis B e W, para as condições de CS e após TTPS, pode-se verificar que os valores obtidos para o metal de solda B se concentram na faixa entre 300 e 350 HV, e são em média 2% superiores daqueles obtidos para o metal de solda W. Esse fato pode ser explicado através da análise da Tabela III.1 que evidencia a composição química dos metais de solda. O metal de solda B apresenta um maior percentual de Cr e presença de Mo, o que vem combinar com a constatação de EVANS [66,67] sobre a ação destes elementos no aumento dos valores de dureza dos metais de solda de alta resistência, pelo aumento de carbetos e do microconstituinte A-M. Estudo desenvolvido por FARNEZE [9] revela que a dureza média do metal de solda produzido pelo processo arame tubular é inferior aquela obtido no metal de solda produzido pelo eletrodo revestido. Esta constatação é esclarecida pelo Autor [9] sendo função da composição química dos metais de solda e pelo percentual de região reaquecida. O metal de solda do eletrodo revestido possui um maior percentual de Cr e também presença do

Mo, o que vem convergir com a constatação de EVANS [40] sobre a ação destes elementos no aumento de dureza do metal de solda, pelo aumento de carbetos e do microconstituinte na região reaquecida, onde este efeito está somado ao fato do maior percentual de região reaquecida no metal de solda do eletrodo revestido. FARNEZE [9] ainda destaca que os níveis de dureza dependem da relação entre composição química e o tempo de permanência no intervalo de temperaturas entre 800 e 500°C ΔT 8-5, que não foi medido no presente estudo.

Sobre o perfil das curvas de dureza dos metais de solda, a literatura destaca estudos de FARNEZE [9] e PARANHOS et al. [15] que verificaram a não linearidade das referidas curvas.Este comportamento é similar ao do presente estudo e está relacionado possivelmente a um aumento do teor de Si dos metais de solda, o que está de acordo com estudo anterior desenvolvido por EVANS [40]. Ainda sobre composição química, observa-se que incrementos nos teores o elemento Ni promovem aumentos nos valores de dureza nas condições de CS e após TTPS conforme Figura IV.2 [15] onde observa-se uma redução da dureza para todos os teores de Ni após TTPS e que para teores de Ni superiores a 1,83% os valores de dureza apresentaram variação pouco significativa.

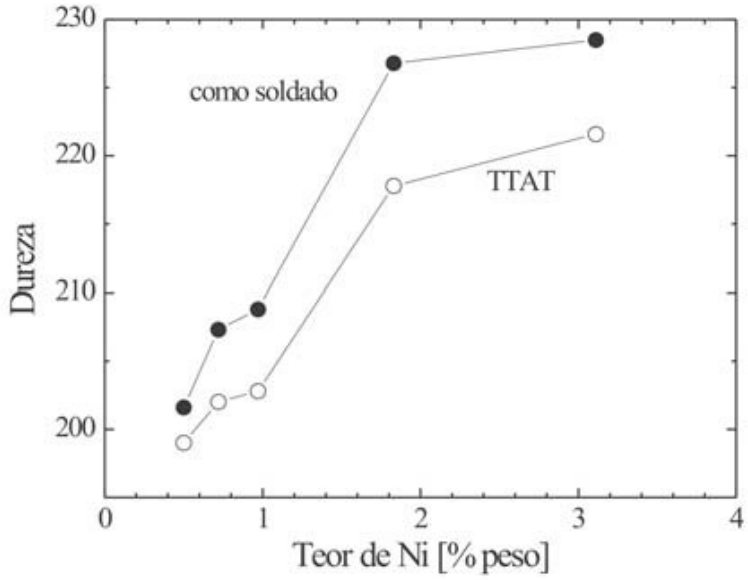


Figura IV.2 – Variação da dureza Vickers (5 kg) em função de teor de Ni dos metais de solda nas condições de CS e após TTPS [15].

Ainda segundo PARANHOS et al. [15], a variação apresentada nos resultados de dureza foi relativamente limitada e pode ser atribuído ao endurecimento por solução sólida e ao refino da estrutura e à pequena variação do teor de ferrita acicular (FA) tanto na condição de CS como também após TTPS. A literatura disponibiliza resultado semelhante [68] para metais de solda com teores de Mn limitados a 1,4% com presença de Ni. Por outro lado, para teores

maiores de Mn, observou-se um endurecimento maior para os mesmos teores de Ni, explicando o endurecimento por solução sólida do Mn.

Considerando a possibilidade da utilização dos resultados dos ensaios de dureza de maneira representativa das propriedades de tração, a literatura [8,69] não recomenda tal pratica já que os resultados de dureza não acompanham os valores de limite de resistência à tração, não sendo esta propriedade mecânica indicativo de resistência do metal de solda, em contraponto ao procedimento proposto por ZHANG e FARRAR [27].

Os resultados obtidos no presente trabalho para o limite de resistência e para dureza, para os metais de solda B e W nas condições de CS e após TTPS, estão representados nas Figuras IV.3 e IV.4.

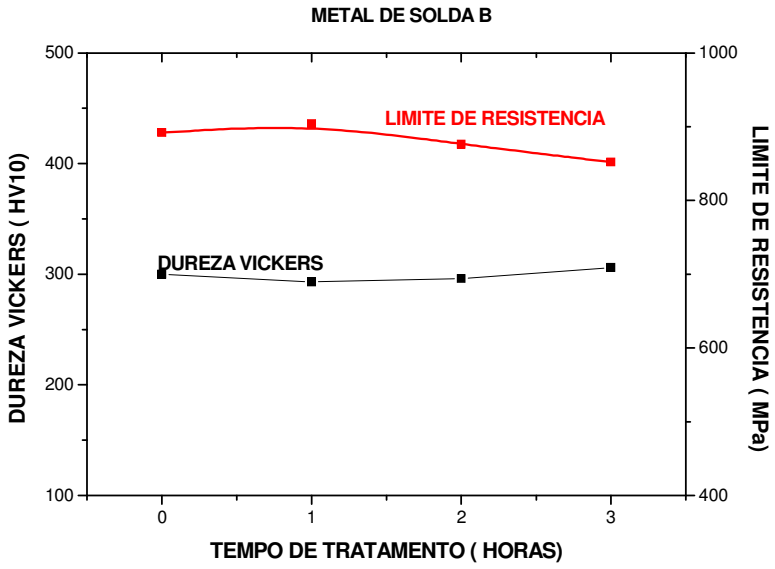


Figura IV.3 - Gráfico comparativo dos resultados das propriedades de limite de resistência e dureza para o metal de solda B

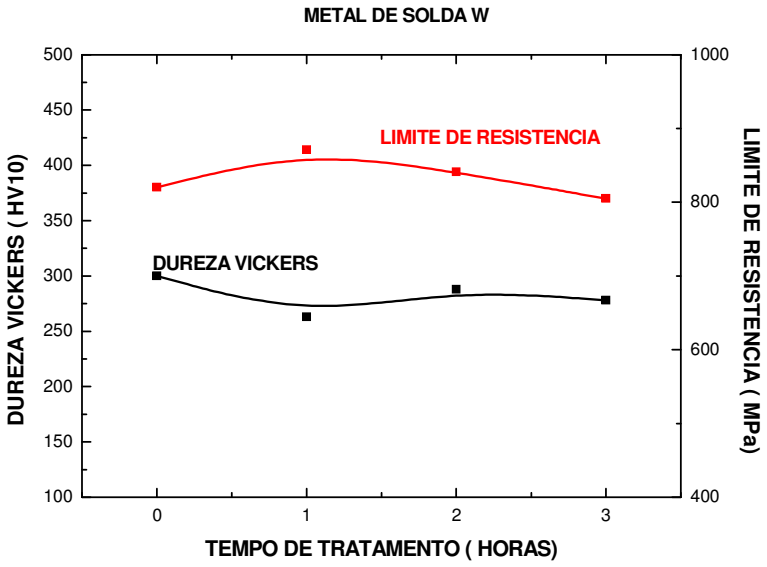


Figura IV.4 - Gráfico comparativo dos resultados das propriedades de limite de resistência e dureza para o metal de solda W

IV.3 – Propriedades Microestruturais dos Metais de Solda

O controle das microestruturas através de uma composição química bem balanceada é a forma para obtenção de elevados limites de resistência associados a também elevados valores de tenacidade ao impacto. Em função da ligação direta entre tenacidade e as microestruturas presentes no metal de solda, a interpretação do comportamento da tenacidade dos metais de solda, não pode ser feita sem estudo minucioso das microestruturas presentes [31].Em particular, considerando as soldas multipasses, a microestrutura assume uma maior complexidade, apresentando regiões alternadas pela ação do reaquecimento promovido pelos ciclos térmicos dos passes consecutivos e subsequentes e por regiões que se mantém sem qualquer alteração [9,28].

Quanto à relação tenacidade x microestrutura, estudo anterior [70], ratifica a importância de se estudar a microestrutura obtida na ponta do entalhe, onde é medida a tenacidade ao impacto e não na região do último passe. Entretanto, às vezes, mesmo com auxilio do MEV, a identificação das estruturas presentes não é tarefa fácil de ser realizada, devido ao efeito do reaquecimento dos passes seguintes, conforme mencionado anteriormente. Como alternativa viável, deve ser realizado um estudo da microestrutura da região colunar do último passe, que embora não seja adequada para discussão da tenacidade ao impacto medida, pode auxiliar na interpretação dos microconstituintes presentes, já que esta microestrutura ainda é original, ou melhor, aquela que não sofreu nenhum efeito que alterasse sua morfologia. O exposto acima fica mais claro quando se observa a Figura IV.5 que apresenta uma microestrutura martensítica

característica da região colunar do último passe de um metal de solda de alta resistência, no estado de CS.

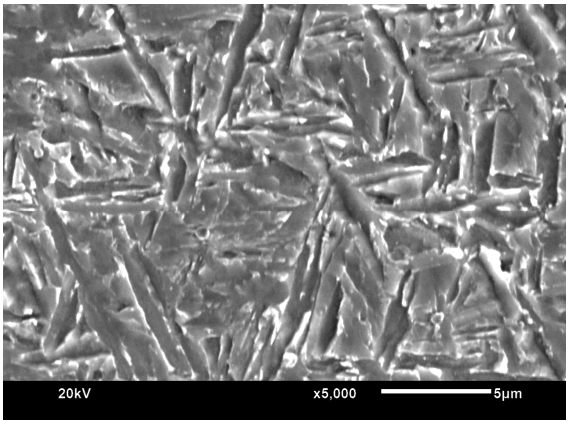


Figura IV.5 - Microestrutura observada por MEV da região colunar do último passe no estado de como soldado. Predominância de martensita. Aumento: 5000X. Ataque: nital 2%.

Comparativamente aos resultados dos estudos de FARNEZE [9] observa-se que através dos resultados das análises metalográficas qualitativas dos metais de solda, por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), ambos os metais de solda, na condição de como soldado, apresentam microestruturas resultantes de uma composição química que propicia elevada resistência mecânica, ou seja, microestruturas compostas por bainita e martensita, apresentando no metal de solda W a presença de ferrita acicular, resultado de metais de solda de maior temperabilidade, convergindo para as indicações da literatura [17,27-29,31,59]. A literatura também apresenta os resultados de outras pesquisas [16,29,31,38] que demonstram que a maior ou menor quantidade e a morfologia de cada microconstituinte e fase presente na microestrutura de metais de solda C-Mn-Ni baixa liga, depende principalmente da interação do teor dos elementos níquel e manganês.

Considerando o presente estudo, em relação aos resultados das análises metalográficas dos metais de solda B e W, as Figuras III.10 e III.11 apresentam o aspecto microestrutural observado por MO, com aumento de 1000 X, nas condições de como soldado e, após TTPS por 1, 2 e 3 horas para as regiões colunar e reaquecida relativas à ponta do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V. É possível observar uma estrutura constituída, presumivelmente, de martensita revenida e bainita , tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para ambos os metais de solda.

De forma complementar, as Figuras III.12 e III.13 apresentam a mesma sequência de condições sendo que para microscopia eletrônica de varredura (MEV) , com aumento de 3000X. Em particular, quanto ao metal de solda B, é possível observar uma microestrutura

constituída de martensita e bainita revenida, com predominância de bainita revenida, tanto na região colunar quanto na região reaquecida, para todas as condições de análise, o que vem comprovar as suposições com base nas análises com a utilização da microscopia ótica (MO). Também digno de menção é o fato que mesmo após a realização dos tratamentos térmicos pós-soldagem, não se verifica mudanças acentuadas nestas microestruturas, por excesso de precipitação de carbetos. De qualquer forma, uma observação detalhada revela uma ligeira precipitação de carbetos no contorno de grão provocada pelo TTPS, conforme evidenciado através da Figura III.14. De acordo com ítem III.3.2, a leve redução continua nos valores de tenacidade ao impacto após a realização do TTPS, evidenciada através da Figura III.3 , está relacionada à precipitação anteriormente descrita que é prejudicial para a tenacidade. De qualquer forma, destaca-se que mesmo com a referida redução, todos os valores de tenacidade encontram-se bem acima do requisito [21].

Por outro lado, com relação ao metal de solda W, a análise por MEV, aumento de 3000X, Figura III.13, permitiu evidenciar, uma microestrutura constituída por martensita, bainita e ferrita acicular, com predominância de bainita, havendo grande incidência de constituintes A-M, conforme Figura III.15. De uma forma geral, pode inferir que na condição de CS, a baixa energia absorvida foi consequência da microestrutura martensítica e bainítica com determinado percentual de constituinte A-M, notoriamente prejudicial à tenacidade. De forma complementar, através da análise da Figura III.4, observa-se um aumento significativo da tenacidade ao impacto após o TTPS que teve duplo efeito de revenimento da martensita e da decomposição destes constituintes A-M em ferrita e carbetos, ambos efeitos benéficos à tenacidade.

Considerando ainda o metal de solda W, observando a composição química do metal de solda (Tabela III.1) com valores elevados de Ni e Mn, elementos que retardam a cinética de transformação de fase, o aumento do tempo de tratamento também exerceu importância na decomposição destes constituintes A-M, que apresentavam certa estabilidade e, consequentemente, provocou o aumento contínuo da tenacidade ao impacto (Figura III.4) e redução simultânea da resistência mecânica (Figura III.2) e dureza (Figura III.8).

Quanto ao microconstituinte A-M, sua presença é altamente preocupante não só pelo seu alto poder fragilizante mesmo em baixos teores como também pela dificuldade de detectá-lo face às suas dimensões reduzidas. É normalmente associado à bainita e está presente nos contornos de grão da ferrita, e é produzido quando o carbono expulso da fronteira de formação do grão ferritco enriquece a austenita que ainda existe a baixas temperaturas [71]. O A-M localiza-se, preferencialmente, dentro das colônias de bainita nos contornos de grão da ferrita. Isto acontece porque na formação de ferrita e bainita, ocorre a migração de carbono para a austenita ainda não transformada. Algumas regiões de austenita enriquecida em carbono não se transformam em bainita e, no resfriamento, acabam por transformar-se em martensita e

austenita retida. Por esta razão, o microconstituinte A-M fica normalmente associado à bainita e precipita a partir da austenita enriquecida em carbono rejeitado pela ferrita formada inicialmente, conforme pode ser verificado na Figura IV.6 [72].

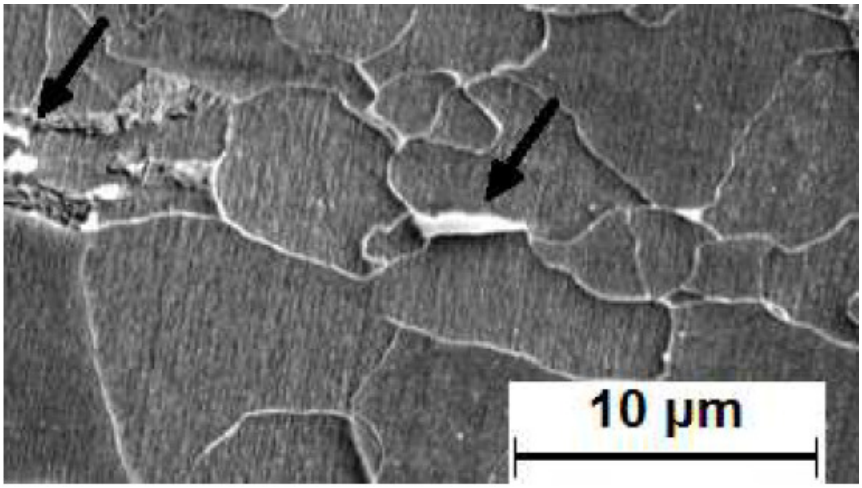


Figura IV.6 - Microconstituinte A-M em contorno de grão ferrítico [72]

Em estudo recente, FONTES [73] concluiu que uma trinca de clivagem pode se iniciar na interface de uma partícula dura (constituinte A-M, com alto limite de escoamento) e uma matriz macia (ferrita primária, com baixo limite escoamento) devido às altas tensões desenvolvidas durante as transformações de fases na interface ferrita / microfases, sendo por isso que as microfases favoreceriam uma redução da tenacidade na solda. Para reduzir a quantidade de constituinte A-M seria importante reduzir o teor dos elementos de liga que tendem a formá-lo. O constituinte A-M é formado mais facilmente pela adição de boro, nitrogênio, carbono e elementos formadores de carbonetos tais como molibdênio, nióbio e vanádio, porque estes elementos retardam a difusão do carbono durante a transformação da austenita em ferrita e, portanto, a decomposição da austenita. Além disso, a segregação de elementos durante a solidificação, como o manganês, níquel, fósforo e enxofre, e durante a transformação da austenita em ferrita, por elementos tais como carbono, nitrogênio e boro, favorece a presença do constituinte A-M. O efeito do manganês na formação do constituinte A-M é menos significativo que o efeito dos outros elementos [74]. Paranhos [75] ressaltou que um fator importante na relação entre a microestrutura e a tenacidade do metal de solda é a distribuição e a morfologia do microconstituinte A-M; tendo efeito decisivo sobre a resistência ao impacto da solda, principalmente quando apresenta morfologia angular, diferentemente se a morfologia fosse massiva, e se concentra nos contornos de grão da austenita prévia, favorecendo posições preferenciais para a iniciação e propagação de fratura por clivagem. Portanto, o excesso no teor de elementos de liga como Cr, Mn, Mo ou Ni em uma microestrutura com predominância ferrítica acicular poderá promover a perda de tenacidade

sem ter um acréscimo de resistência significativo.

Adicionalmente, em relação a microestrutura dos metais de solda B e W, dentro do binômio microestrutura e tenacidade, existe consenso na literatura sobre a indicação de que a melhor tenacidade dos metais de solda está vinculada à maior presença de ferrita acicular, entretanto, a sua formação e morfologia, nos metais de solda C-Mn-Ni, estão atreladas ao balanço dos níveis de Mn e Ni neste tipos de metais de solda [9,13,16,28].

Os estudos de ZHANG E FARRAR [16] e KEEHAN [26,28] sobre a influência do Mn e do Ni na tenacidade de metais de solda de alta resistência vieram a fortalecer o princípio de que diferentes níveis de manganês requerem diferentes quantidades de níquel para resultados de melhor tenacidade, onde esta premissa também está indicada por EVANS [13].

ZHANG e FARRAR [16] apresentam diagramas que contribuem para melhor entendimento sobre o efeito do balanço entre Mn e Ni na formação da microestrutura com melhor tenacidade. Os mesmo autores, através de pesquisas, sugerem que a melhor tenacidade em baixas temperaturas, isto é, > 120 J à -50°C, é atingida com uma combinação de 0,6% - 1,4% de Mn e 1,1% - 3,7% de Ni, associada assim, a uma microestrutura com percentual de 50 – 75 % de ferrita acicular e ferrita primária [9]. Ainda evidenciam que níveis acima de 75% de ferrita acicular irão promover um efeito prejudicial à tenacidade do metal de solda, convergindo assim para as afirmações de HOEKSTRA et al. [31]. No que tange esta questão [7] é importante elucidar que a busca por maiores proporções de ferrita acicular, por intermédio do aumento dos elementos de liga, deverá ser margeada com as devidas ponderações já que verificam-se que altos níveis de ferrita acicular são acompanhados da presença de martensita, provocando efeito prejudicial à tenacidade. Dessa forma pode-se concluir que a melhor combinação da microestrutura e composição química do metal de solda se caracteriza pelo nível adequado de ferrita acicular, assegurando a menor presença de martensita [16].

Em contraponto com o exposto anteriormente, VOGAS [10] verifica que apesar da literatura prever um percentual maior de ferrita acicular na microestrutura, em função dos teores de manganês e níquel, a presença de percentuais representativos de ferrita acicular não se confirmou, o que pode estar relacionado com os parâmetros de soldagem e também com os demais elementos presente na composição química dos metais de solda em estudo.

Os resultados acima discutidos e as correlações com a literatura recente, juntamente com a composição química dos metais de solda, conforme a Tabela III.1, e Tabela IV.1, que evidencia resultados de estudos anteriores [5,7,8,10,11] mostram uma tendência similar à verificada no presente trabalho, ou seja, há real necessidade de um balanço preciso da relação Ni/Mn para a obtenção de propriedades adequadas, não se devendo promover aumento continuo dos 2 elementos simultaneamente. A Figura IV.7 ilustra a relação entre tenacidade ao impacto e os teores de NI e Mn, evidenciando que o referido aumento acima de determinados

níveis , gera uma redução da tenacidade ao impacto. Isto pode ser constatado através da verificação da Tabela IV.1, metal de solda 4 [8], o qual apresenta os maiores níveis de Ni e Mn e é aquele que apresenta pior resultado entre os consumíveis testados para os teores de manganês.

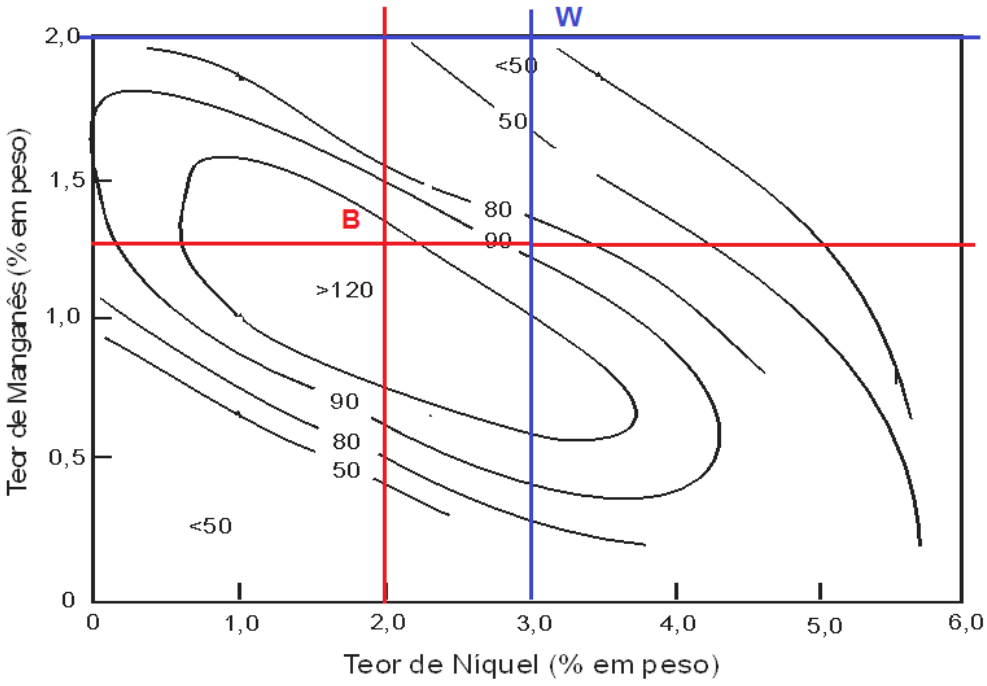


Figura IV.7 – Efeito do níquel e manganês na tenacidade ao impacto à – 50°C [16]

A Figura IV.7 , apresentada anteriormente no capítulo I com resultados dos estudos de ZHANG e FARRAR [27] e EVANS [13] , evidencia que os teores de Ni e Mn do presente estudo indicam que os resultados de tenacidade ao impacto do metal de solda B são superiores aos do metal de solda W. Entretanto os valores apresentados na Tabela III.4 apresentam certa dispersão quando comparados aos da faixa de tenacidade da Figura IV.6. A conclusão anterior revela que, as definições de faixas precisas de tenacidade em função da composição química de metais de solda de alta resistência, devem ser vistas com reserva [8], já que a presença de outro elemento na composição química pode alterar a relação composição x tenacidade, além de outros fatores importantes, como, principalmente, a microestrutura. Assim a generalização de resultados pode levar a conclusões equivocadas, devendo sempre ser analisado o metal de solda em particular juntamente com as condições de soldagem envolvidas.

IV.4 – Considerações sobre os Resultados

Em um contexto comparativo, os resultados dos ensaios mecânicos realizados com os metais de solda B e W são semelhantes aos anteriormente obtidos em outros estudos ratificando alguns aspectos relevantes, principalmente quanto ao atingimento do limite de resistência, desafio de atender às normas específicas e a demanda de balanceamento adequado dos elementos Ni e Mn que propiciem tenacidade e resistência mecânica elevadas.

A Tabela IV.4 apresenta os resultados de forma resumida permitindo uma análise objetiva de cada consumível.

Tabela IV.4 – Resultados das propriedades mecânicas para os metais de solda B e W

	Metal de Solda							
	B				W			
	CS	TTPS 1h	TTPS 2h	TTPS 3h	CS	TTPS 1h	TTPS 2h	TTPS 3h
Resistência (MPa)	892	904	876	852	820	871	841	805
Escoamento (MPa)	796	775	755	739	733	707	732	691
Alongamento (%)	22,29	20,8	20	21,43	20,86	22	19,71	25,14
Ecv à -20°C (J)	75,2	64	68,8	62,7	50,5	52	69	85,1

Relativo à resistência mecânica, ambos os metais de solda apresentaram limitações quanto ao atendimento a norma [21], embora com tendência de redução como o TTPS. Para o metal de solda B apenas a condição TTPS - 3h não atende ao requisito. Por outro lado, para o metal de solda W apenas a condição TTPS - 2h atende a norma com resultado muito limítrofe. O atingimento dos requisitos de resistência mecânica tem se transformado em questão preocupante já que não tem sido levado em consideração na formulação dos consumíveis de alta resistência sendo que, em alguns casos, faz-se necessário exceder a composição química prescrita para o consumível de modo a permitir a obtenção da resistência mecânica adequada.

Em relação aos resultados de tenacidade ao impacto, é importante ressaltar que os mesmos são completamente satisfatórios sendo muito superiores aos mínimos requeridos para a soldagem dos aços IACS W22 Grau R4 [21]. Entretanto não foi observada uma homogeneidade destes resultados para os diferentes tratamentos térmicos realizados. Os resultados, para os metais de solda B e W, apresentaram comportamentos inversos. Também digno de menção, é o fato que, após a realização dos TTPS, o comportamento dos metais de solda foi bem distinto. Enquanto o metal de solda B apresentou ligeira precipitação de carbetos

nos contornos de grão, o metal de solda W evidencia extensa decomposição dos microconstituintes A-M em ferrita e carbetos.

Adicionalmente, diante dos resultados obtidos na literatura [5,7,8,9] e os resultados do presente estudo, é possível verificar que apenas o estudo desenvolvido por FARAGASSO [7] apresenta homogeneidade das propriedades tanto de tração quanto de impacto propiciadas pelo metal de solda daquele estudo revelando que a referida composição química promove a formação de metal de solda que atende aos requisitos [21].

IV.5 – Considerações Finais

A exploração de petróleo no mundo, inicialmente concentrada em terra, tem hoje no mar grandes campos, responsáveis por porcentagens cada vez maiores e crescentes da produção mundial. O grande potencial exploratório em águas profundas leva as empresas do setor do petróleo a buscar o conhecimento tecnológico necessário para viabilizar a exploração e produção em alto mar. Paralelamente à busca de novas tecnologias, a diminuição do risco de falha estrutural tornou-se uma preocupação constante do setor uma vez que falhas estruturais podem significar elevados custos decorrentes da utilização parcial de equipamentos, manutenção extemporânea, parada de produção, perdas materiais e, principalmente, perdas humanas e danos ao ecossistema.

Dentro do escopo deste trabalho, que comparou dois metais de solda obtidos a partir de dois consumíveis, sendo um nacional e outro importado, com composições químicas diferentes, destaca-se o controle microestrutural através de uma composição química bem balanceada como forma de obtenção de elevados limites de resistência associados a também valores de tenacidade ao impacto. Em particular, considerando soldas multipasses, a microestrutura assume uma maior complexidade, apresentando regiões alternadas pela ação do reaquecimento promovido pelos ciclos térmicos consecutivos e subsequentes e por regiões que se mantém sem qualquer alteração.

Por outro lado, o tratamento térmico pós-soldagem, procedimento mandatório para acessórios de ancoragem, produz alterações microestruturais que podem comprometer o atendimento dos requisitos mínimos de aceitação. No presente trabalho, o metal de solda obtido a partir do consumível W apresenta comportamento interessante e que é plenamente explicado através da caracterização microestrutural. O revenimento da martensita e decomposição dos microsconstituintes A-M, ambos efeitos benéficos à tenacidade, contribuíram para resultados crescentes da tenacidade.

A análise e discussão dos resultados verificados neste estudo permitiram a obtenção as seguintes conclusões:

a) O controle dos parâmetros de soldagem, notadamente o aporte térmico, é fundamental para a obtenção das propriedades mecânicas adequadas para metais de solda de alta resistência.
b) O metal de solda W não atendeu as requisito mínimo de resistência mecânica, com os parâmetros de soldagem utilizados. Além isso, apesar de apresentar resultado satisfatório no ensaio de impacto a -20°C, a curva de transição conforme Tabela III.4, evidencia que apenas a partir da temperatura de -40°C , na condição após TTPS, os resultados são satisfatórios. Dessa forma a indicação do consumível W não é recomendada.
c) O metal de solda B atendeu parcialmente aos requisitos de resistência mecânica; apenas na condição TTPS - 3h apresentou resultado inferior ao exigido pela norma [21]. Por outro lado, do ponto de vista de aplicação do consumível, é de se esperar um comportamento superior de resistência mecânica quando em juntas de qualificação, devido ao efeito de diluição com o metal base, o que promoverá um aumento de temperabilidade do metal de solda e, consequentemente, não se deve esperar uma queda de resistência mecânica do mesmo. Quanto a tenacidade, os resultados são satisfatórios não apresentando dispersões nos resultados.
d) Para o metal de solda B, o tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma suave redução da resistência mecânica e queda na tenacidade, em consequência de ligeira precipitação de carbetos no contorno e grão.
e) O metal de solda B mostrou-se adequado para a utilização na soldagem do aço grau R4 da norma IACS W 22 com a utilização e preaquecimento de 250°C e TTPS à 600 °C por 1 hora.

CAPÍTULO V – CONCLUSÕES

Considerando o que foi apresentado ao longo dos capítulos do presente estudo, pode-se concluir que:

a) O metal de solda B mostrou-se adequado para a utilização na soldagem do aço R4 da norma IACS W22 com a utilização de preaquecimento de 250℃ e TTPS realizado à 600℃ por 1 hora;
b) No caso do metal de solda do consumível B, verificou-se que o tratamento térmico não propiciou mudanças significativas na tenacidade ao impacto;
c) No caso do metal de solda do consumível W, verificou-se que o tratamento térmico propiciou um aumento contínuo da tenacidade ao impacto, o que pode ser atribuído ao revenimento da martensita e decomposição dos constituintes A-M.
d) A utilização do carbono equivalente como indicador do limite de resistência de ser visto com reservas já que fornece apenas uma tendência, não sendo fator classificador.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

As crescentes demandas do segmento offshore, sobretudo com o programa pré-sal se desenhando de forma muito acelerada, farão com que novas tecnologias e processos sejam disponibilizados em tempo recorde. O desenvolvimento de novas formulações e parâmetros de soldagem diferenciados deverão acompanhar a evolução dos aços de extra alta resistência atendendo a requisitos cada vez mais desafiadores. Nesse sentido, apresentam-se a seguir algumas sugestões que podem ser úteis em trabalhos futuros, prosseguindo com o amplo programa de pesquisas no qual este estudo esta inserido:

- ✓ Com a utilização dos mesmos consumíveis, promover alteração nos parâmetros de soldagem e avaliar os resultados realizando estudo comparativo com o presente estudo.

- ✓ Analisar a microestrutura dos metais de solda por microscopia eletrônica de transmissão para maior detalhamento microestrutural, ocorrência e tipos de carbetos formados bem como os efeitos do TTPS.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] BOTT, I.S; Tendências e Inovações em Aços, Centro de gestão de Estudos Estratégicos, ABM, Rio de Janeiro, Brasil, 2008.

[2] JORGE, J.C.F. et al.; "Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem de amarras de aço para ancoragem de plataformas de petróleo", IN: XXVII Congresso Nacional de Soldagem , Brasil, outubro, 2001.

[3] JORGE, J. C. F. et al. "Relação tenacidade/microestrutura da ZTA de aço fundido ASTM A 148 R. 80 50 para acessórios de ancoragem de plataformas de petróleo", Revista Soldagem & Inspeção , nº4, vol. 9, p.192-197, dezembro, 2004.

[4] JORGE, J.C.F. et al., "Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo, Parte III – Comportamento em Fadiga", In: XXXII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do XXXII CONSOLDA, 2006.

[5] JORGE,J.C.F. et al., "Influência da composição química e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de alta resistência", IN: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do XXXIII CONSOLDA, 2007.

[6] JORGE,J.C.F. et al., "Avaliação de propriedades mecânicas de elos de amarras de aço de alta resistência submetidos à ensaios de fadiga", Anais do VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2010.

[7] FARAGASSO, S.M. et al., "Avaliação de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem", Anais do CONSOLDA 2011, 2011.

[8] JORGE,J.C.F, SOUZA,L.F.G, SANTOS FILHO,O.R. e 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, apresentado no XXXVII CONSOLDA, 2011.

[9] FARNEZE, H. N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G; BOTT, I.B. ; "Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore"; Soldagem & Inspeção; vol.14; no.2; p.151-160, São Paulo, Brasil , Abril/Junho, 2009.

[10] 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.

[11] 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

Processo Arame Tubular Tipo Metal Cored; Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ/PPEMM, Rio de Janeiro, RJ,Brasil, 2012.

[12] SUMAN, J. A.; *Efeito de Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas de Aço Fundido de Alta Resistência Mecânica*, Dissertação M.Sc., DPPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2003.

[13] EVANS, G. M.; The Effect of Nickel on the Microstructure and Proprieties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. Welding Research Abroad Vol. XXVII No. 2 e 3 , Fevereiro/ Março, 1991.

[14] KANG, B. Y.; KIM , H. J.; HWANG, S. K.; Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals. ISIJ International, Vol. 40 (12), p. 1237–1245, 2000.

[15] 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.

[16] ZHANG, Z.; FARRAR, R. A.; Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals. Welding Journal, No.5, p. 183-196, 1997.

[17] 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.

[18] KANG, B. Y.; KIM , H. J.; HWANG, S. K.; Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals. ISIJ International, Vol. 40,nº 12, p. 1237–1245, 2000.

[19] WIDGERY, D. J.; KARLSSON, L.; MURUGANANTH, M.; KEEHAN, E. Approaches to the development of High Strength Weld Metals, Proceedings 2nd Int. Symposium on High Strength, Norway, 2002.

[20] ABS Guide for certification of Offshore Mooring Chain, Section 3, Accessories, 1999.

[21] IACS; International Association of Classification Societies. W22 – Offshore Mooring Chain, 2011.

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

[23] 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.

[24] ZHANG, Z., FARRAR, R. A., "Columnar grain development in C-Mn-Ni low – alloy weld metals and influence of nickel", *Journal of Materials*, pp 5581-5588, 1995.

[25] FARRAR, R.A., BARRITTE, G.S., “The effect of prior austenite grain size on the transformation behaviour of C-Mn-Ni weld metal”, *Journal of Materials*, pp 1385- 1390, 1993.

[26] KEEHAN, E. et al.; “New developments with C-Mn-Ni High-Strength Steel Weld Metals, Part A – Microstructure”, Welding Journal, vol. 85, nº 9, pp. 200s-210s, Sep. 2006.

[27] 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.

[28] 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.

[29] 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.

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

[31] 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.

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

[33] SVENSSON, L.E., Consumables for Welding High Strength Steels; Svetsaren, A welding review published by The Esab Group, Vol. 54 No. 1–2, pp.29-33, 1999.

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

[35] KEEHAN, E., KARLSSON,L., MURUGANANTH, M., ANDREN,H., BHADESHIA, H., “High Strenght Steel Weld Metals – Developments with Ni and Mn”, University of Cambridge, Department of Materials Science and Metallurgy,2002.

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

[37] BANGARU,N.V.,FAIRCHILD,D.P.,MACIA,M.L., KOO,J.Y., OZEKCIN,A.: Microstructural Aspects of High Strength Pipeline Girth Welds, 2003.

[38] EVANS, G.M.: The Effect of Carbons on the Microstructure and Properties of C-Mn all Welded Metal Deposits, Welding Res., Suppl.313S-320S, 1983.

[39] EVANS, G.M.: Effecys os Sulphur and Phsophorus on microstructure and properties of C-Mn all Welded Metal Deposits, Metal Construction 18, pp. 631R – 636 R,1986.

[40] EVANS,G.M.: Effects of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn all Weld Metal Deposits, Welding Research Abroad, v.37, n.2/3,pp2-10,Feb/Mar, 1991.

[41] EVANS, G.M.: Effects os stress relieving on the microstructure and properties of C-Mn all welded Metal Deposits, Welding J. 65 ,pp. 326S-334S, 1986.

[42] ZHOU, G.Q.: Improvement of the mechanical properties of 2Cr13 steel welded joints, Proc. 9th American Manufacturing Research Conf, 1981.

[43] LEYDA,W.E., KATZ, L.,GOLD, M., SNYDER, R.L.: Stress rupture properties of C-MO, Cr-Mo, stainless, and Ni-Cr-Fe welds, Presented at Winter Meet of ASME California, 1978.

[44] FIDLER,R. :Effect of Time and Temperature on Residual Stresses in Austenitic Welds, Presented at the Pressure Vessels and Piping Conf. of ASTE, FL,1982.

[45] BERGHAUS,D.G.: Residual Stresses at small diffusion welds, Spring Conf. on Experimental Mechanics, USA, 1985.

[46] RAMANURTI, V.,SURESH, S., REGHRAMAN, B., RAVICHANDRAN G,: Residual Stress Analisis in Weldments, Eng.Fracture Mech., 38 ,pp. 385 – 391, 1981.

[47] KARLSSON, L., JONSSON, M., LINDGREN,E., NASSTROM, M., TROVIE, L.: Residual Stresses and Deformations in a welded thin-welded pipe, Presented at the 1989 ASME Pressure Vessels and Piping Conf, 1989.

[48] FORTES, C. Arames Tubulares OK. Revisão 28/03/2003, ESAB S/A Indústria e Comércio, Contagem, pp. 2-40, 1983.

[49] 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.

[50] WELDING HANDBOOK; “Residual Stress and Distortion”, v.2, 9 ed., chapter 7, Miami, USA, Annette O’Brien Editor, 2004.

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

[52] OLIVEIRA, C. A. S.; REBELLO, J. M. A.; “Influência do tratamento Térmico de alívio de Tensão na tenacidade de Cordões de Solda de aço C-Mn e Baixa Liga”, Rio de Janeiro, COPPE/UFRJ, 1990.

[53] JORGE, C. F. J. et al.; “O Estado da Arte no Estudo da Fragilização ao Revenido de Juntas Soldadas de Aço 2,25%Cr-1,%Mo”, *Tecnologia & Cultura – CEFET/RJ*, vol. 4, nº. 4, pp. 68-97, Janeiro 2001.

[54] OKUMURA, T.; TANIGUSGI, C.; *Engenharia de Soldagem e Aplicações*, Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982.

[55] SURIAN, E., TROTTI, J., CASSANELLI, A. Ni, e DE VEDIA, L. 1987. “Influence of Mn content on mechanical properties and microstructure of a high strength SMA electrode weld metal”. IIW-IIS Doc. II-A-724-87,1987.

[56] 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.

[57] OLABI,A.G.; HASHMI,M.S.J.; The Effect of Post-weld Heat-treatment on Mechanical Properties and Residual Stress Mapping im Welded Structural Steel, School of Mechanical and Manufacturing, Dublin City University, Dublin, Ireland, 1995.

[58] 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.

[59] JORGE,J.C.F. e REBELLO,J.M.A., Microscopia eletrônica de varredura de cordões de solda de aços de alta resistência, Soldagem & Materiais, 1(3), p.44-50, 1989.

[60] REBELLO,J.M.A., SAUER,A., o Constituinte Austenita-Martensita (A-M), Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal do Rio de Janeiro, Rio de Janeiro, RJ,Brasil, 1996.

[61] PARANHOS, R.P.R., REBELLO,J.M.A., "Microestrutura, Composição Química e Tenacidade ao Impacto de Soldas Multipasse Obtidas por Arco Submerso". Tese de Mestrado. Coordenação dos Programas de Pós Graduação em Engenharia, COPPE/UFRJ. Fevereiro de 1984.

[62] ALÉ, R. M**.** - "Efeito da Adição de Elementos de Liga (Cu e Ni) nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura da ZAC de Aços C-Mn Microligados em Nb". Tese de Doutorado. Coordenação dos Programas de Pós Graduação em Engenharia, COPPE/UFRJ. Dezembro de 1994.

[63] ASTM A 370, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2005.

[64] RAMIREZ, J.E., Examining the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals, Welding Journal, Vol. 88, pp.32-38, January 2009.

[65] EVANS, G.M.; The Effect of Vanadium on the Manganese Containing MMA Weld Deposits. Welding International (UK). Vol. 7, No. 6, p. 438-448, 1993.

[66] EVANS, G. M.; “The Effect of Chomium 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.

[67] 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.

[68] LINERT, G.E. Welding metallurgy – carbon and alloy steels, GML publications, AWS, 4th edition, 1994.

[69] JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A.; “Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas de Cordões de Solda de Alta Resistência”. In: *Anais do XVI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, pp. 87 – 99, Caxambú, MG, Dez. 1990.

[70] JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e REBELLO, J.M.A.; Uma contribuição ao estudo da relação tenacidade/microestrutura de metais de solda C-Mn baixa liga”. In: Anais do XIX Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, p.1–19, São Paulo,1993.

[72] SILVA,M.C; Caracterização das Propriedade Mecânicas e Metalúrgicas do Aço API 5L X-80 e Determinação Experimental de Curvas J-R para Avaliação da Tenacidade à Fratura. Dissertação apresentada à Escola Politécnica da Universidade de São Paulo para obtenção do título de Mestrado em Engenharia – São Paulo, Brasil, 2004.

[72] BASTOS,E.D.J.P; Estudo da ZTA de Aços da Classe API 5L X80 de Diferentes Rotas de Fabricação submetidos a Tratamento Térmico Pós-soldagem. Dissertação apresentada ao CEFET – Rio de Janeiro, Brasil, 2011.

[73] FONTES, C. H.M; Juntas de Aço Baixa Liga Soldadas com Diferentes Consumíveis – Efeito do Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas Características Metalúrgicas das Soldas. Dissertação – Universidade Federal do Rio de Janeiro, COPPE - Rio de Janeiro, Brasil, 2008.

[74] SANT’ANA, P.C., Influência de Tratamentos Térmicos Inter Críticos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço API 5L X65. Tese M.Sc., UNIVERSIDADE DE CAMPINAS, Campinas, SP, Brasil, 2006.

[75] PARANHOS, R.P.R., Microestrutura, Composição química e Tenacidade ao Impacto de Soldas Multipasse obtida por Arco - submerso. Tese de M. Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1984.