CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE/MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

Joel Lemos Dias Monteiro

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

Orientadores

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro
Novembro / 2014

INFLUÊNCIA DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE/MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

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

Joel Lemos Dias Monteiro

Aprovado por:

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

Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Co-orientador)

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

Prof. Valter Rocha dos Santos, D.Sc. (PUC-Rio)

Rio de Janeiro
Novembro / 2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M775 Monteiro, Joel Lemos Dias
Influência do procedimento de soldagem na relação tenacidade/microestrutura de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW / Joel Lemos Dias Monteiro.—2014.
xiv, 71f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2014.
Bibliografia : f. 65-71
Orientadores : Luís Felipe Guimarães de Souza
Jorge Carlos Ferreira Jorge

1. Engenharia mecânica. 2. Aço de alta resistência. 3. Propriedades mecânicas. 4. Soldagem. I. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient). II. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). III. Título.

CDD 620.17

A Deus, a minha família e a minha futura esposa Bruna

Agradecimentos

- A Deus acima de tudo e de todos, pois, sem Ele, não há vida, capacidade ou inteligência;
- A meus pais e irmão pelo amor e suporte em todos os momentos da minha vida;
- A minha avó, em especial, e a toda minha família pela ajuda em toda caminhada acadêmica;
- A minha futura esposa Bruna, por ser quem é e por me compreender;
- Aos Professores Luis Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.) e Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.), por compartilhar o conhecimento e por sempre me incentivar a prosseguir;
- Aos Professores do PPEMM do CEFET/RJ pelo ensino ministrado, através das disciplinas ao longo deste curso;
- Ao CEFET/RJ por ser minha instituição educacional desde o ensino médio, passando pelo técnico, graduação e, por fim, mestrado;
- A FLUKE Engenharia LTDA pelo suporte técnico para a execução dos ensaios mecânicos e análise química;
- A todos os amigos que contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

INFLUÊNCIA DO PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE/MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

Joel Lemos Dias Monteiro

Orientadores:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Resumo da Dissertação de Mestrado submetida ao Programa de Pós-Graduação 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 tem como objetivo realizar uma avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de alta resistência, estudando a influência do procedimento de soldagem na relação tenacidade/microestrutura. Assim, foram realizadas soldagens multipasse pelo processo GMAW com preaquecimento de 200ºC e 250ºC em chapas de 750x150x19 mm em aço ASTM A-36, na posição plana e energia de soldagem média de 1,33 e 1,22 kJ/mm, respectivamente. Após a soldagem, as juntas foram inspecionadas por partículas magnéticas e ultra-som, e nenhuma evidência de descontinuidades foi encontrada nas juntas soldadas. Posteriormente, um tratamento térmico pós-soldagem a 600ºC por 1 hora foi realizado, sendo esta condição comparada à como soldado. Ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos foram realizados para caracterização mecânica e microestrutural. Os resultados mostraram que é possível obter propriedades mecânicas adequadas para todas as condições de análise, sendo obtidos valores de tenacidade a impacto acima de 70J, mesmo a temperaturas de -60ºC.

Palavras-chave:

Aços de alta resistência; Metal de solda; Propriedades mecânicas

Rio de Janeiro
Novembro/2014

ABSTRACT

INFLUENCE OF WELDING PROCEDURE ON THE TOUGHNESS / MICROSTRUCTURE RELATIONSHIP OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METALS OBTAINED BY GMAW PROCESS

Joel Lemos Dias Monteiro

Advisors:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação 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 aims to evaluate the mechanical properties of high strength steel weld metals by studying the influence of the welding procedure in toughness/microstructure relationship. For this purpose multipass welding by GMAW process were performed with preheating to 200ºC and 250ºC on plates of 750x150x19 mm of ASTM A-36 steel, on flat position and an heat input average of 1.33 and 1.22 kJ/mm. After welding, the welded joints were inspected by magnetic particle and ultrasonic tests and no evidence of discontinuities has been found. Afterwards, a post weld heat treatment at 600°C for 1 hour was performed; being this condition compared to as welded condition. Tensile, Charpy-V impact, hardness tests and metallographic tests were performed for mechanical and microstructural characterization. The results showed that it is possible to obtain adequate mechanical properties for all conditions of analysis, being obtained toughness values above 70J, even at -60ºC.

Keywords:

High strength steel; Weld metal; Mechanical properties

Rio de Janeiro
November/2014

Sumário

Introdução **1**

I. Revisão Bibliográfica **3**

I.1 Introdução 3

I.2 Aços de alta resistência 5

I.2.1 Aços microligados 6

I.2.2 Aços martensíticos 6

I.2.3 Aços de alta resistência e baixa liga 7

I.2.3.1 Aços temperados e revenidos 7

I.2.3.2 Aços com laminação controlada 7

I.2.3.3 Aços com laminação controlada e resfriamento acelerado 9

I.2.3.4 Aços bainíticos de carbono ultra baixo 9

I.3 Metais de solda de alta resistência 10

I.3.1 Influência da composição química 11

I.3.2 Influência do ciclo térmico 14

I.3.2.1 Aporte térmico 15

I.3.2.2 Preaquecimento e taxa de resfriamento 16

I.3.3 Influência do tratamento térmico pós-soldagem 18

II. Materiais e Métodos **21**

II.1 Materiais 21

II.1.1 Material de base 21

II.1.2 Consumível de soldagem 21

II.2 Procedimento de soldagem 21

II.3 Tratamentos térmicos 25

II.4 Análise química 25

II.5 Ensaios mecânicos 25

II.5.1 Ensaio de tração 25

II.5.2. Ensaio de impacto Charpy-V 26

II.5.3 Ensaio de dureza 27

II.6 Ensaios metalográficos 28

III. Resultados 31

III.1 Análise química 31

III.2 Ensaios mecânicos 31

III.2.1 Ensaio de tração 31

III.2.2 Ensaio de impacto Charpy-V 32

III.2.3 Ensaio de dureza 34

III.3 Ensaios metalográficos dos metais depositados 37

III.3.1 Macrografia 37

III.3.2 Micrografia 37

IV. Discussão 44

IV.1 Ensaios mecânicos 44

IV.2 Relação microestrutura X propriedades mecânicas 53

IV.3 Considerações finais 60

Conclusões 63

Sugestões para Trabalhos Futuros 64

Referências Bibliográficas 65

Lista de Figuras

Figura 1	-	Componentes de linhas de ancoragem [15].	1
Figura I.1	-	Evolução dos aços de alta resistência. Adaptado de [26].	3
Figura I.2	-	Esquema de sistemas de ancoragem de plataforma semi-submersível [29].	4
Figura I.3	-	Sequência de deformação durante a laminação controlada [41].	8
Figura I.4	-	Sequência de laminação de aço API [43].	9
Figura I.5	-	Sequência de laminação de aço ULCB [45].	10
Figura I.6	-	Influência dos elementos de liga no diagrama TRC para metal de solda [56].	11
Figura I.7	-	Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -50ºC [58].	12
Figura I.8	-	Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -60ºC [59].	13
Figura I.9	-	Ciclo térmico de soldagem. Adaptado de [60].	14
Figura I.10	-	Repartição térmica para diferentes energias de soldagem H_1 e H_2 [60].	15
Figura I.11	-	Relação entre temperatura de preaquecimento e $\Delta t_{8/5}$ [67] apud [15].	18
Figura I.12	-	Percentual de alívio de tensão inicial, em função da temperatura e tempo de tratamento [70].	19
Figura II.1	-	Detalhes da geometria do chanfro utilizado (cotas em milímetros).	22
Figura II.2	-	Etapas de soldagem das juntas.	24
Figura II.3	-	Detalhe da posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V, em relação à junta soldada.	26
Figura II.4	-	Dimensões dos corpos de prova (cotas em mm).	26
Figura II.5	-	Posicionamento dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).	27
Figura II.6	-	Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm).	28
Figura II.7	-	Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).	29
Figura II.8	-	Representação da grade metalográfica utilizada para análise dos constituintes microestruturais.	30

Figura III.1	-	Variação da energia absorvida, em função da temperatura.	34
Figura III.2	-	Perfil de dureza Vickers do metal de solda A.	35
Figura III.3	-	Perfil de dureza Vickers do metal de solda B.	35
Figura III.4	-	Perfil de dureza Vickers dos metais de solda, na condição como soldado.	36
Figura III.5	-	Perfil de dureza Vickers dos metais de solda, na condição TTPS.	36
Figura III.6	-	Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%.	37
Figura III.7	-	Micrografia ótica com baixo aumento da região central do metal de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 10%.	38
Figura III.8	-	Percentuais médios de região colunar e reaquecida nos metais de solda.	38
Figura III.9	-	Resultados da análise quantitativa de constituintes microestruturais dos metais de solda realizadas no MEV.	39
Figura III.10	-	Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.	40
Figura III.11	-	Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.	41
Figura III.12	-	Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.	42
Figura III.13	-	Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.	43
Figura IV.1	-	Relação entre carbono equivalente e limite de resistência de diferentes metais de solda [6,8,21,65,73,75,76].	44
Figura IV.2	-	Limite de escoamento dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.	45
Figura IV.3	-	Alongamento percentual dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.	46
Figura IV.4	-	Redução de área dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.	46
Figura IV.5	-	Limite de resistência dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.	47
Figura IV.6	-	Tenacidade ao impacto à -50ºC esperada para os metais de solda. Adaptado de [58].	49
Figura IV.7	-	Efeito do TTPS nas propriedades mecânicas do metal de solda A.	50

Figura IV.8	-	Efeito do TTPS nas propriedades mecânicas do metal de solda B.	50
Figura IV.9	-	Diagrama TRC para o metal de solda A. Adaptado de [79].	54
Figura IV.10	-	Diagrama TRC para o metal de solda B. Adaptado de [79].	54
Figura IV.11	-	Relação entre o tempo de resfriamento e o limite de resistência [24].	57
Figura IV.12	-	Relação entre o percentual de martensita e o limite de resistência [24].	57
Figura IV.13	-	Relação entre o tempo de resfriamento e a energia absorvida [24].	59
Figura IV.14	-	Relação entre o percentual de martensita e a energia absorvida [24].	59

Lista de Tabelas

Tabela I.1	-	Requisitos para amarras e acessórios de aço segundo IACS W22 [22].	5
Tabela I.2	-	Efeito dos elementos de liga. Adaptado de [26].	6
Tabela I.3	-	Microestrutura em função do limite de escoamento [52].	13
Tabela I.4	-	Resultados dos ensaios em aço HY-80, variando aporte térmico. Adaptado de [62].	16
Tabela I.5	-	Microestrutura obtida em aço HY-80, variando aporte térmico. Adaptado de [62].	16
Tabela II.1	-	Composição química do metal base, segundo o fabricante.	21
Tabela II.2	-	Composição química dos consumíveis, segundo o fabricante.	21
Tabela II.3	-	Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda: preaquecimento de 200^0C.	23
Tabela II.4	-	Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda: preaquecimento de 250^0C.	23
Tabela II.5	-	Condições de análise dos metais de solda.	25
Tabela III.1	-	Composição química dos metais de solda (% em peso).	31
Tabela III.2	-	Resultados dos ensaios de tração.	32
Tabela III.3	-	Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V, em Joules.	33
Tabela IV.1	-	Efeito do TTPS em metais de solda de alta resistência [5,7-10,24,25,68].	52
Tabela IV.2	-	Propriedades mecânicas de metais de solda [64].	55
Tabela IV.3	-	Comparação de metais de solda com diferentes temperaturas de preaquecimento.	56
Tabela IV.4	-	Resumo das propriedades mecânicas.	61

Lista de Abreviaturas e Símbolos

A	Intensidade de Corrente em Amperes
Al	Alongamento Percentual
AM	Microconstituinte Austenita Martensita
API	American Petroleum institute
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for testing and Materials
AT	Aporte térmico em KJ/mm
AWS	American Welding Society
CS	Como Soldado
e	Espessura em mm
ER	Eletrodo Revestido
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Poligonal
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HSLA	High Strength Low Alloy
HTS	High Tension Steel
HV	Dureza Vickers
HY	High Yield Steel
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
NE	Não Especificado
RA	Redução Percentual de Área
RC	Região Colunar
RE	Razão Elástica
RGFZTA	Região de Grãos Finos da Zona Termicamente Afetada
RGGZTA	Região de Grãos Grosseiros da Zona Termicamente Afetada
RR	Região Reaquecida
TD	Taxa de Deposição
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
V	Tensão em Volts
ULCB	Ultra Low Bainitic Carbon
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Introdução

Com a necessidade de suprir o gradual aumento da utilização de equipamentos específicos para operações em campos de exploração de petróleo e gás, cresce proporcionalmente, também, a demanda por estudos técnicos e científicos que sirvam de embasamento para o referido progresso.

Com condições de trabalho cada vez mais severas, projetos mecânicos tem se tornado mais desafiadores, aliando o atendimento aos requisitos mecânicos a segurança de trabalho e custos.

A presente proposta faz parte de um amplo projeto de pesquisa intitulado “Vida em Fadiga de Componentes Mecânicos”. Neste projeto, vem sendo estudado o comportamento dos equipamentos usados em ancoragem de navios, plataformas de petróleo ou outros sistemas de operação flutuantes, com várias publicações realizadas [1-17] Alguns dos componentes dos sistemas de ancoragem podem ser vistos na Figura 1.

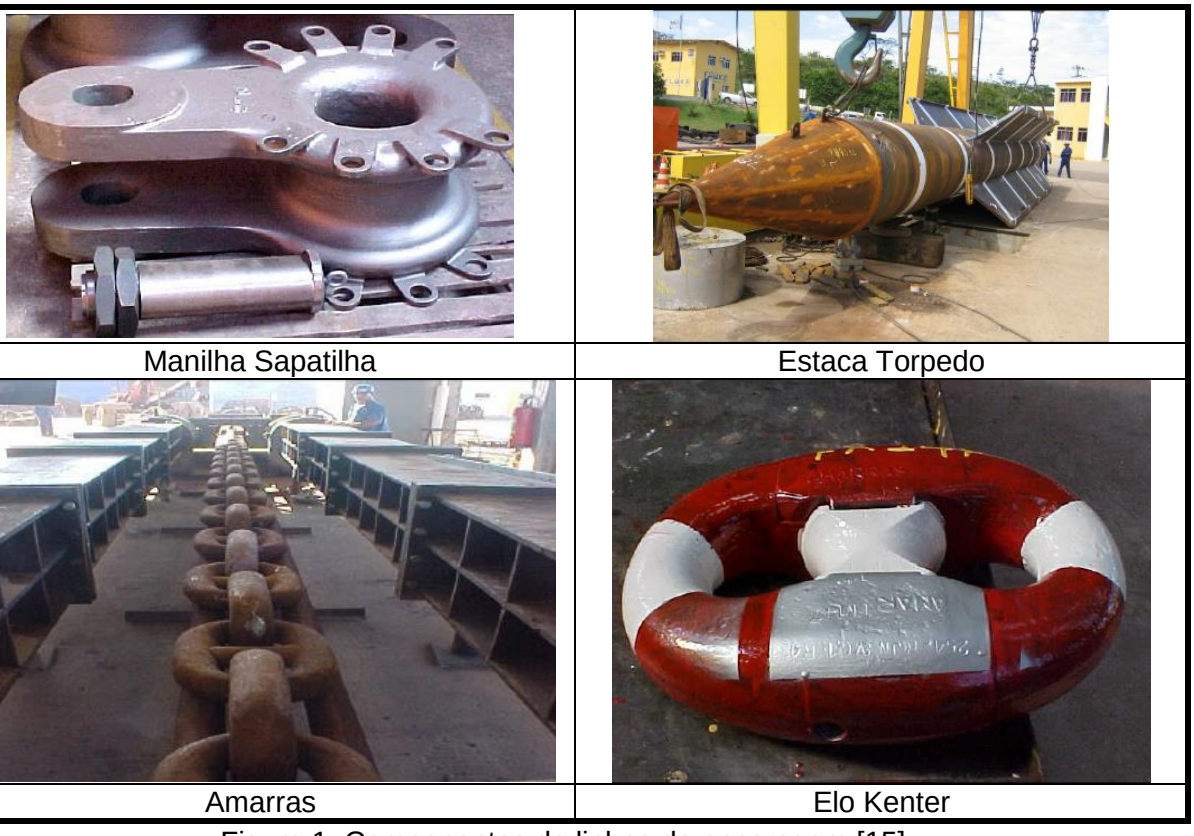


Figura 1. Componentes de linhas de ancoragem [15].

Inicialmente, o processo de soldagem por eletrodo revestido foi o foco das investigações e testes realizados, produzindo algumas publicações neste sentido [1-4,6,8,10,11,18-21], com resultados promissores. A fim de aumentar a produtividade na soldagem de reparo dos elos das amarras, o processo por arame tubular foi introduzido no projeto, sendo o alvo de diversos outros

estudos [5,7,9,12,14-15], ainda com resultados satisfatórios, porém se tornando a queda da tenacidade um dos pontos de atenção, no sentido de atender aos requisitos mínimos estabelecidos para esta aplicação.

As Sociedades Classificadoras Navais definem requisitos desafiadores para os materiais empregados nestes componentes, com destaque para o aço grau R4 da norma IACS W22 [22], que associa resistência mecânica de 860 MPa a uma energia de impacto de 50 Joules, à temperatura de -20ºC.

Desta forma, objetivando ainda a melhoria da produtividade e também dos níveis de tenacidade, o processo GMAW também vem sendo objeto de estudos [17,23-25]. A proposta deste trabalho é dar continuidade ao estudo mais recente feito com metais de solda de alta resistência, utilizando o processo GMAW [17]. Na referida dissertação, concluiu-se que é possível obter juntas soldados com propriedades mecânicas satisfatórias, utilizando o processo de soldagem GMAW, sendo estas comparáveis às obtidas pelo processo de eletrodo revestido.

Como objetivos específicos da presente dissertação, pode-se citar:

1. Avaliação das propriedades mecânicas do metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW;
2. Avaliação do efeito da velocidade de resfriamento nas propriedades mecânicas do metal de solda;
3. Avaliação da influência do TTPS nas propriedades mecânicas do metal de solda;
4. Verificação da adequação do consumível para soldagem do aço grau R4.

Com a finalidade de se atingir os objetivos traçados inicialmente para este estudo, os capítulos foram divididos e programados da seguinte forma:

- Capítulo I: É composto de uma revisão bibliográfica, onde são abordados temas como evolução de materiais, com foco direcionado aos aços; aços de alta resistência; metais de solda de alta resistência; e, por fim, o processo de soldagem GMAW;
- Capítulo II: Consiste na apresentação da metodologia, dos materiais escolhidos, maiores detalhes dos equipamentos usados nos ensaios mecânicos e metalográficos e parâmetros utilizados na soldagem para a obtenção dos corpos de prova estudados.
- Capítulo III: Apresenta os resultados referentes às propriedades mecânicas e metalográficas dos metais de solda obtidos.
- Capítulo IV: Realiza a discussão e comparação dos resultados apresentados no capítulo III, assim como a comparação com resultados obtidos por outros estudos.
- Capítulo V: Explicita as principais conclusões do estudo e sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO I - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 Introdução

O desenvolvimento de materiais que aliem custo acessível a atendimento de solicitações mecânicas, químicas e físicas, como requisito de projeto, tem sido impulsionado pela evolução tecnológica de bens de consumo e infraestrutura [26].

Em se tratando especificamente de aços estruturais, pode-se observar o referido desenvolvimento na Figura I.1, que explicita os principais tipos de aços, obtidos por diversos processos mecânicos, químicos e térmicos, durante as últimas quatro décadas.

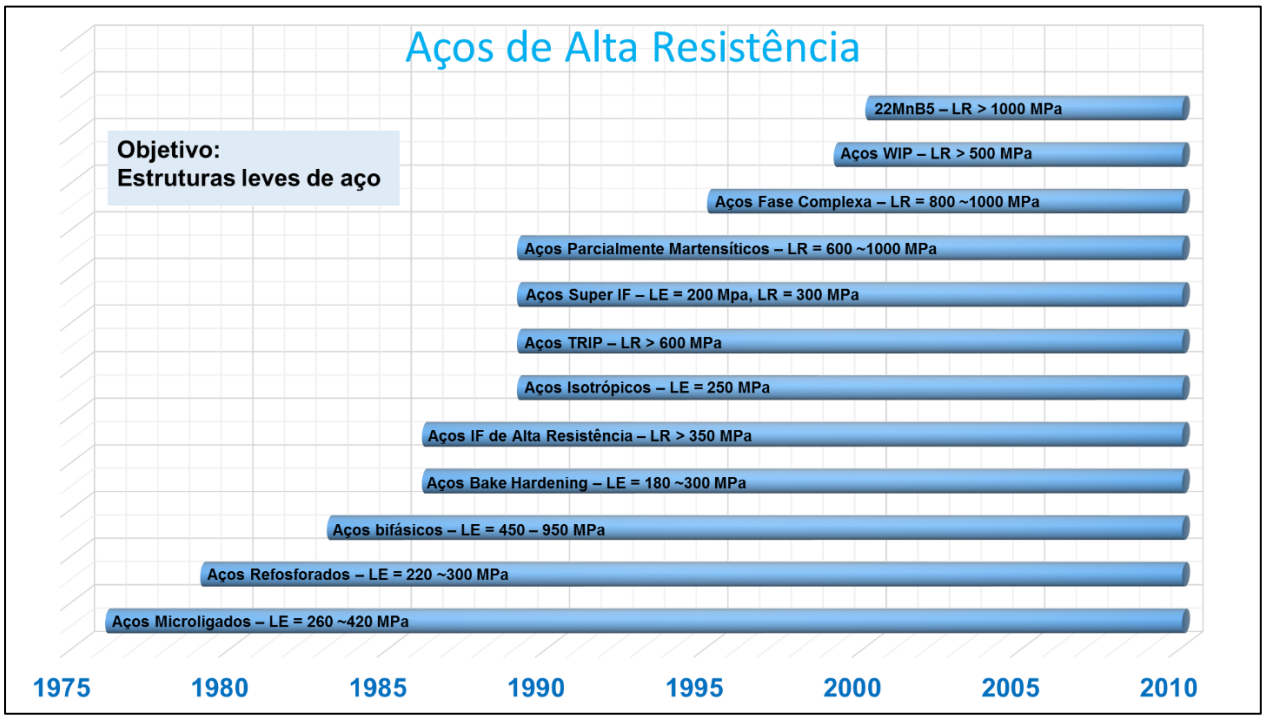
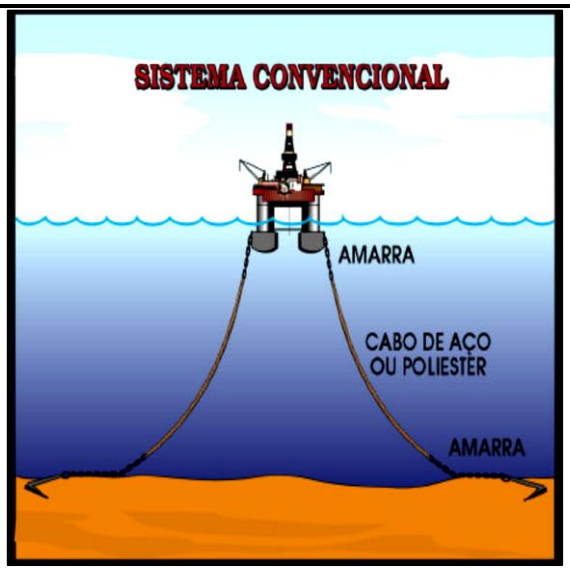


Figura I.1 – Evolução dos aços de alta resistência. Adaptado de [26].

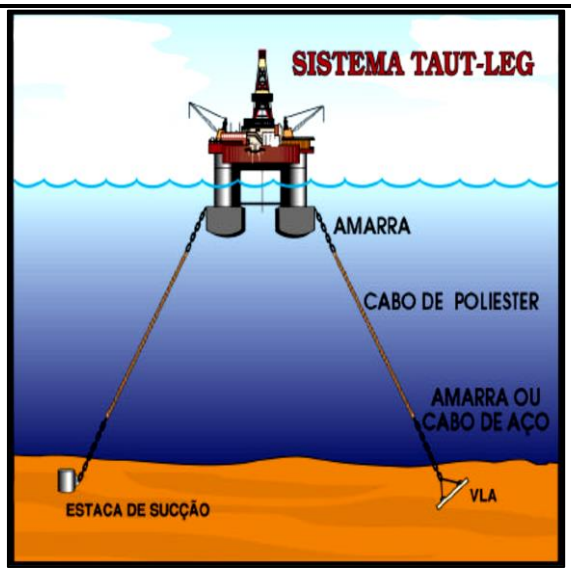
Segundo SILVA [27], o fato de o consumo mundial de energia ter crescido gerou a exploração de novas fontes de óleo e gás, tornando-se imprescindível o transporte destes recursos a custo viável. Desta forma, o uso de dutos de grandes diâmetros e espessuras de parede grossas sob altas pressões tem sido a solução, levando ao aumento da demanda por aços com bom desempenho mecânico, aliando alta resistência à boa tenacidade.

No Brasil, a expansão da sua indústria do petróleo tem sido o combustível das atividades offshore, uma vez que as maiores reservas petrolíferas encontram-se em águas profundas. Esta exploração se dá por meio de plataformas semi-submersíveis, posicionadas com a ajuda de sistemas de ancoragem, que incluem amarras de aços e seus acessórios [28].

Um sistema de ancoragem é um conjunto de elementos cujo objetivo é manter, sem o uso de sistemas de propulsão, uma unidade flutuante em uma posição de equilíbrio. Desta forma, estes sistemas de ancoragem são compostos por um conjunto de linhas que, por sua vez, conectam um ponto fixo no solo à unidade flutuante, por meio de elementos como amarras, cabos de aço e cabos de poliéster [29]. A Figura I.2 mostra um esquema de sistemas de ancoragem de plataforma semi-submersível, onde podem-se observar alguns de seus componentes.



Sistema convencional (em catenária)



Sistema para ancoragem vertical

Figura I.2 – Esquema de sistemas de ancoragem de plataforma semi-submersível [29].

A estabilidade estrutural das unidades flutuantes de prospecção e produção de petróleo é determinante para a segurança da operação. TESOURO [30] afirma que minimizar o deslocamento da plataforma, conferindo rigidez à estrutura é o objetivo principal do sistema de ancoragem. A segurança destas linhas determina basicamente a confiabilidade da operação offshore, sendo as amarras consideradas um ponto crítico no tocante à integridade da linha como um todo [20].

As amarras são correntes de alta resistência e grande peso, sendo utilizadas no início e fim das linhas de ancoragem, além de serem especificadas usando como referência o diâmetro da barra conformada para compor o elo e as propriedades mecânicas do aço [15,29].

Diante disto, os materiais adequados para esta aplicação específica devem ser cuidadosamente escolhidos, levando-se em consideração sua adequação aos severos requisitos de projeto. Para tal, existem algumas regras e normas [22,31] com definições de requisitos complexos, uma vez que se faz necessário aliar elevadas resistências mecânicas com um alto padrão de tenacidade ao impacto [32].

Podem-se observar na Tabela I.1, os requisitos para os aços utilizados na fabricação, amarras e acessórios, previstos pela norma IACS W22 [22], sendo classificados em graus distintos.

Tabela I.1 – Requisitos para amarras e acessórios de aço segundo IACS W22 [22].

Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	E_{cv} a -20ºC (J)
R3	410	690	17	50	30
R3S	490	770	15	50	33
R4	580	860	12	50	36
R4S	700	960	12	50	40
R5	760	1000	12	50	42

Apesar de os sistemas de ancoragem suportarem toda a vida de projeto da unidade flutuante, inspeções periódicas nas linhas são necessárias, a fim de garantir a integridade dos seus elementos constituintes – sendo estas inspeções também exigidas pelas sociedades classificadoras para manutenção do certificado de classe da unidade [29].

Caso haja algum dano grave que cause a substituição de um elo da amarra, é necessário interromper o funcionamento regular da plataforma, retirar a linha de ancoragem de serviço, trazê-la para terra, embarcá-la em transporte terrestre e encaminhá-la às fabricas [9]. Ficam caracterizados, então, custos elevados e longos prazos. JORGE et al. [6] estimam que o custo da recuperação por soldagem de um equipamento danificado pode variar de 10 a 30% do valor de um novo.

Desta forma, a escolha do material correto para os componentes de um sistema de ancoragem deve levar em consideração, além dos requisitos já mencionados, sua soldabilidade e, por fim, o uso de processos de soldagem e consumíveis que garantam a confiabilidade do projeto original, caso seja necessário algum reparo.

I.2 Aços de alta resistência

Uma vez que a resistência mecânica elevada é um dos alvos da engenharia de materiais moderna, vários processos foram desenvolvidos ao longo do tempo para se atingir este fim. Atualmente, para se elevar a resistência mecânica de metais ou ligas são empregadas técnicas baseadas em impedir a movimentação das discordâncias existentes no material, dentre as quais se destacam os endurecimentos por: encruamento, refino de grão, solução sólida, precipitação e transformações martensíticas [33].

Utilizando estas técnicas, é possível obter aços com excelentes propriedades, sendo estes: aços microligados, aços martensíticos, aços com tamanho de grão ultra-fino e aços de alta resistência e baixa liga ou *high strength low alloy*.

I.2.1 Aços microligados

No final da década de 1950, começaram os estudos sobre os efeitos de micro-adições de V, Ti e Nb nas propriedades mecânicas de aços de baixo carbono, possibilitando o desenvolvimento de tratamentos termomecânicos que gerem microestruturas com alto grau de refino, aumentando, simultaneamente, resistência mecânica e tenacidade. Com isso, é possível a redução do teor de carbono do material, melhorando sua soldabilidade.

O endurecimento também pode ser obtido por precipitação, aumentando a resistência mecânica do material. Este efeito é causado pela precipitação interfásica de partículas extremamente finas durante a transformação da austenita ao longo do resfriamento. Porém neste caso, há perda de tenacidade [26]. A Tabela I.2 mostra os principais efeitos dos três elementos de liga citados.

Tabela I.2 – Efeito dos elementos de liga. Adaptado de [26].

Titânio	Vanádio	Nióbio
Refino do tamanho de grão austenítico	Alta solubilidade na austenita	Refino do tamanho de grão austenítico
Precipitados com baixa solubilidade	Precipitação interfásica na ferrita, principalmente	Restringe a recristalização da austenita tanto na forma solubilizada como na precipitada

I.2.2 Aços martensíticos

A martensita é uma estrutura cristalina, uma solução sólida supersaturada de carbono na estrutura tetragonal de corpo centrado, obtida através de um resfriamento rápido. A tendência de transformação com o resfriamento é da austenita (CFC) em ferrita (CCC). Com o rápido resfriamento, não haverá tempo para o carbono – em solução sólida intersticial na austenita – se difundir e formar carbetos. Assim, o carbono permanece retido em solução sólida submetendo o cristal a uma distorção.

Segundo BHADESHIA e HONEYCOMBRE [34], quanto maior for a concentração total de elementos de liga no material, mais baixa será a velocidade de resfriamento requerida para a transformação da martensita.

Aços martensíticos, como o nome já sugere, são aços que apresentam sua microestrutura predominantemente constituída de martensita. O ajuste do teor de carbono no material está diretamente ligado ao seu nível de resistência, uma vez que o principal mecanismo de endurecimento da martensita é decorrente da solução sólida do próprio carbono [26].

I.2.3 Aços de alta resistência e baixa liga

Segundo CRUZ e MORILLA [35], os aços que podem ser classificados como de alta resistência e baixa liga – ARBL ou HSLA, em inglês – são aqueles com teor de carbono abaixo de 0,30%, além de baixo teor de elementos de liga. Por suas características químicas e físicas, são, usualmente, empregados em tubulações de longos trechos – além de fatores econômicos. Possuem boa resistência mecânica, tenacidade e soldabilidade.

I.2.3.1 Aços temperados e revenidos

Aços temperados e revenidos podem ser fornecidos com resistência ao escoamento variando entre 345 e 1035 MPa, combinando esta elevada resistência ao escoamento à boa tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão e soldabilidade [17,36], destacando-se a classe de aços denominada High Yield (HY).

Seu teor de carbono varia entre 0,12 e 0,20%, possuindo também cerca de 8% de elementos de liga [37]. São empregados em aplicações militares, como estruturas de navios e submarinos, devido a sua alta dureza, resistência ao impacto e relação resistência peso.

HOLTHAUS et al. [38] explicam que o alto limite de resistência ao escoamento desta classe de aços, aliado a uma boa resistência ao impacto e ductilidade são conferidos pela microestrutura martensítica revenida, cujo processo de têmpera e revenido produz. O equilíbrio destas propriedades, por sua vez, é atribuído a uma fina distribuição de partículas de carbetos de modo uniforme no interior da microestrutura martensítica.

I.2.3.2 Aços com laminação controlada

Anteriormente, já foram expostos os benefícios do refino do tamanho de grão, quanto ao aumento de propriedades mecânicas convenientes. Para se atingir este fim, através da laminação controlada, SILVA [39] afirma que é necessário um conjunto de procedimentos, envolvendo controle rígido de temperatura e da razão de redução aplicados em cada passe, com atenção especial para a temperatura de acabamento. Ainda complementa que o procedimento é usado para a obtenção de aços utilizados em dutos, pontes, estruturas offshore, entre outras aplicações.

O processo de laminação controlada é dividido em três etapas: região de recristalização da austenita, região de não-recristalização da austenita e laminação na região bi-fásica [40]. A Figura I.3 mostra um gráfico contendo a sequência de deformação dos grãos durante a laminação controlada, em função da temperatura e tempo de resfriamento.

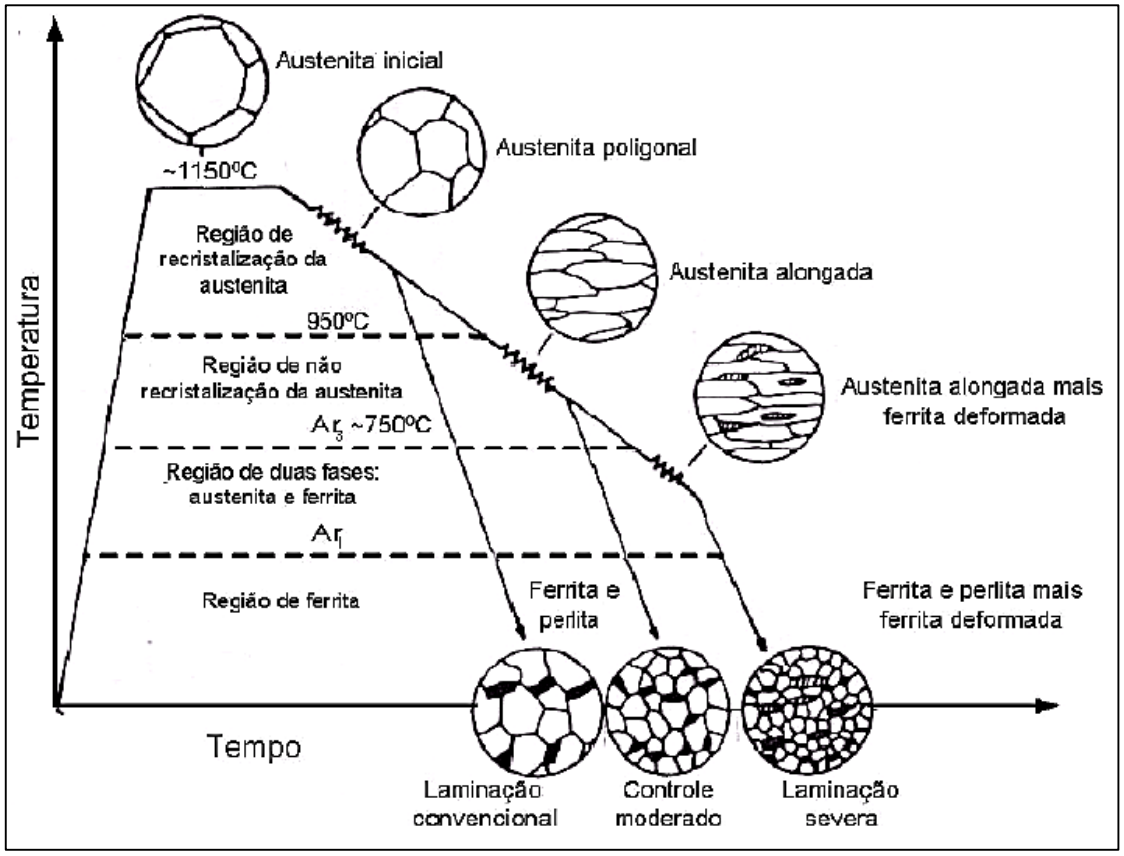


Figura I.3 – Sequência de deformação durante a laminação controlada [41].

A finalidade da laminação controlada é deformar os grãos de austenita para se obter grãos de ferrita finos, durante o resfriamento [39], conferindo aos aços microligados propriedades mecânicas superiores, se as comparamos com as propriedades de aços com o mesmo nível de elementos de liga, além de propiciar boa tenacidade e soldabilidade [40].

BRACARENSE e LIU [36] salientam três aços que se destacam dentre os aços de alta resistência e baixa liga, produzidos por laminação controlada. São estes: HSLA-80, HSLA-100 e HSLA-130, com limites de escoamento de 560, 700 e 910 MPa, respectivamente.

I.2.3.3 Aços com laminação controlada e resfriamento acelerado

GORNI et al. [42] afirmam que a nucleação da ferrita passa a ocorrer em todas as áreas do grão austenítico prévio e não apenas em suas bandas de deformação e contornos de grão devido à laminação controlada seguida de resfriamento acelerado, ao contrário do que ocorre na laminação controlada convencional. Este resfriamento acelerado pode ser obtido resfriando a chapa com jatos de água logo após a laminação.

O resfriamento acelerado impõe taxas de resfriamento superiores às da laminação controlada tradicional, produzindo, desta forma, aços de alta resistência com menores concentrações de elementos de liga [40], como, por exemplo, os aços que atendem aos requisitos da norma API, como o API 5L X80. A Figura I.4 mostra um gráfico contendo a sequência de deformação dos grãos durante a laminação de um aço API, em função da temperatura e tempo de resfriamento.

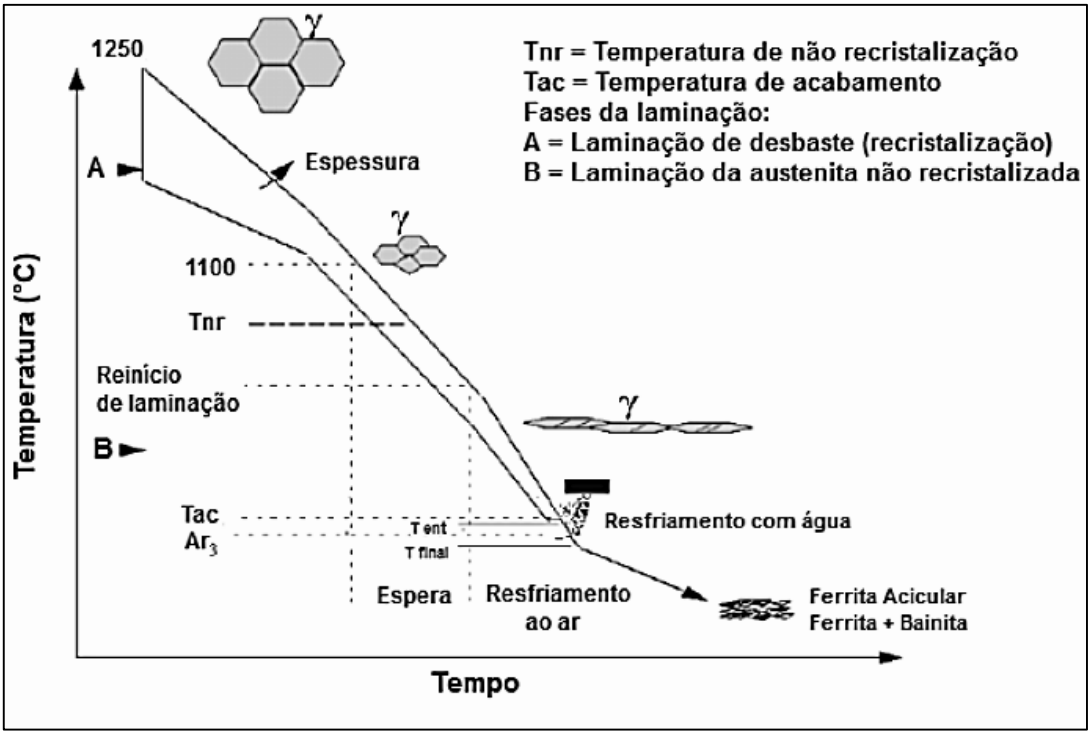


Figura I.4 – Sequência de laminação de aço API [43].

I.2.3.4 Aços bainíticos de carbono ultra baixo

Uma alternativa aos aços das séries HY ou HSLA são os chamados aços bainíticos de carbono ultra baixo, ou, simplesmente, ULCB. GORNI [44] afirma que estes aços podem apresentar resistência mecânica e tenacidade comparáveis com estas primeiras ligas, porém com nível muito superior de soldabilidade. O autor ainda destaca que a boa soldabilidade é

função do baixíssimo teor de carbono, enquanto a resistência mecânica é atribuída à microestrutura bainítica aliada ao endurecimento por solução sólida de elementos de liga.

A principal diferença entre os aços ARBL e ULCB é o seu maior teor de elementos de liga substitucionais, modificando as relações que influenciam a solubilidade do nióbio na austenita e causando níveis anormais de arraste por soluto [45]. A Figura I.5 mostra um gráfico contendo a sequência de deformação dos grãos durante a laminação de um aço ULCB, em função da temperatura e tempo de resfriamento.

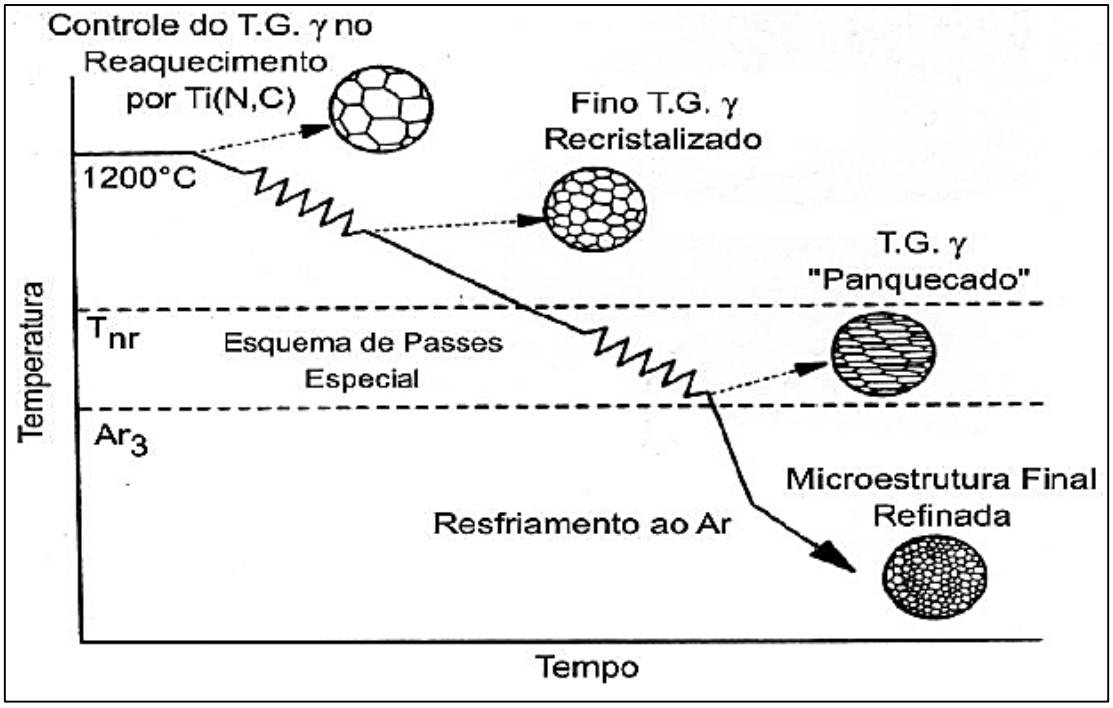


Figura I.5 – Sequência de laminação de aço ULCB [45].

Por possuírem teores de carbono muito baixos, é possível a obtenção de estrutura bainítica ao longo de uma ampla faixa de velocidades de resfriamento. Este teor baixo também pode reduzir a formação de cementita entre placas na matriz de ferrita bainítica [44].

I.3 Metais de solda de alta resistência

Acompanhando o desenvolvimento dos aços, no tocante aos atuais requisitos de projeto, está a necessidade de novos consumíveis para soldagem que garantam, na região do metal de solda, propriedades mecânicas condizentes com as do metal de base.

As propriedades mecânicas dos metais de solda de alta resistência estão intimamente relacionadas às microestruturas formadas, microestruturas estas que estão diretamente ligadas à composição química do metal de solda e aos ciclos térmicos que o material é submetido durante a soldagem [46].

Os estudos de metais de solda de alta resistência [5,9,11,14-16,23-25,32,47-54] mais recentes têm focado nos níveis de tenacidade e não apenas de resistência, para que, assim, o metal de solda esteja de acordo com os critérios de qualificação, garantindo maior segurança para as juntas soldadas, além de prolongar sua vida útil.

I.3.1 Influência da composição química

Primeiramente, a composição química do aço e do metal de adição, seguida pelos ciclos térmicos de temperatura impostos pelo processo de soldagem, determinam as propriedades mecânicas das juntas soldadas [46].

KEEHAN [55] afirma que os elementos de liga presentes no material reduzem a velocidade de decomposição da austenita, aumentando a temperabilidade desses metais de solda, pois facilitam a transformação desta austenita a temperaturas mais baixas, em altas velocidades de resfriamento. Este efeito pode ser observado na Figura I.6.

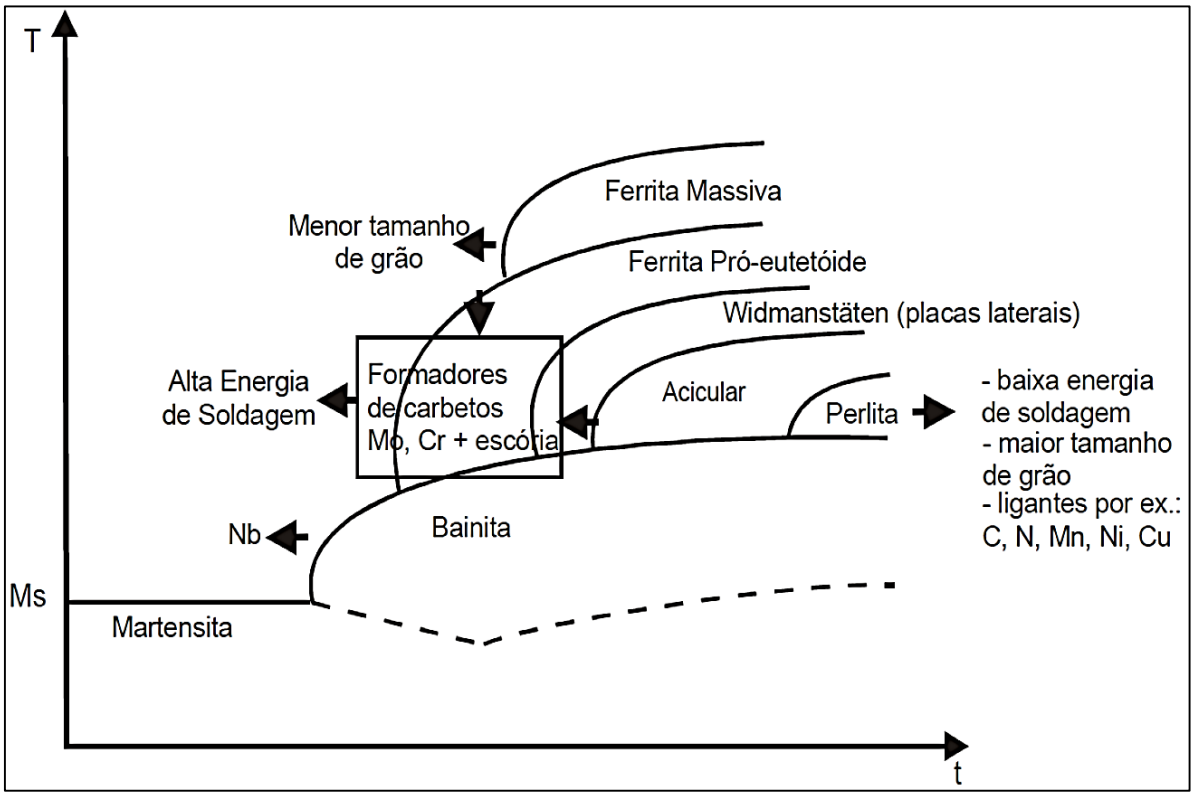


Figura I.6 – Influência dos elementos de liga no diagrama TRC para metal de solda [56].

Destacam-se o efeito dos elementos de liga níquel e manganês, pois deslocam o “nariz” da curva para a direita e para baixo. BHADESHIA [57], porém adverte que, apesar de em geral nos aços ligados o efeito no níquel ser benéfico, este benefício nem sempre se observa em metais de solda de alta resistência. Assim, não se deve aumentar continuamente a concentração

de níquel ou manganês, mas sim buscar um equilíbrio entre os teores destes elementos, buscando atingir os níveis desejados de resistência e tenacidade, corroborando os estudos de JORGE et al. [6] e ZHANG et al. [58]. A Figura I.7 demonstra o efeito do níquel e manganês combinados na tenacidade ao impacto à -50ºC.

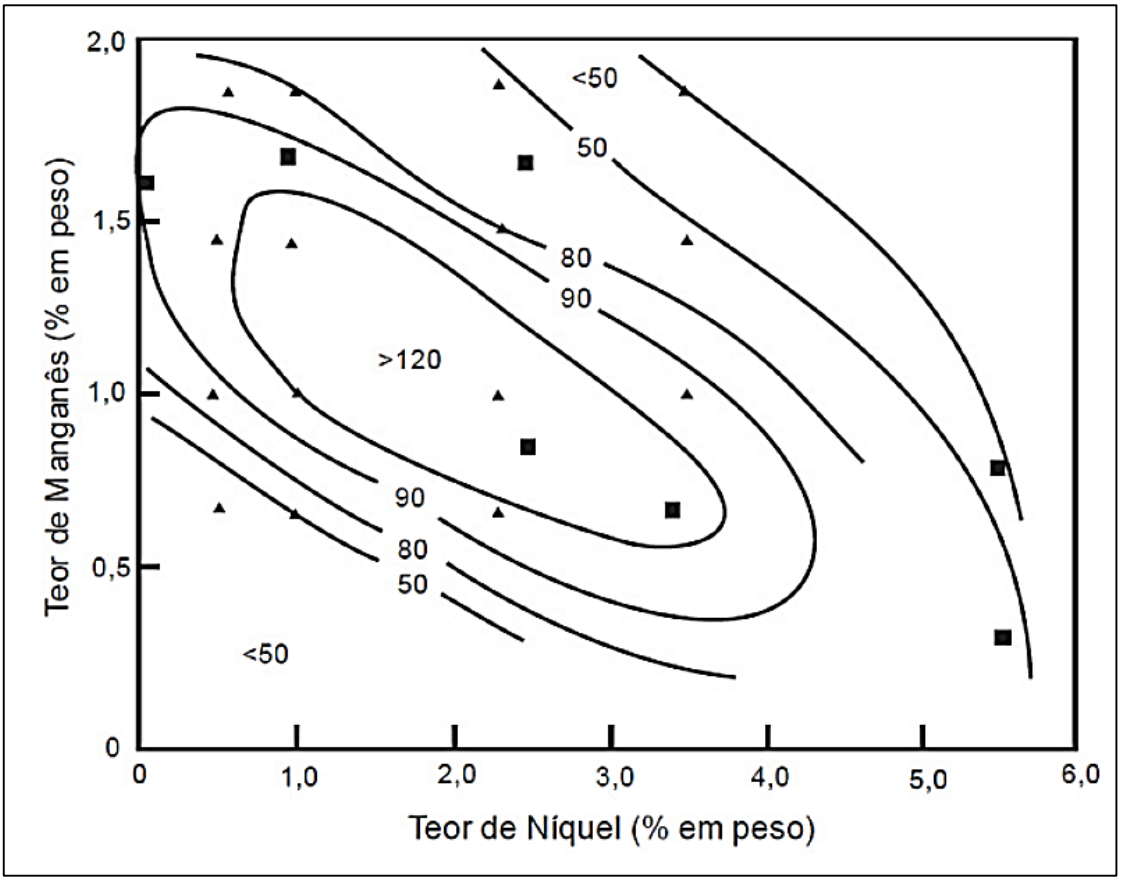


Figura I.7 – Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -50ºC [58].

Nota-se que uma combinação alta de teores de manganês e níquel simultaneamente causaria uma redução significativa na tenacidade, enquanto que uma combinação baixa ou moderada destes elementos pode levar a níveis de tenacidade superiores a 120J.

A Figura I.8 exibe um modelo de rede neural utilizado por WIDGERY et al. [59] onde observa-se, mais uma vez, que o equilíbrio entre os teores destes elementos mencionados gera os melhores níveis de propriedades mecânicas.

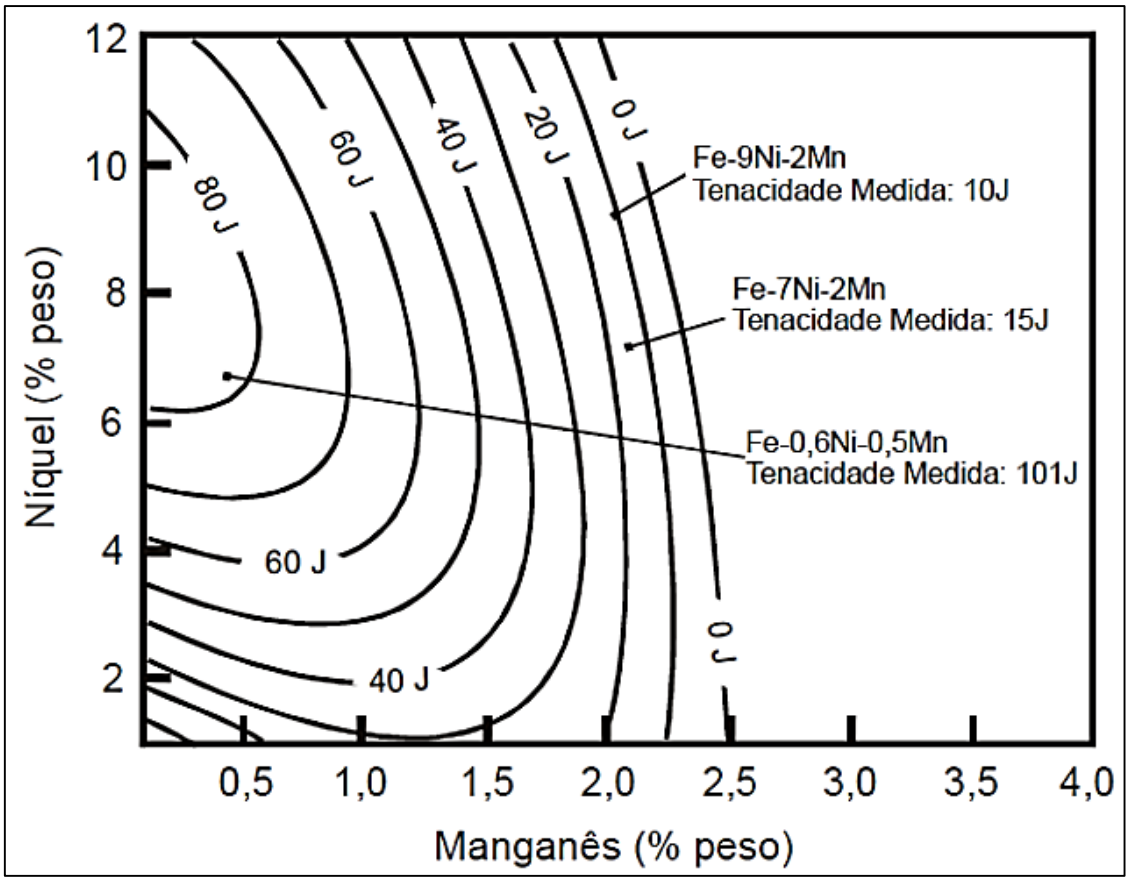


Figura I.8 – Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -60ºC [59].

Observa-se que a maior concentração de níquel e manganês, 9 e 2%, respectivamente, produziu uma tenacidade de 10J, enquanto a menor concentração destes elementos, 0,6 e 0,5%, de níquel e manganês, respectivamente, produziu 101J de tenacidade.

A Tabela I.3 resume as conclusões do estudo de SVENSSON [52], onde o autor prevê as microestruturas esperadas nos metais de solda, em função de sua faixa de limite de escoamento.

Tabela I.3 – Microestrutura em função do limite de escoamento [52].

Limite de Escoamento (MPa)	*450-550*	*< 690*	*≈ 900*
Microestrutura Esperada	Ferrita alotriomórfica, ferrita de Widmanstatten e ferrita acicular.	Ferrita acicular, bainita e martensita.	Bainita e martensita

I.3.2 Influência do ciclo térmico

O ciclo térmico de soldagem é consequência da quantidade de calor fornecida à junta soldada pelo arco elétrico; contempla os seguintes fatores: tempo de aquecimento, tempo de permanência acima de uma determinada temperatura, temperatura máxima atingida e velocidade de resfriamento. A Figura I.9 exibe um exemplo de ciclo térmico de soldagem.

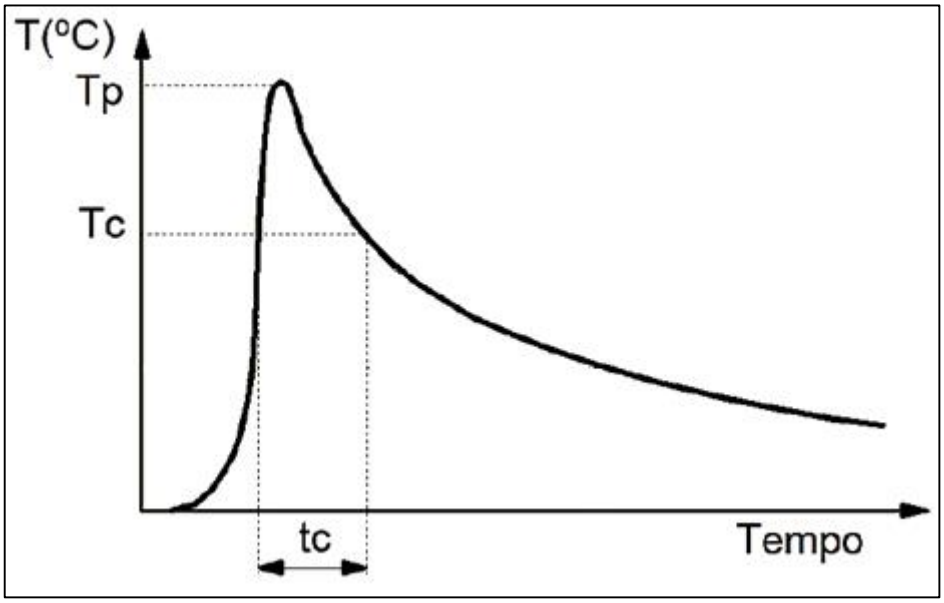


Figura I.9 – Ciclo térmico de soldagem. Adaptado de [60].

Onde: Tp – Temperatura de pico; Tc – Temperatura crítica; tc – Tempo de permanência acima de Tc.

A temperatura de pico é a temperatura máxima atingida em um dado ponto, enquanto o tempo de permanência acima de uma temperatura crítica é um parâmetro interessante, especialmente para materiais em que pode ocorrer a dissolução de precipitados ou crescimento de grãos [60].

Através do ciclo térmico – de onde deriva a repartição térmica – informações importantes são obtidas, como a determinação de temperaturas máximas em locais específicos, a estimativa da largura da zona termicamente afetada e a demonstração do efeito do preaquecimento sobre a largura da ZTA. A Figura I.10 exibe um exemplo de repartição térmica.

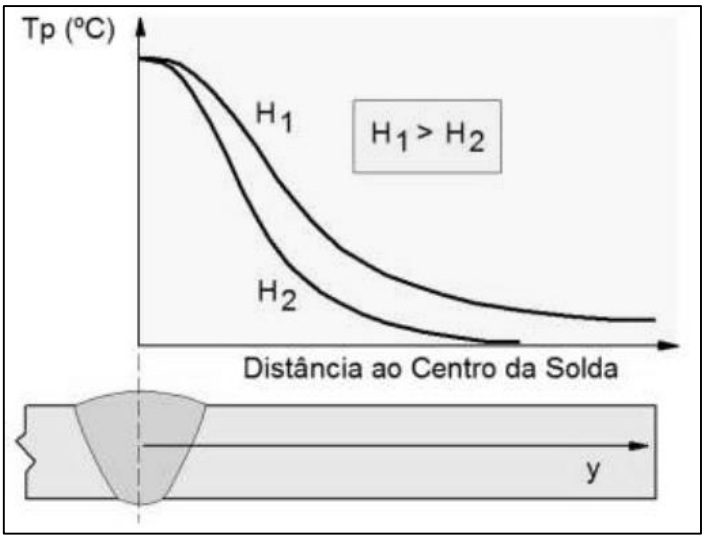


Figura I.10 – Repartição térmica para diferentes energias de soldagem H_1 e H_2 [60].

Onde: Tp – Temperatura de pico; H_1 e H_2 – Energias de soldagem.

Dentre todos os seus parâmetros representativos – aporte térmico, processo de soldagem, temperatura de preaquecimento, geometria da junta – destacam-se o aporte e o preaquecimento, para se discorrer a seguir.

I.3.2.1 Aporte térmico

BÚRIGO et al. [61] afirmam que o calor é a principal fonte de energia dos processos de soldagem, sendo necessária a quantidade e intensidade corretas para se garantir a boa qualidade da junta soldada. Este calor fornecido influencia diretamente as transformações metalúrgicas e fenômenos mecânicos que ocorrem no material, em consequência dos ciclos térmicos e das temperaturas submetidas.

O aporte térmico é a quantidade de calor transferida pelo arco elétrica à junta durante o processo de soldagem. Matematicamente, é proporcional – usando a eficiência como fator de proporção – ao produto da voltagem pela corrente da soldagem, dividido pela velocidade de soldagem. Pode-se verificar na Eq. I.1, esta fórmula.

$$AT = f.VI/v \qquad \text{(Eq. I.1)}$$

Onde: AT – Aporte Térmico; f – Fator de Eficiência; V – Voltagem; I – Corrente; v – Velocidade.

Um exemplo prático da influência do aporte térmico nas propriedades mecânicas finais das juntas soldadas pode ser observado no estudo feito por GIANETTO et al. [62], o qual objetivava justamente avaliar a influência do aporte térmico na estrutura e propriedades de uma junta soldada. O material utilizado foi o aço HY-80, o processo, arco submerso com um único

passe. As Tabelas I.4 e I.5 resumem os principais valores de propriedades encontrados e suas respectivas microestruturas, respectivamente.

Tabela I.4 – Resultados dos ensaios em aço HY-80, variando aporte térmico. Adaptado de [62].

Aporte Térmico	*Limite de Escoamento*	*Limite de Resistência*	*Energia Absorvida (-50ºC)*	*Energia Absorvida (20ºC)*	*Microdureza*
(kJ/mm)	(MPa)	(MPa)	(J)	(J)	(HV)
1	875	1124	24	26	369 (360-380)
2	745	930	41	46	309 (301-315)
3	680	858	51	54	289 (284-296)
4	666	867	28	50	283 (280-292)

Tabela I.5 – Microestrutura obtida em aço HY-80, variando aporte térmico. Adaptado de [62].

Aporte Térmico (kJ/mm)	*Microestrutura obtida*
1	Martensita em forma de ripas
2 e 3	Bainita fina com ilhas de constituintes martensita-austenita
4	Bainita grosseira

Analisando os resultados obtidos, LINS JUNIOR [17] conclui que o aporte térmico – ou sua variação – tem uma influência determinante nas propriedades finais do aço em questão. Ainda, observa:

- Quanto maior o aporte térmico, menor o limite de escoamento e dureza do material;
- A microestrutura resultante variou de maneira significativa, com a variação do aporte térmico;
- O aporte térmico de 1 kJ/mm - menor dentre todos os analisados – proporcionou metais de solda com alto escoamento e dureza, porém em detrimento da tenacidade.

I.3.2.2 Preaquecimento e taxa de resfriamento

De maneira simples, o ciclo térmico de soldagem é constituído pelo aquecimento rápido do material até a temperatura de pico, permanecendo nesta temperatura por um tempo, seguido pelo resfriamento contínuo até a temperatura inicial, a uma dada velocidade. Define-se como temperatura de preaquecimento, a temperatura inicial a que a região onde a solda será realizada

é submetida e, ainda, como taxa de resfriamento, a velocidade com que este resfriamento ocorre [60].

Os metais são – em sua maioria – bons condutores de calor e, por isso, durante o processo de soldagem, este calor gerado na junta se dissipa para as regiões vizinhas na peça, resfriando-a rapidamente. Justifica-se o uso do preaquecimento pela diminuição da diferença de temperatura entre o local da solda em si e o restante da peça, reduzindo os gradientes térmicos e, finalmente, a velocidade de resfriamento [63].

A microestrutura obtida em metais de solda de alta resistência, em geral, é composta de bainita e martensita, sendo possível um balanço de alta resistência e boa tenacidade, em função dos parâmetros de soldagem [64].

LORD et al. [65] afirmam que utilizando faixas normais de velocidade de resfriamento, a temperabilidade não é suficiente para a formação de 100% de martensita, sendo a microestrutura composta de uma mistura de martensita e bainita. Já SVENSSON [52] e KARLSSON et al. [66] afirmam que a microestrutura também é composta de ferrita acicular, além de martensita e bainita.

KEEHAN et al. [64] estudam o comportamento microestrutural e propriedades mecânicas de um determinado metal de solda, variando a taxa de resfriamento a qual o ciclo térmico é submetido. A análise é focada no tempo em que este metal de solda resfria entre 800 e 500ºC ($\Delta t_{8/5}$), a fim de se mensurar uma janela de tempo em que alta resistência e boa tenacidade são obtidas. Os resultados obtidos são analisados e as principais conclusões do autor são:

- Taxas de resfriamento medianas – aproximadamente, 13 segundos – produziram microestrutura composta de bainita inferior e superior relativamente fina tanto no último passe, quanto nos passes reaquecidos;
- Na medida em que se aumenta o tempo de resfriamento, a resistência ao escoamento diminui. A variação da taxa de resfriamento não afetou significativamente a tenacidade ao impacto, exceto em resfriamentos muito lentos;
- As melhores propriedades – alta resistência e boa tenacidade – esperadas foram obtidas com $\Delta t_{8/5}$ entre 3 e 13 segundos, sendo esta a janela onde é formada uma microestrutura mais refinada - com proporções de martensita, bainita inferior, bainita coalescida e bainita superior fina variando em função da taxa de resfriamento.

GODOY [67] afirma que para se determinar corretamente a temperatura de preaquecimento deve-se considerar a composição do material, sua espessura e tamanho. Basicamente, a temperatura de preaquecimento é diretamente proporcional ao teor de carbono do material de base. A Figura I.11 mostra a influência do preaquecimento no valor do $\Delta t_{8/5}$, quando este varia entre 0 e 200ºC.

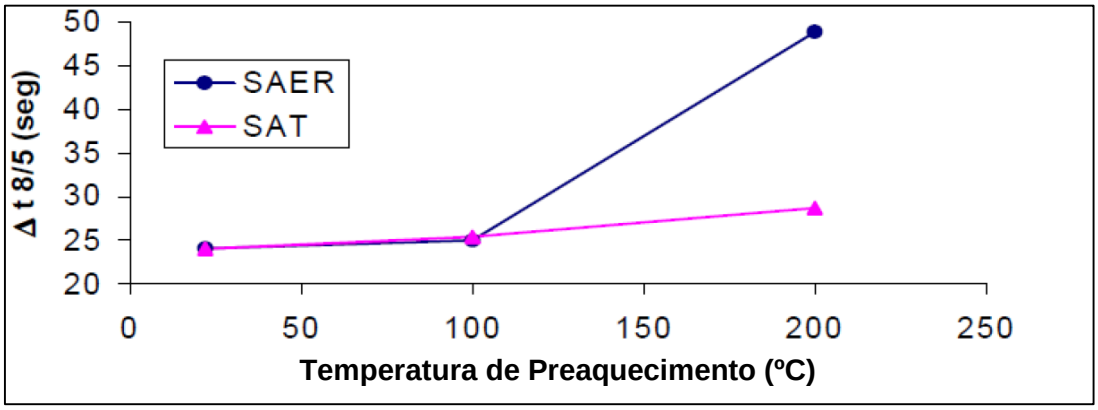


Figura I.11 – Relação entre temperatura de preaquecimento e $\Delta t_{8/5}$ [67] apud [15].

Onde: SAER – Soldagem a arco com eletrodo revestido; SAT – Soldagem a arco com arame tubular.

Com o objetivo de avaliar o efeito do preaquecimento – e também do tratamento térmico pós-soldagem – em metal de solda de alta resistência, PINHEIRO et al. [68] conduziram um estudo no qual foram soldadas juntas multipasses com preaquecimentos de 200 e 250ºC.

Para ambos os metais de solda, a microestrutura constituiu-se de bainita, ferrita acicular e ferrita poligonal. Para o preaquecimento de 250ºC observou-se uma maior proporção de ferrita acicular no metal de solda - constituinte benéfico para a tenacidade ao impacto. Porém, apesar da melhoria nesta propriedade específica, o uso do preaquecimento de 250ºC, seguido de tratamento térmico, gerou uma redução significativa na resistência mecânica - fato não verificado no preaquecimento de 200ºC.

I.3.3 Influência do tratamento térmico pós-soldagem

O tratamento térmico pós-soldagem consiste no aquecimento do aço até temperaturas abaixo da zona crítica, objetivando aliviar tensões resultantes sejam de trabalho mecânico, corte, soldagem ou qualquer processo termomecânico [69].

A Figura I.12 relaciona o tempo e temperatura de um tratamento térmico de alívio de tensões, com o percentual de alívio obtido.

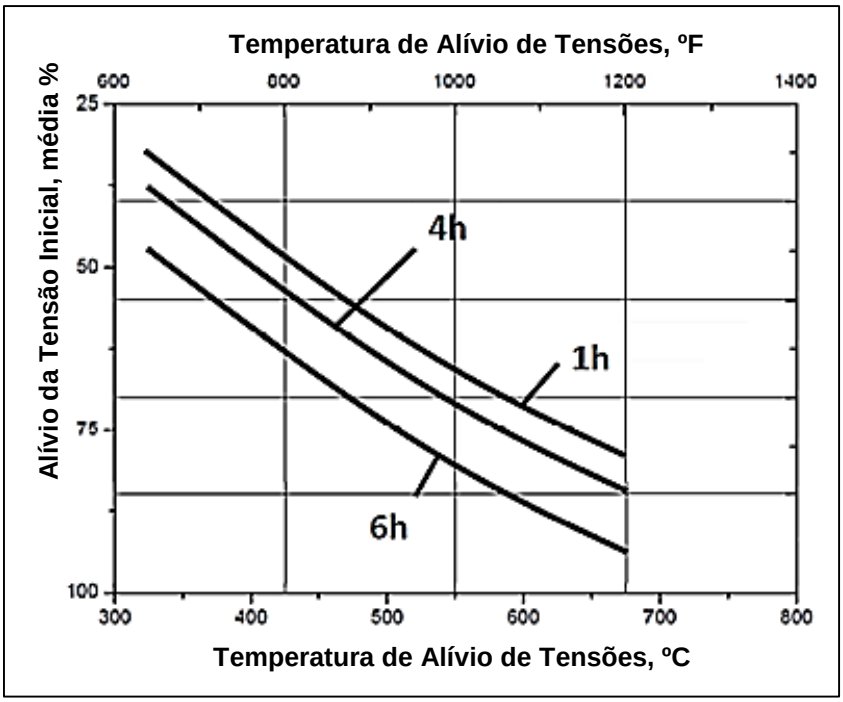


Figura I.12 – Percentual de alívio de tensão inicial, em função da temperatura e tempo de tratamento [70].

O tratamento térmico pós-soldagem não tem como finalidade única o alívio das tensões residuais presentes na junta, mas também proporcionam estabilidade dimensional, aumento de resistência à corrosão e redução do percentual de hidrogênio dissolvido.

De maneira generalizada, o TTPS provoca uma melhoria nas propriedades de impacto da junta soldada, contribuindo positivamente para a tenacidade, em detrimento das propriedades de tração. Este fato ocorre devido à ação combinada do alívio de tensões com o maior revenimento da estrutura martensítica [4].

Esta queda pode ser justificada pela fragilização ao revenido, precipitação de carbetos e presença e/ou decomposição – total ou parcialmente – de constituintes A-M, presentes do material. A decomposição da austenita retida também pode ocorrer, juntamente com a precipitação de carbetos. Havendo elementos de liga formadores de carbetos, tais quais Ti, Mo, V e Nb, dissolvidos no cordão de solda, se precipitarão a temperaturas entre 500 e 750º, aumentando a dureza do material [70].

Analisando os estudos mais recentes em metais de solda de alta resistência [10,23-25], percebe-se que o tratamento térmico pós-soldagem tem sido o alvo de investigação, sendo, na maioria dos casos, benéfico em relação às propriedades mecânicas da junta soldada, contribuindo especialmente para o aumento da tenacidade.

JORGE et al. [10] não verifica diferença substancial na resistência mecânica para os resultados alcançados entre as condições de como soldado e após TTPS. Também os valores

de tenacidade ao impacto não mostram variação relevante. Atribui-se ao fato de as microestruturas da região reaquecida e colunar do metal de solda em questão serem as mesmas.

Os resultados obtidos por LINS JUNIOR [23], em se comparando as condições de como soldado e após TTPS, mostram que o tratamento térmico reduziu tanto o limite de escoamento quanto de resistência da junta soldada além de promover uma melhoria da tenacidade ao impacto para o metal de solda. A mesma conclusão é encontrada em [24].

Já no estudo realizado por COUTO et al. [25], o tratamento térmico pós soldagem provocou uma redução da tenacidade dos metais de solda de mais alta resistência analisados, devido à precipitação de carbetos em contornos de grão da austenita prévia, embora tenha decomposto os constituintes A-M e promovido o revenimento da microestrutura.

Desta forma, deve-se retomar o foco para a composição química do consumível utilizado, sendo o teor de manganês, principalmente – além de seu balanço com o teor de níquel - dominante nos valores de resistência mecânica e tenacidade dos metais de solda.

Pode-se perceber com clareza que os fatores que influenciam as propriedades mecânicas e microestruturais finais das juntas soldadas não podem ser analisados separadamente, uma vez que, como observado, composição química, preaquecimento, taxas de resfriamento e tratamento térmico estão relacionados entre si.

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 Materiais

Para a realização do presente trabalho foram utilizados os materiais abaixo relacionados, tanto como material de base quanto o consumível de soldagem.

II.1.1 Material de base

Como material de base, foram utilizadas chapas de aço ASTM A 36 com 19,0 mm de espessura, 750 mm de comprimento e 150 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.

A Tabela II.1 apresenta a composição química do metal base utilizado, segundo informado pelo fabricante.

Tabela II.1 – Composição química do metal base, segundo o fabricante.

Elemento	C	Mn	Si	P	S
% em peso	0,25 máx.	0,80 ~ 1,20	0,4 máx.	0,04 máx.	0,05 máx.

II.1.2 Consumível de soldagem

Como consumível de soldagem foi utilizado um arame sólido de 1,20 mm de diâmetro, de classificação AWS ER120S-G, para soldagem pelo processo GMAW. A Tabela II.2 apresenta a composição química do consumível utilizado, segundo informado pelo fabricante.

Tabela II.2 – Composição química dos consumíveis, segundo o fabricante.

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	Ti	V
% em peso	0,10	0,70	0,01	0,01	1,70	0,50	1,90	0,07	0,30	0,03	----

II.2 Procedimentos de soldagem

As juntas foram preparadas, a partir de chapas de 19,0 mm de espessura, 750 mm de comprimento, com chanfro em V-22º e com abertura na raiz de 13,0 mm, conforme item II.1.1 e Figura II.1. Esta geometria de junta tem por objetivo evitar que os efeitos de diluição com o metal de base afetem o estudo das propriedades do metal de solda, sendo então realizada a retirada

de corpos de prova para ensaios mecânicos no centro do metal de solda e próximo à superfície (2 mm), onde não deverão ocorrer estes efeitos de diluição.

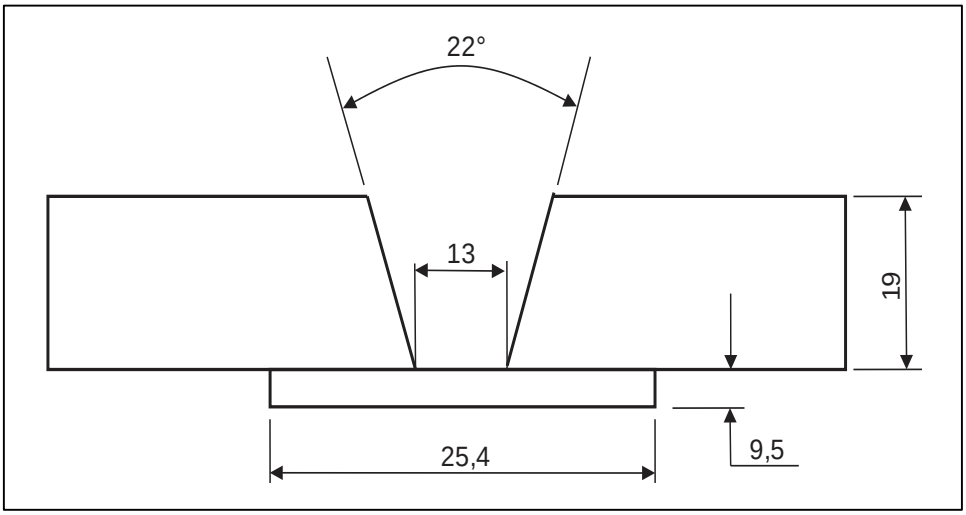


Figura II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (cotas em milímetros).

As juntas foram preaquecidas a temperaturas de 200 e 250°C, através de chama oxiacetilênica, e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, utilizando o processo GMAW. O controle do preaquecimento e da temperatura entre passes foi realizado através de pirômetro de contato, devidamente calibrado.

Utilizou-se como gás de proteção, uma mistura do tipo 15% de CO_2 e 85% de Ar e com vazão de 18 l/min. As Tabelas II.3 e II.4 apresentam os parâmetros de soldagem utilizados.

Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda: preaquecimento de 200^{0}C.

Número		Diam. (mm)	Corrente		Tensão (V)	Tempo de Arco (s)	AT (kJ/mm)
Passe	Camada		Tipo	Valor (A)			
1	1	1,2	CC+	185-200	24-25	495	2,46
2	2	1,2	CC+	195-205	24-25	193	1,13
3	2	1,2	CC+	195-205	24-25	209	1,23
4	3	1,2	CC+	195-205	24-25	203	1,19
5	3	1,2	CC+	195-205	24-25	203	1,19
6	4	1,2	CC+	195-205	24-25	200	1,17
7	4	1,2	CC+	195-205	24-25	215	1,26
8	5	1,2	CC+	195-205	24-25	222	1,30
9	5	1,2	CC+	195-205	24-25	217	1,27
10	6	1,2	CC+	195-205	24-25	225	1,32
11	6	1,2	CC+	195-205	24-25	228	1,34
12	7	1,2	CC+	195-205	24-25	215	1,26
13	7	1,2	CC+	195-205	24-25	233	1,37
14	8	1,2	CC+	185-200	24-25	230	1,30
15	8	1,2	CC+	185-200	24-25	218	1,23
16	8	1,2	CC+	185-200	24-25	222	1,26
17	8	1,2	CC+	185-200	24-25	225	1,27
						Média:	**1,33**

Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda: preaquecimento de 250^{0}C.

Número		Diam. (mm)	Corrente		Tensão (V)	Tempo de Arco (s)	AT (kJ/mm)
Passe	Camada		Tipo	Valor (A)			
1	1	1,2	CC+	172-176	21-22	503	2,26
2	2	1,2	CC+	172-176	21-22	246	1,10
3	2	1,2	CC+	180-184	21-22	301	1,41
4	3	1,2	CC+	180-184	21-22	284	1,33
5	3	1,2	CC+	184-188	21-22	302	1,42
6	4	1,2	CC+	184-188	21-22	298	1,43
7	4	1,2	CC+	184-188	21-22	273	1,31
8	5	1,2	CC+	184-188	21-22	257	1,23
9	5	1,2	CC+	184-188	21-22	231	1,11
10	5	1,2	CC+	184-188	24-25	292	1,40
11	6	1,2	CC+	144-148	18-19	230	0,75
12	6	1,2	CC+	144-148	18-19	317	1,03
13	6	1,2	CC+	144-148	18-19	344	1,12
14	6	1,2	CC+	144-148	18-19	392	1,27
						Média:	**1,22**

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 48 horas após a realização da soldagem da junta, visando avaliar a possibilidade de ocorrência de trincamento a frio.

A Figura II.2 apresenta as etapas da soldagem: preparação inicial, preaquecimento, soldagem propriamente dita e juntas acabadas.



Figura II.2 – Etapas de soldagem das juntas.

II.3 Tratamentos térmicos

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

A temperatura de 600ºC do tratamento térmico se dá pelo fato de a aplicação a qual a este metal de solda de alta resistência se destina requerer tratamento exatamente a esta temperatura, sendo por isso utilizada como parâmetro inicial. A Tabela II.5 indica as condições de análise, assim como a identificação dos metais de solda.

Tabela II.5 - Condições de análise dos metais de solda.

Preaquecimento (ºC)	Condição	Identificação
200	Como Soldado	CS-A
	TTPS – 600ºC - 1h	TTPS-A
250	Como Soldado	CS-B
	TTPS – 600ºC - 1h	TTPS-B

II.4 Análise química

Foram realizadas análises químicas por espectrometria de emissão ótica em amostras extraídas dos metais de solda, com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes.

As análises foram realizadas em um espectrômetro de emissão ótica Spectorlab, no SENAI FIEMG.

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 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente, em corpos de prova cilíndricos padronizados conforme a norma ASTM A-370 [71], retirados longitudinalmente ao cordão de solda, conforme a Figura II.3. Suas dimensões podem ser observadas na Figura II.4.

O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolpert, modelo 60 TUZ, com capacidade de 60 tonf. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamento térmico.

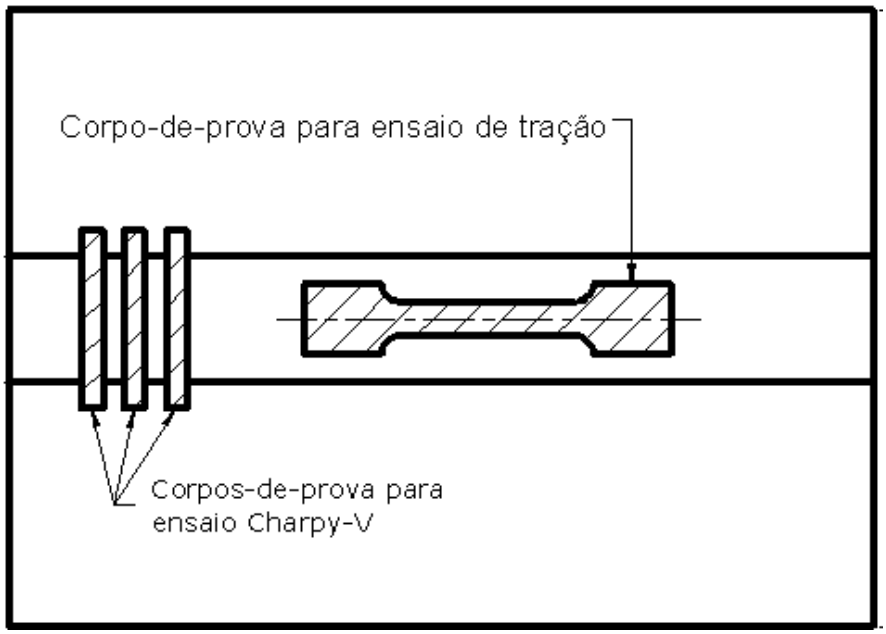


Figura II.3 – Detalhe da posição de retirada dos corpos de prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V, em relação à junta soldada.

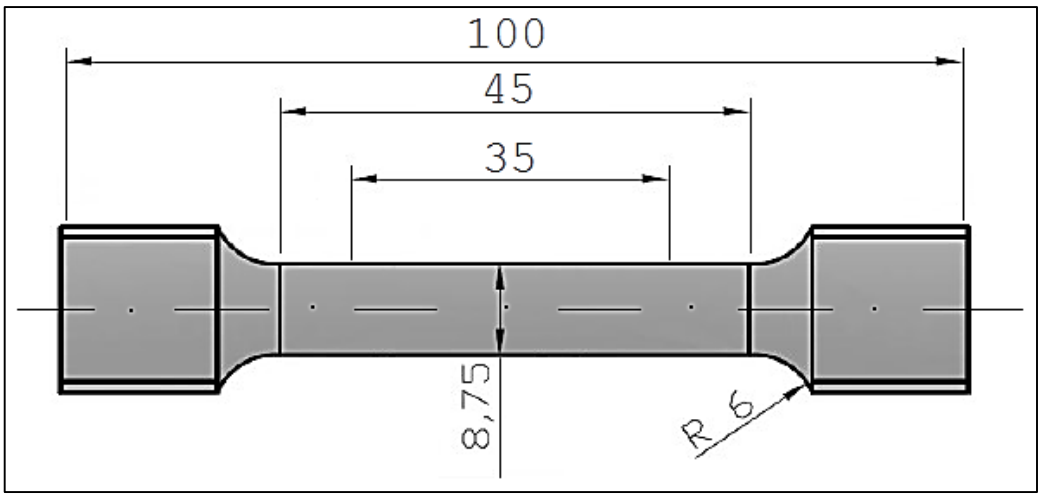


Figura II.4 – Dimensões dos corpos de prova (cotas em mm).

II.5.2 Ensaios de impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, nas temperaturas de -60, -40, -20, 0 e 20ºC, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm), de acordo com a norma ASTM A-

370 [71] e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.5.

Foi utilizada na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 460 Joules.

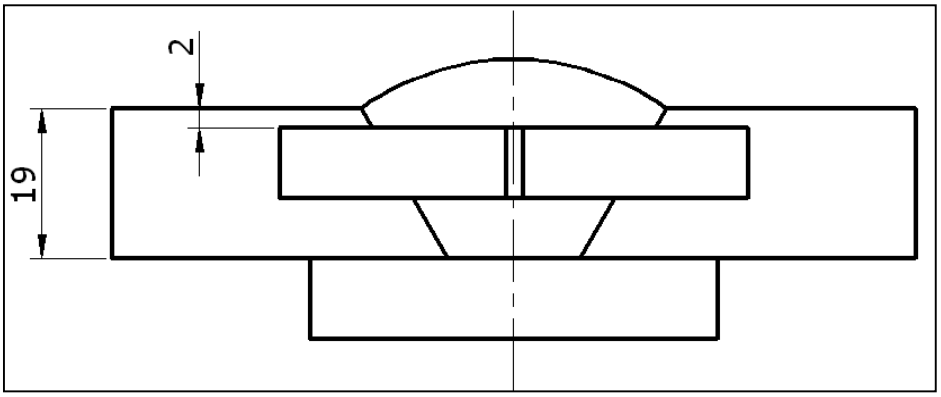


Figura II.5 – Posicionamento dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm).

II.5.3 Ensaios de dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 1 kgf e tempo de carregamento de 20 segundos, em corpos de prova retirados transversalmente à junta soldada.

Os pontos de teste foram tomados ao longo da linha central da junta soldada nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos de prova de impacto Charpy-V, com um espaçamento de 1 mm entre as medições, conforme mostra a Figura II.6, sendo realizada uma varredura de dureza da superfície até a raiz do metal de solda.

Na execução destes ensaios foi utilizado um durômetro da marca Instron-Wilson modelo 402 MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos.

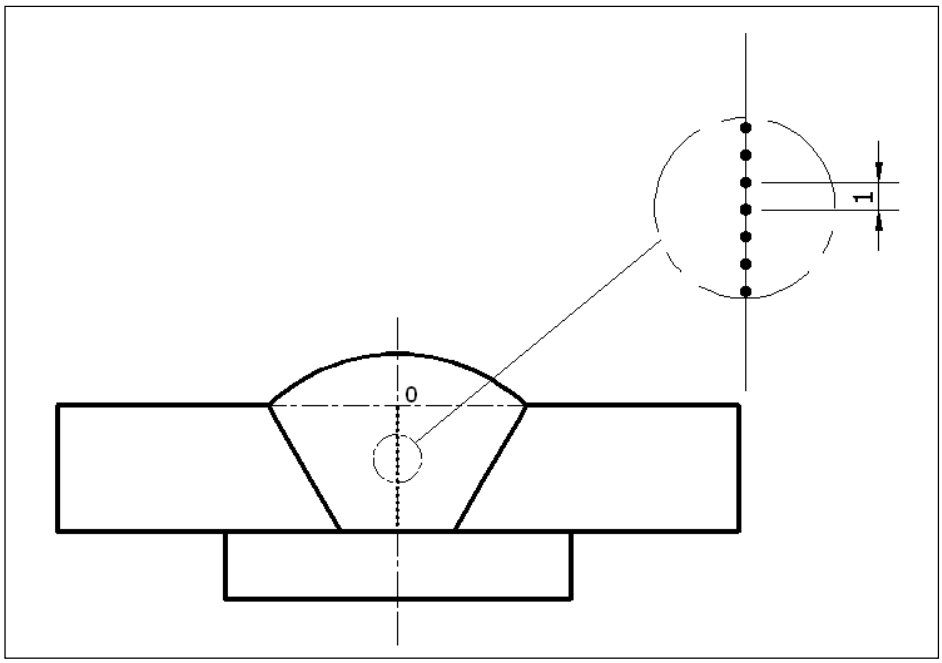


Figura II.6 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm).

II.6 Ensaios metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) nos metais de solda, para avaliação das microestruturas e microfases. O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 µm, seguido de ataque químico com o reagente nital 10% para macrografia e nital 2%, para micrografia.

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 12,5X, sendo utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens ao longo de três linhas paralelas de 10 mm, conforme esquematizado na Figura II.7.

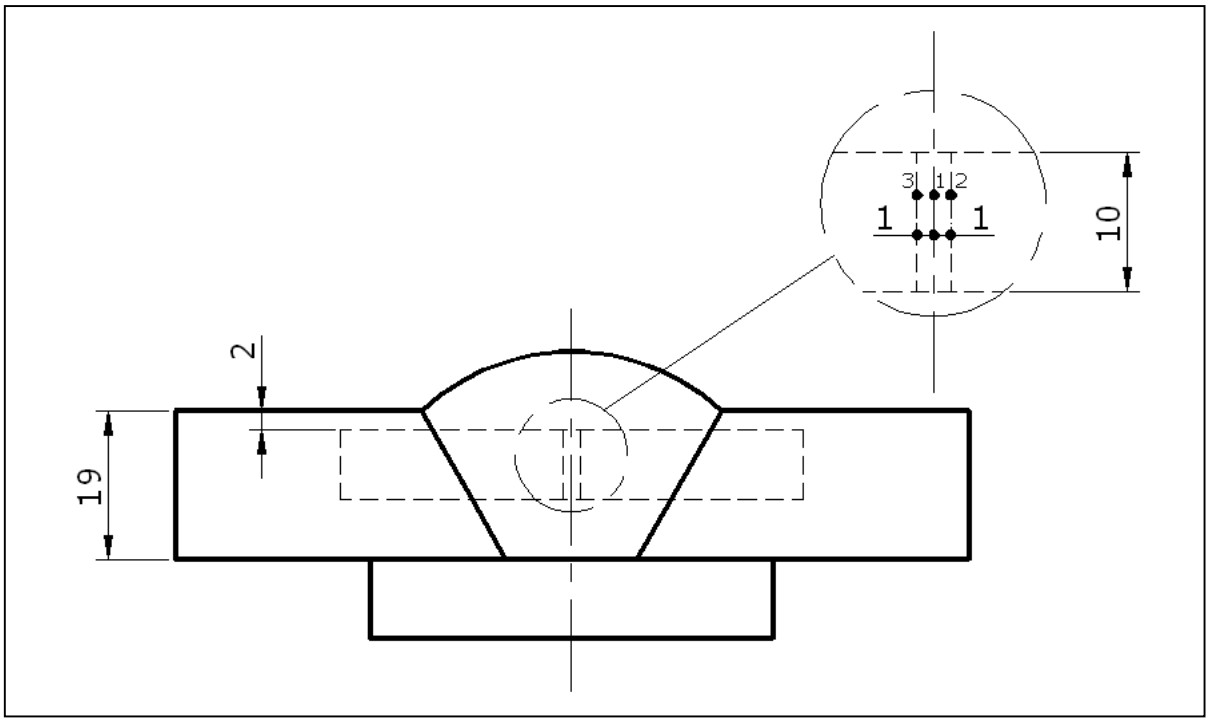


Figura II.7 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

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

Para a análise quantitativa dos microconstituintes utilizou-se a técnica da contagem por pontos em grade metalográficas - com 99 pontos - superposta à tela do microscópio, representada na Figura II.8. O aumento aplicado na análise foi de 1.000 vezes.

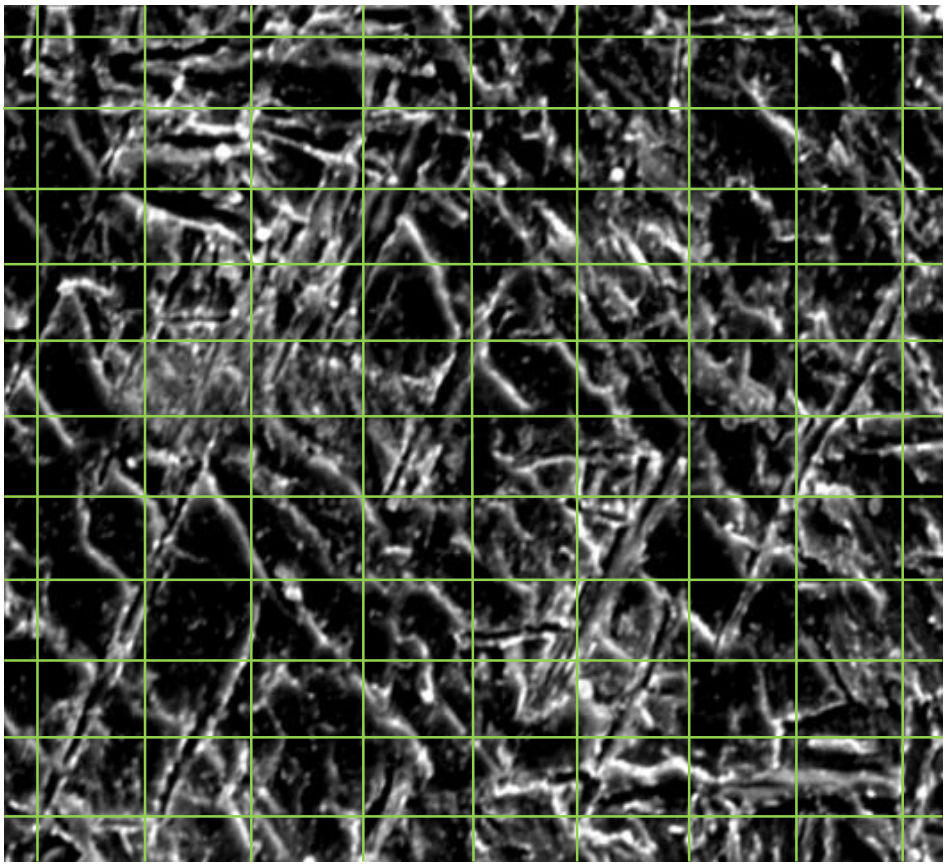


Figura II.8 – Representação da grade metalográfica utilizada para análise dos constituintes microestruturais.

Foram contados aleatoriamente pelo menos 10 campos para cada condição, localizados na região do entalhe do ensaio de impacto Charpy-V e também na região colunar do último passe, permitindo se obter um resultado com 97% de confiabilidade. Para tal ensaio foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura CamScan 3200 LV.

CAPÍTULO III – RESULTADOS

III.1 Análise química

A Tabela III.1 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos, onde se observa que os mesmos apresentam-se em patamares similares para todos os elementos.

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

Metal de Solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq (*)
A	0,09	0,54	0,013	0,010	1,58	0,43	1,72	0,28	0,03	0,005	0,61
B	0,09	0,57	0,015	0,008	1,58	0,44	1,83	0,29	0,03	0,007	0,62

(*) Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 [31]

III.2 Ensaios mecânicos

III.2.1 Ensaios de tração

A Tabela III.2 apresenta os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado que é referente aos aços IACS W22 Grau R4 [22], onde se notam as seguintes características principais:

a) os metais de solda atendem ao requisito R4, somente para a condição como soldado;

b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem reduziu o limite de resistência a níveis inferiores ao requisito R4;

c) todos os valores de limite de escoamento, alongamento e redução de área apresentam valores muito superiores aos mínimos requeridos para os aços grau R4 e;

d) os maiores resultados de resistência mecânica foram obtidos para os metais de solda realizados com preaquecimento de 200ºC.

Tabela III.2 – Resultados dos ensaios de tração.

Metal de Solda	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
A	Como Soldado	774	875	17,8	64,3
	TTPS	774	841	15,6	52,4
B	Como Soldado	815	864	19,2	64,0
	TTPS	729	815	22,0	64,9
Mínimo R4 [22]		**580**	**860**	**12,0**	**50,0**

III.2.2 Ensaios de impacto Charpy-V

A Tabela III.3 e a Figura III.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço grau R4 [22] para acessórios de ancoragem, onde se notam as seguintes características principais:

a) os metais de solda atendem aos requisitos R4 para todas as condições de análise, mesmo para temperaturas da ordem de -60ºC;

b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma pequena melhoria da tenacidade ao impacto do metal de solda em ambos os casos e;

c) considerando as barras de erro dos ensaios, os resultados de tenacidade ao impacto foram similares para os dois metais de solda, em todas as condições de análise.

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V, em Joules.

Metal de Solda	Temperatura (ºC)	Condição	1º ensaio (J)	2º ensaio (J)	3º ensaio (J)	MÉDIA (J)
A	20	Como soldado	117,5	104,0	113,5	**111,7**
		TTPS	119,0	123,0	120,0	**120,7**
	0	Como soldado	119,0	110,0	112,5	**113,8**
		TTPS	119,0	122,5	120,0	**120,5**
	-20	Como soldado	119, 0	110,0	112,5	**113,8**
		TTPS	109,0	129,0	119,0	**119,0**
	-40	Como soldado	106,0	106,0	103,5	**105,2**
		TTPS	115,0	110,0	111,0	**112,0**
	-60	Como soldado	72,0	74,0	76,0	**74,0**
		TTPS	77,5	77,0	82,5	**79,0**
B	20	Como soldado	126,0	129,0	135,5	**130,2**
		TTPS	154,0	150,0	146,0	**150,0**
	0	Como soldado	127,0	116,0	122,0	**121,7**
		TTPS	87,5	153,0	141,5	**127,3**
	-20	Como soldado	128,0	118,0	112,0	**119,3**
		TTPS	133,0	134,0	126,0	**131,0**
	-40	Como soldado	116,0	116,0	98,0	**110,0**
		TTPS	114,0	121,0	94,0	**109,7**
	-60	Como soldado	84,0	74,0	66,0	**74,7**
		TTPS	93,0	81,0	75,0	**83,0**
Mínimo R4 a -20ºC [22]						**36,0**

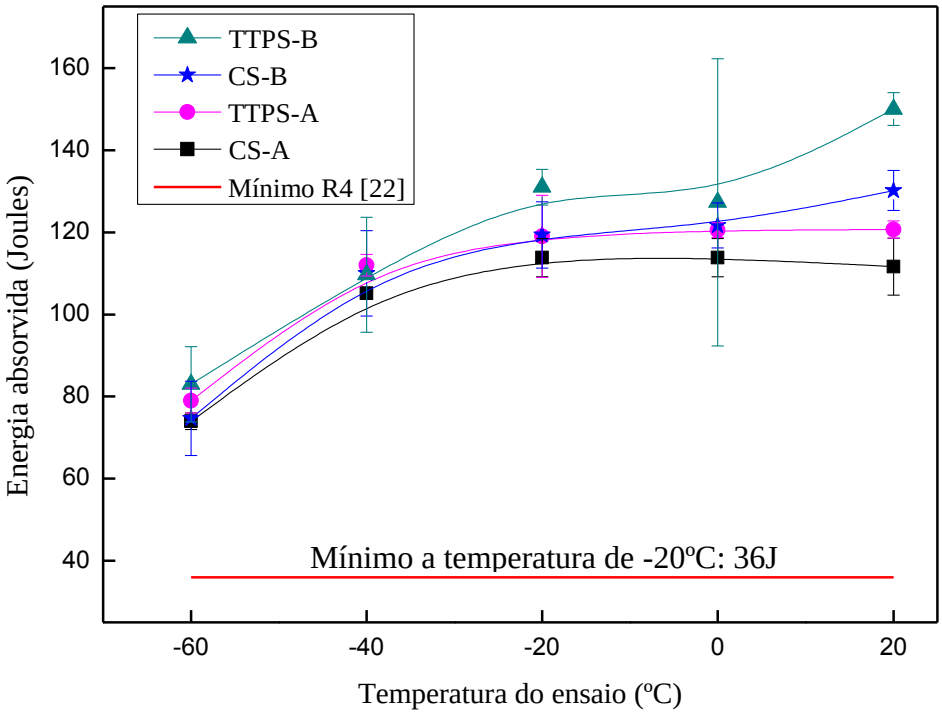


Figura III.1 – Variação da energia absorvida, em função da temperatura.

III.2.3 Ensaios de dureza

As Figuras III.2, III.3, III.4, III.5 apresentam os perfis de dureza obtidos para as juntas soldadas nas condições CS e TTPS, medidos a partir da superfície da chapa, onde se notam as seguintes características principais:

a) os maiores valores de dureza foram verificados para o metal de solda A, na condição como soldado;

b) o tratamento térmico pós soldagem propiciou uma redução dos valores de dureza;

c) os maiores valores de dureza foram superiores a 350HV;

d) na condição após o TTPS, os valores médios de dureza foram inferiores a 300HV e;

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

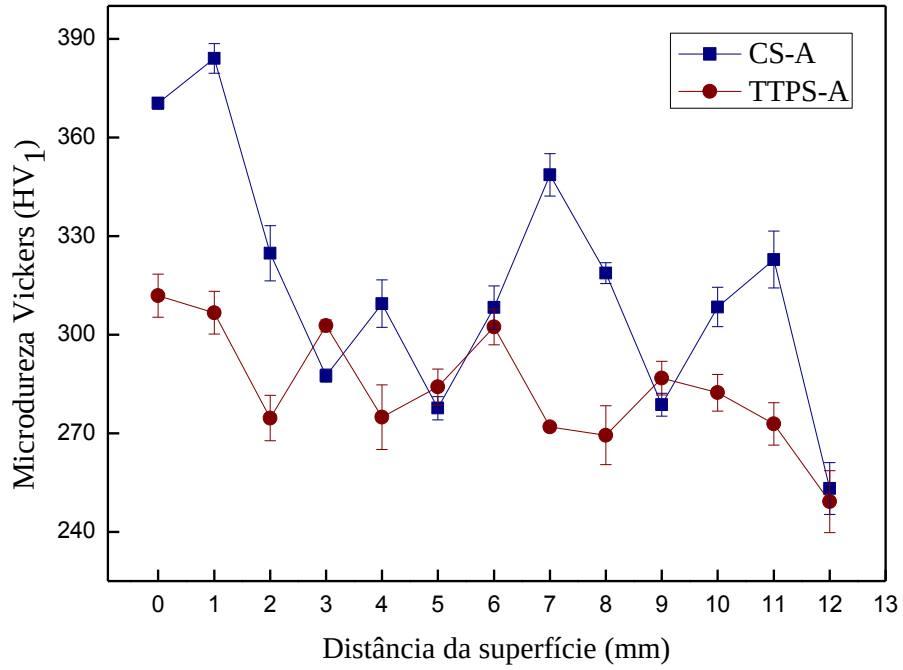


Figura III.2 – Perfil de dureza Vickers do metal de solda A.

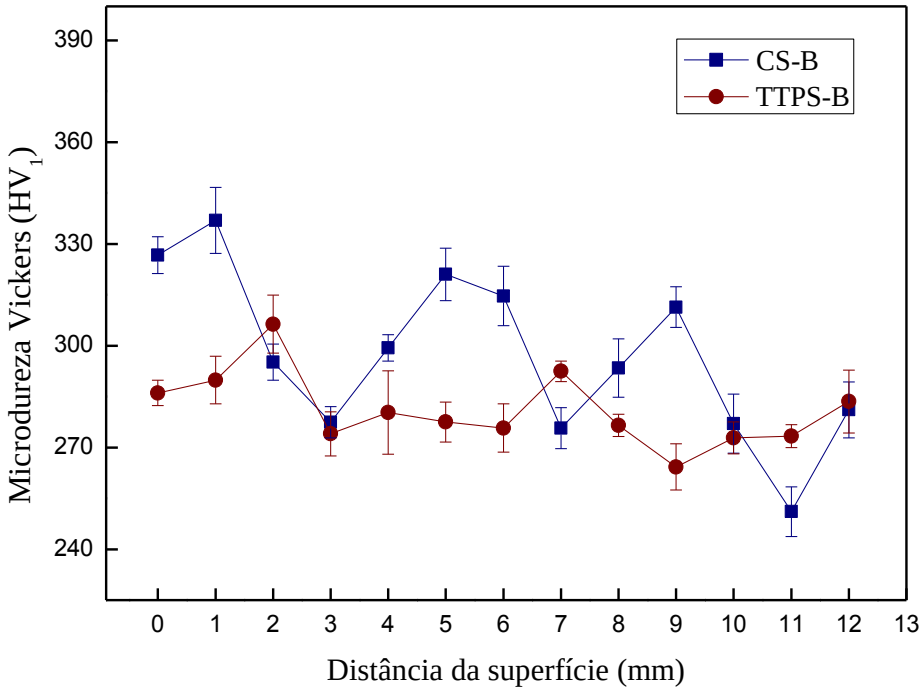


Figura III.3 – Perfil de dureza Vickers do metal de solda B.

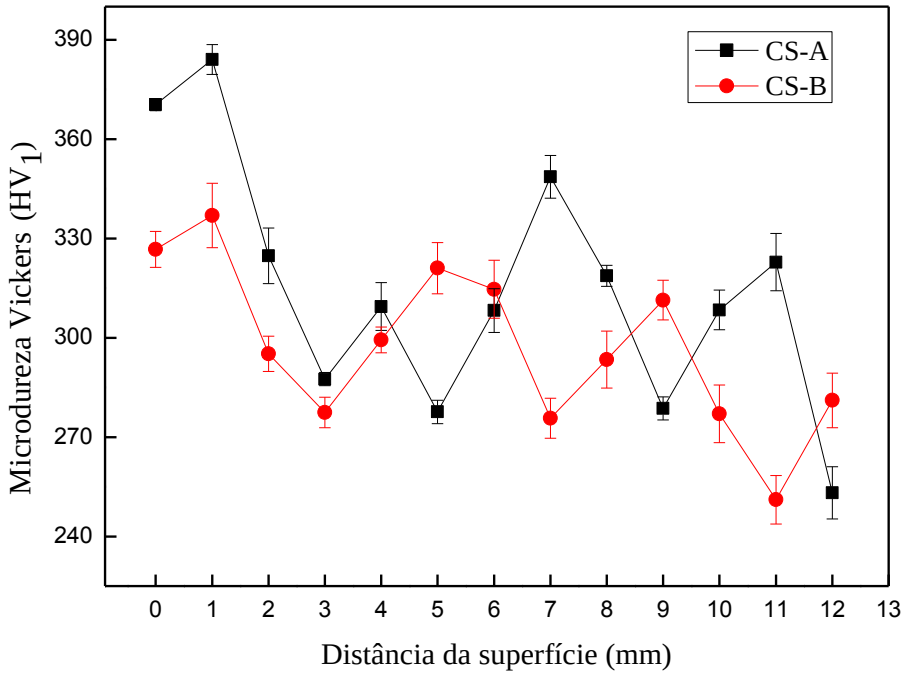


Figura III.4 – Perfil de dureza Vickers dos metais de solda, na condição como soldado.

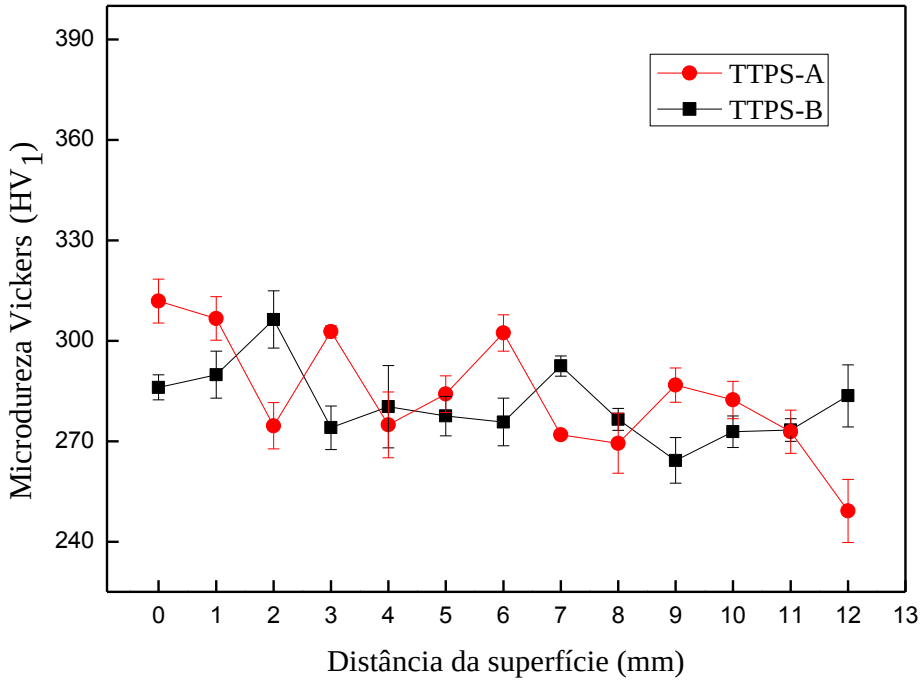
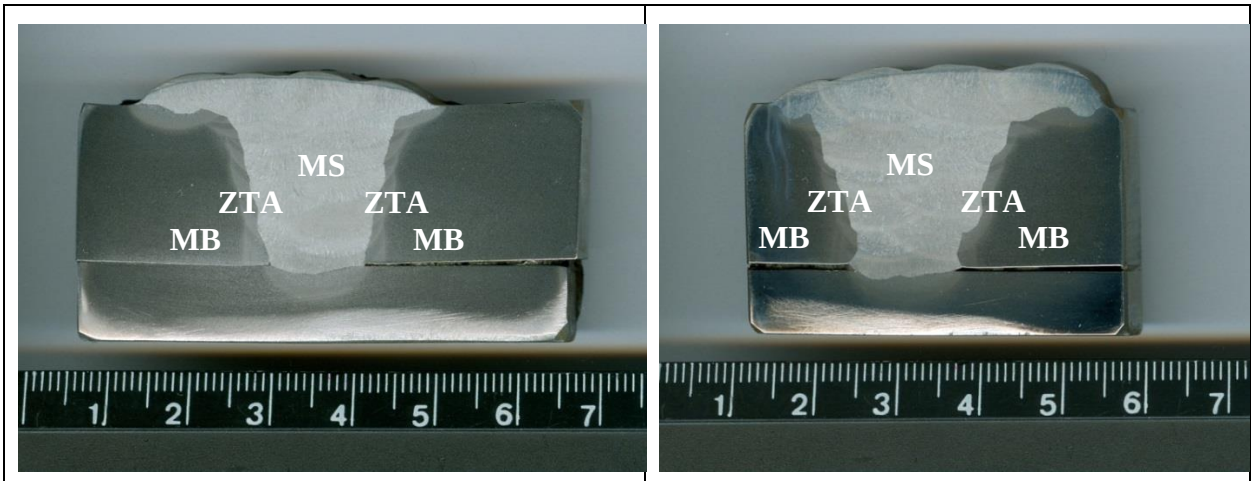


Figura III.5 – Perfil de dureza Vickers dos metais de solda, na condição TTPS.

III.3 Ensaios metalográficos dos metais depositados

III.3.1 Macrografia

A Figura III.6 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse.



A | B

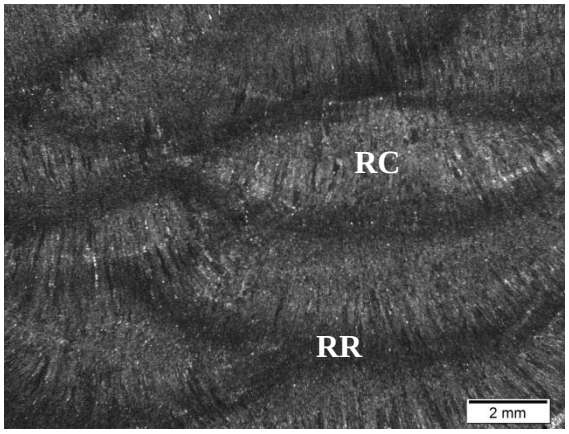
Figura III.6 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas. Ataque: Nital 2%.

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

III.3.2 Micrografia

A Figura III.7 apresenta o aspecto dos múltiplos reaquecimentos provenientes dos diversos passes de soldagem na região da ponta do entalhe Charpy-V, onde se verifica a predominância de regiões colunares.

A Figura III.8 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais médios de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe dos corpos de prova para ensaio de impacto Charpy-V, ratificando a afirmação do parágrafo anterior. Nota-se ainda que a diferença entre os percentuais de regiões colunar e reaquecida para os dois metais de solda não é significativa.



A B

Figura III.7 – Micrografia ótica com baixo aumento da região central do metal de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 10%.

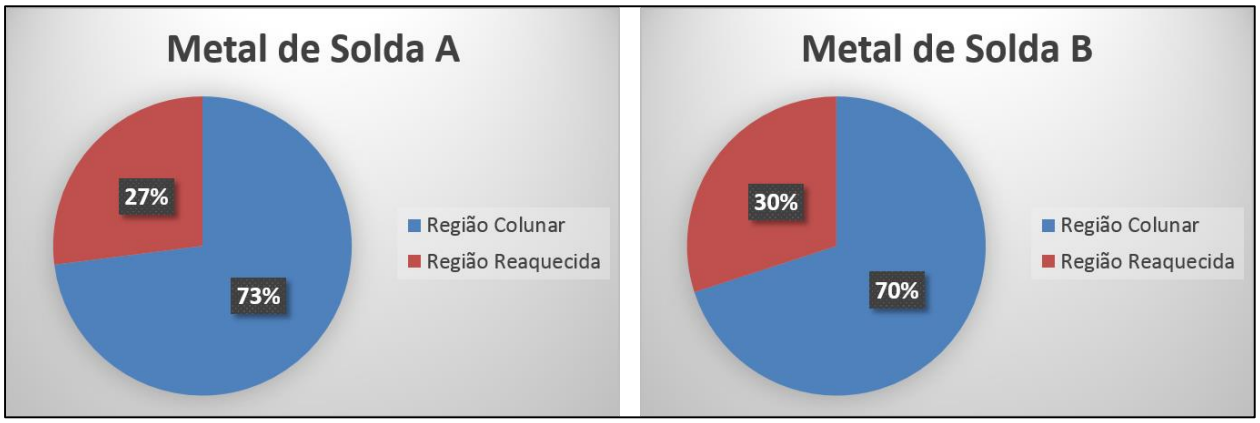


Figura III.8 – Percentuais médios de região colunar e reaquecida nos metais de solda.

As Figuras III.9 a III.13 apresentam a microestrutura observada por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), nas condições como soldado e após TTPS, para região colunar do último passe e regiões colunar e reaquecida, relativas à ponta do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V. Na análise destas micrografias, observam-se as seguintes características:

a) a microestrutura de ambos os metais de solda apresenta-se refinada;

b) para ambos os metais de solda, verificou-se uma microestrutura constituída de martensita (M) e bainita (B) revenidas, em todas as regiões analisadas;

c) a análise por MEV evidenciou a ocorrência de maior proporção de martensita no metal de solda A em relação ao metal de solda B, conforme evidenciado pela análise quantitativa, mostrada na Figura III.9;

d) redução na predominância de martensita na região central do metal de solda B, onde o tempo de resfriamento é maior;

e) nas regiões colunar e reaquecida na posição da ponta do entalhe Charpy-V de ambos os metais de solda, verificou-se um aumento da proporção de bainita em relação ao último passe e;

f) a realização do TTPS promoveu o revenimento das microestruturas e a decomposição dos constituintes A-M.

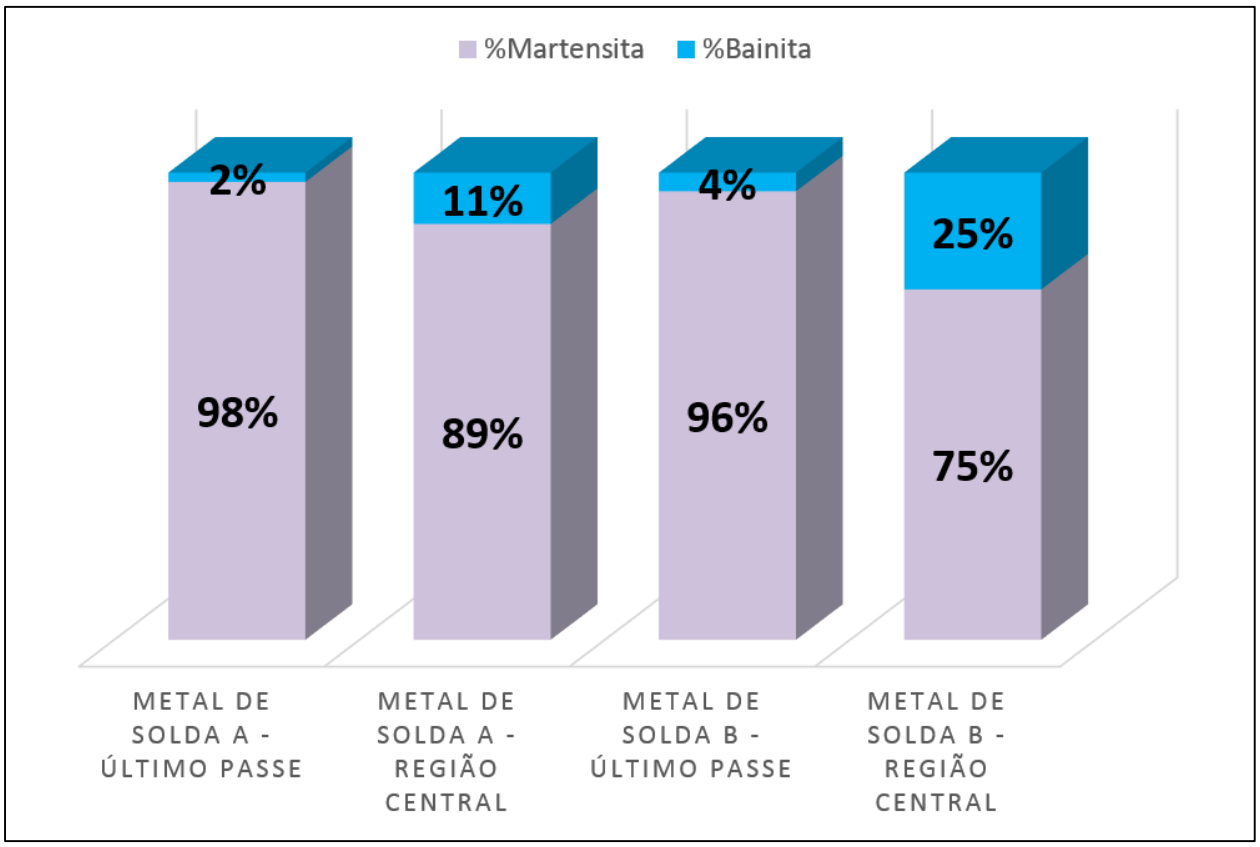


Figura III.9 – Resultados da análise quantitativa de constituintes microestruturais dos metais de solda realizadas no MEV.

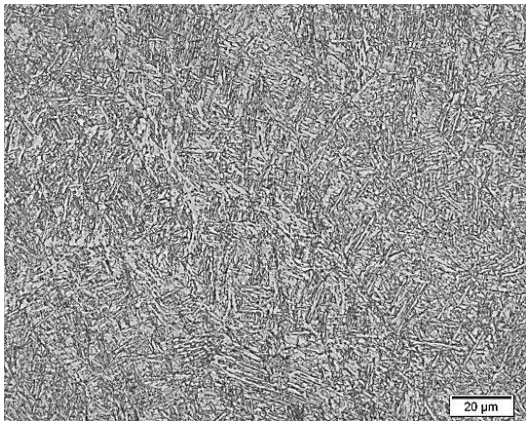
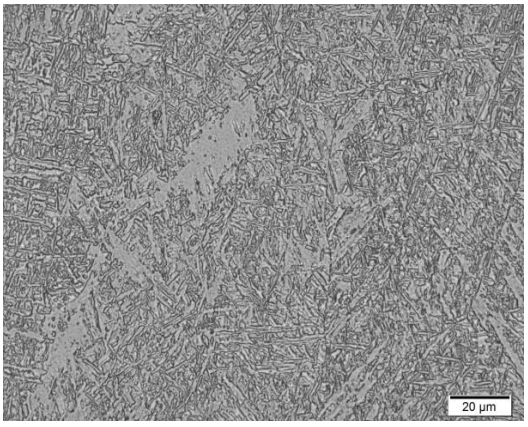
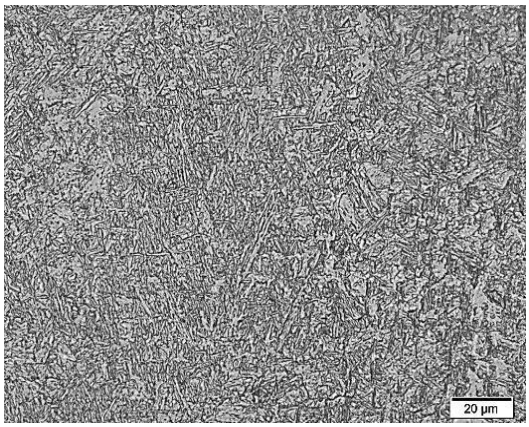
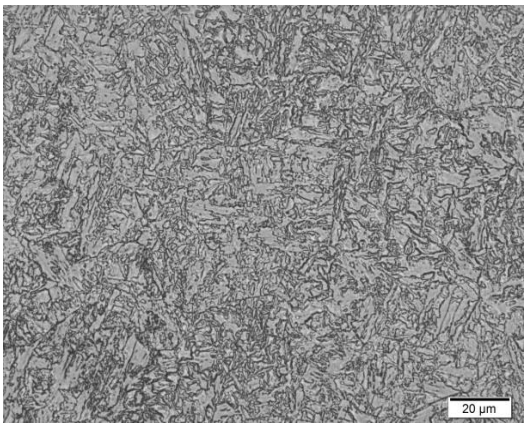
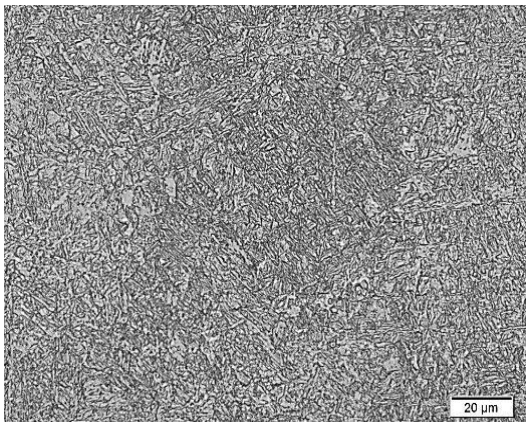
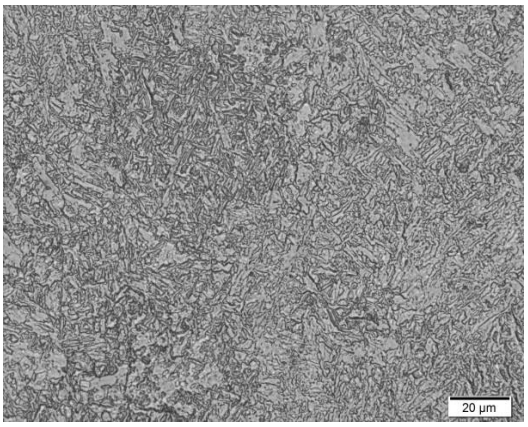
Posição	Condição	
	Como Soldado	TTPS
Região do Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura III.10 – Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

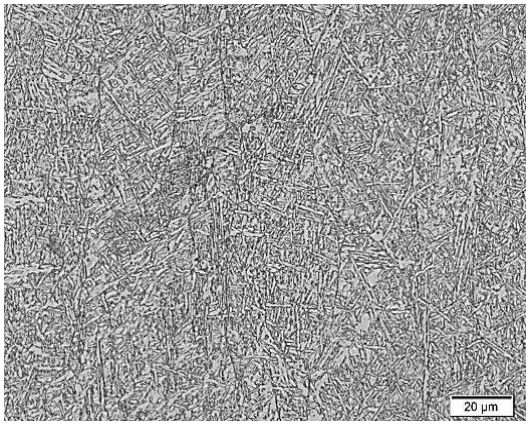
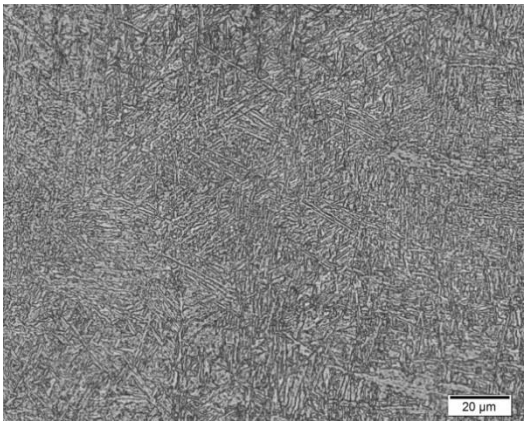
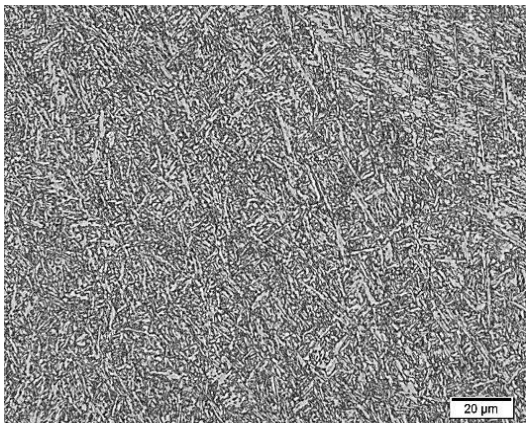
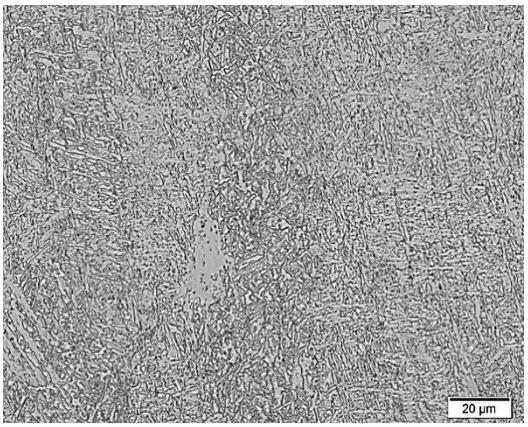
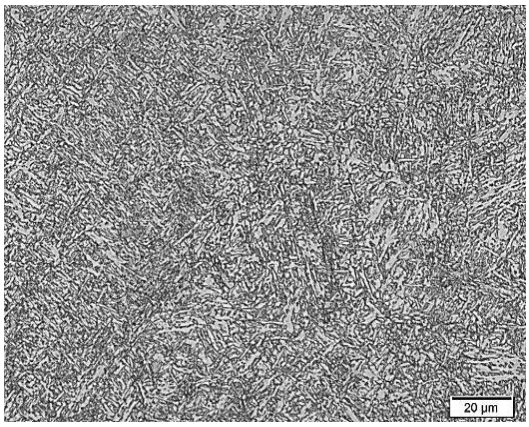
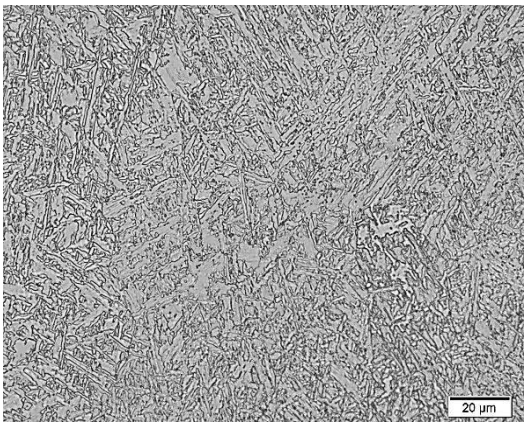
Posição	Condição	
	Como Soldado	TTPS
Região do Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura III.11 – Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

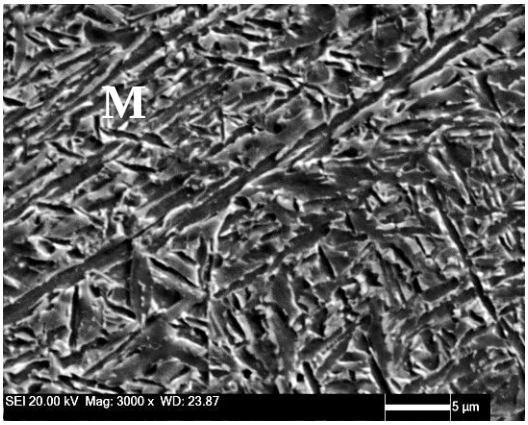
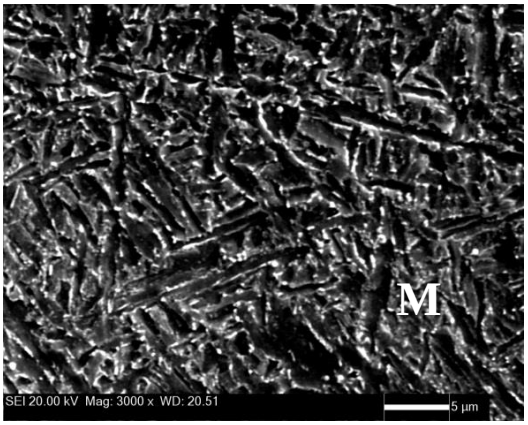
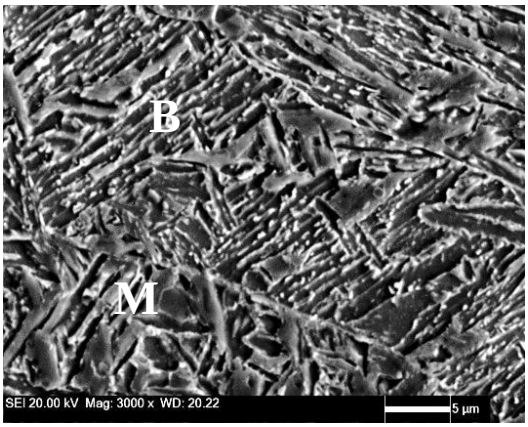
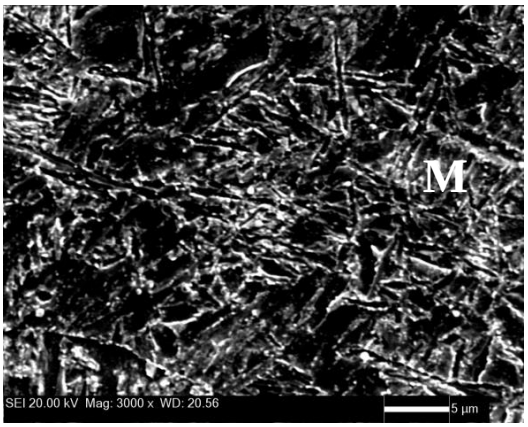
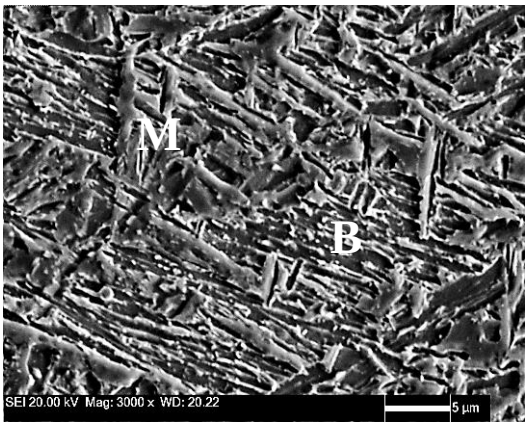
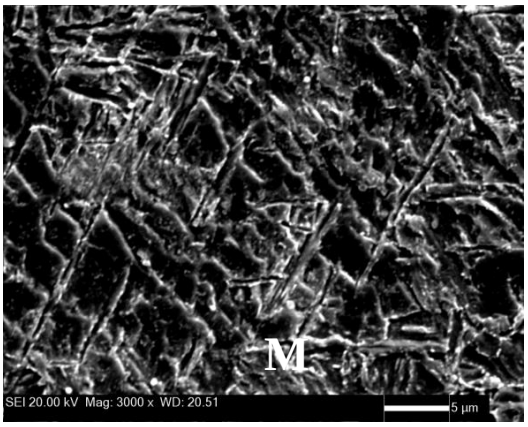
Posição	Condição	
	Como Soldado	TTPS
Região do Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura III.12 – Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

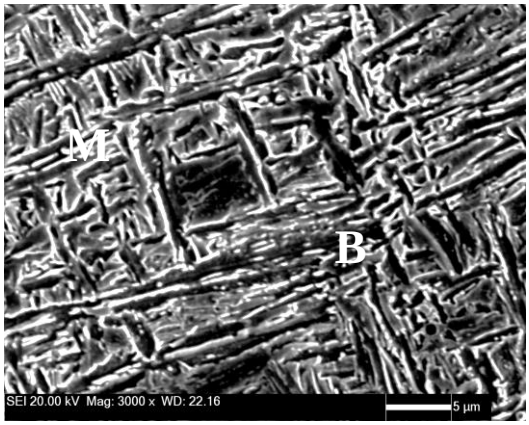
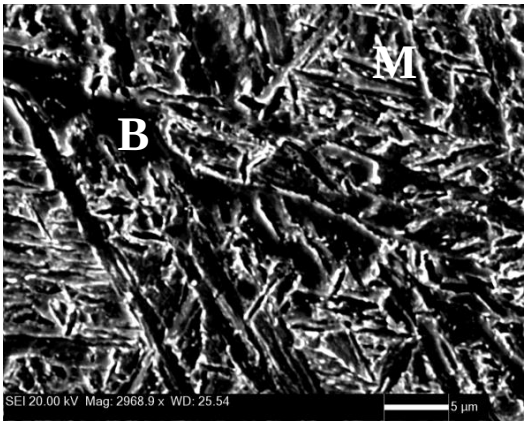
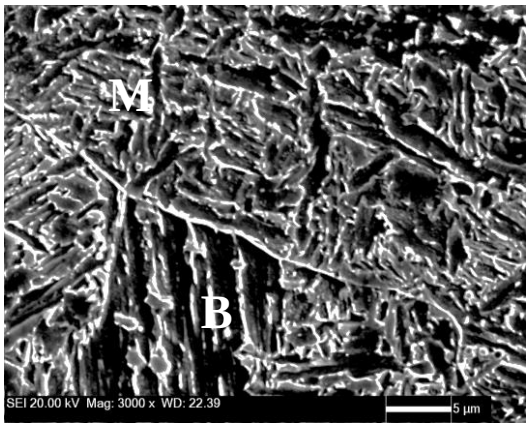
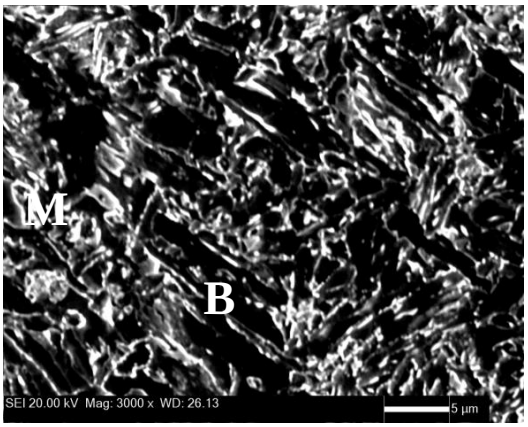
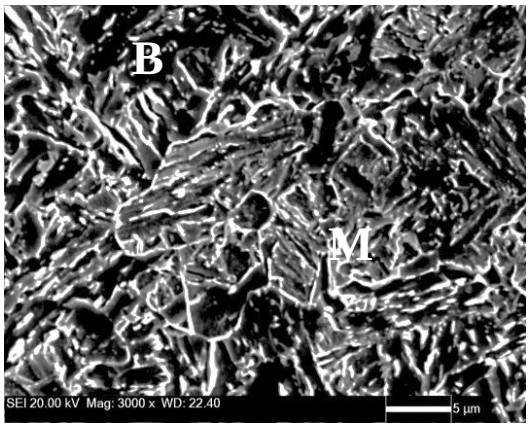
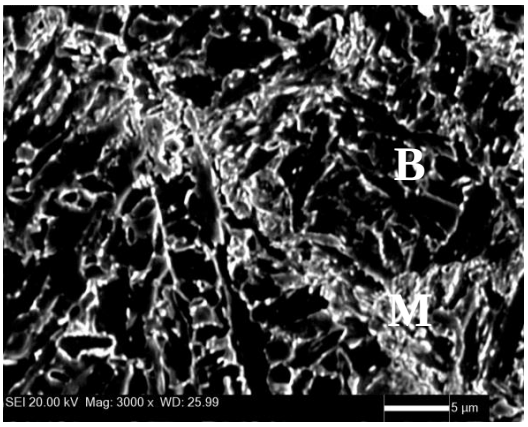
Posição	Condição	
	Como Soldado	TTPS
Região do Último Passe		
Região Colunar		
Região Reaquecida		

Figura III.13 – Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

CAPÍTULO IV – DISCUSSÃO

IV.1 Ensaios mecânicos

Segundo a literatura [72,73], a obtenção de valores elevados de resistência mecânica para metais de solda de maior resistência tem sido o principal alvo a ser atingido, atualmente. Estudos [72-74] comprovam que o controle do carbono equivalente dos metais de solda é uma forma de se ter uma estimativa da resistência mecânica a ser obtida.

Com o objetivo de comparar os metais de solda A e B, na condição de como soldado, com dados da literatura, a Figura IV.1 exibe uma coletânea de resultados para os valores de tensão limite de resistência de metais de solda de alta resistência obtidos por diversos autores que estudaram o assunto [6,8,21,65,73,75,76].

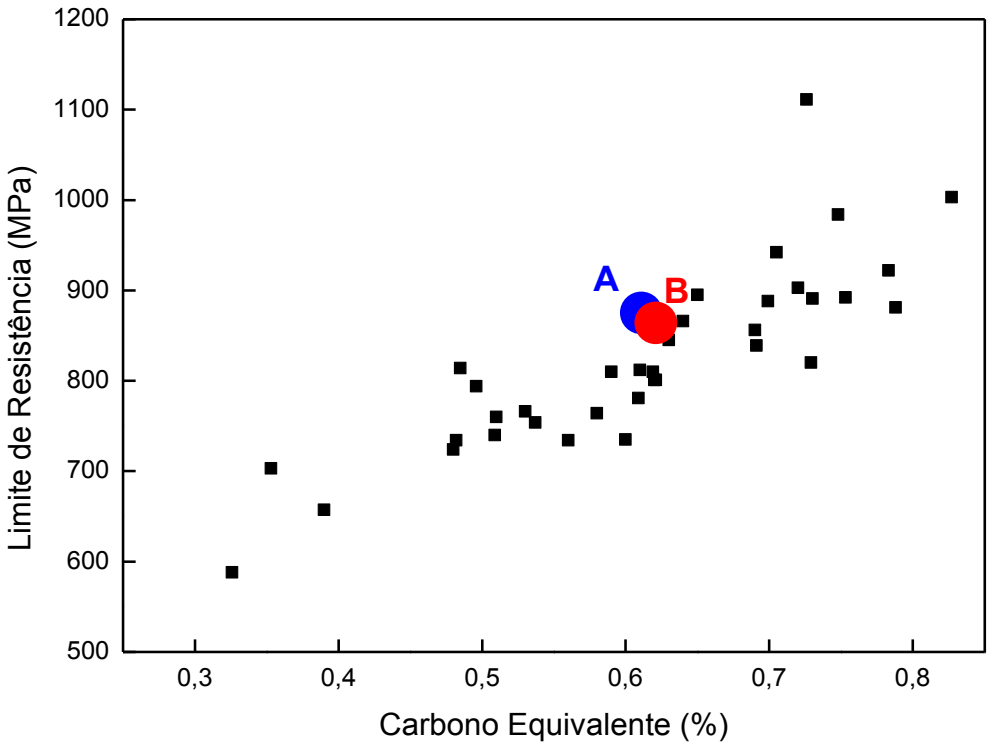


Figura IV.1 – Relação entre carbono equivalente e limite de resistência de diferentes metais de solda [6,8,21,65,73,75,76].

Verifica-se que os resultados obtidos apresentam boa correlação com estes dados experimentais embora seja necessário ressaltar que esta afirmação deve ser vista apenas qualitativamente quando se operam metais de solda de alta resistência, uma vez que existem

outros fatores a ser considerados, influenciando o valor real do limite de resistência, tais como efeitos microestruturais provenientes de diferentes taxas de resfriamento.

Nesta faixa de composição é normal a coexistência de martensita e bainita [65], sendo que diferentes proporções destes constituintes irão contribuir para diferenças na resistência mecânica [66], o que é uma ocorrência esperada no caso de soldagem multipasse, onde os corpos de prova utilizados nos ensaios mecânicos que apresentam espessuras da ordem de 10 mm e contemplam diversos passes de soldagem, com regiões que foram submetidas a múltiplos, complexos e variados ciclos térmicos.

Analisando-se a Tabela III.2, observa-se que os valores de limite de escoamento, alongamento e redução de área superam os requisitos mínimos para os aços grau R4 [22]. Este comparativo entre os valores encontrados nos ensaios e o mínimo para os aços grau R4 [22] pode ser visto nas Figuras IV.2 a IV.4.

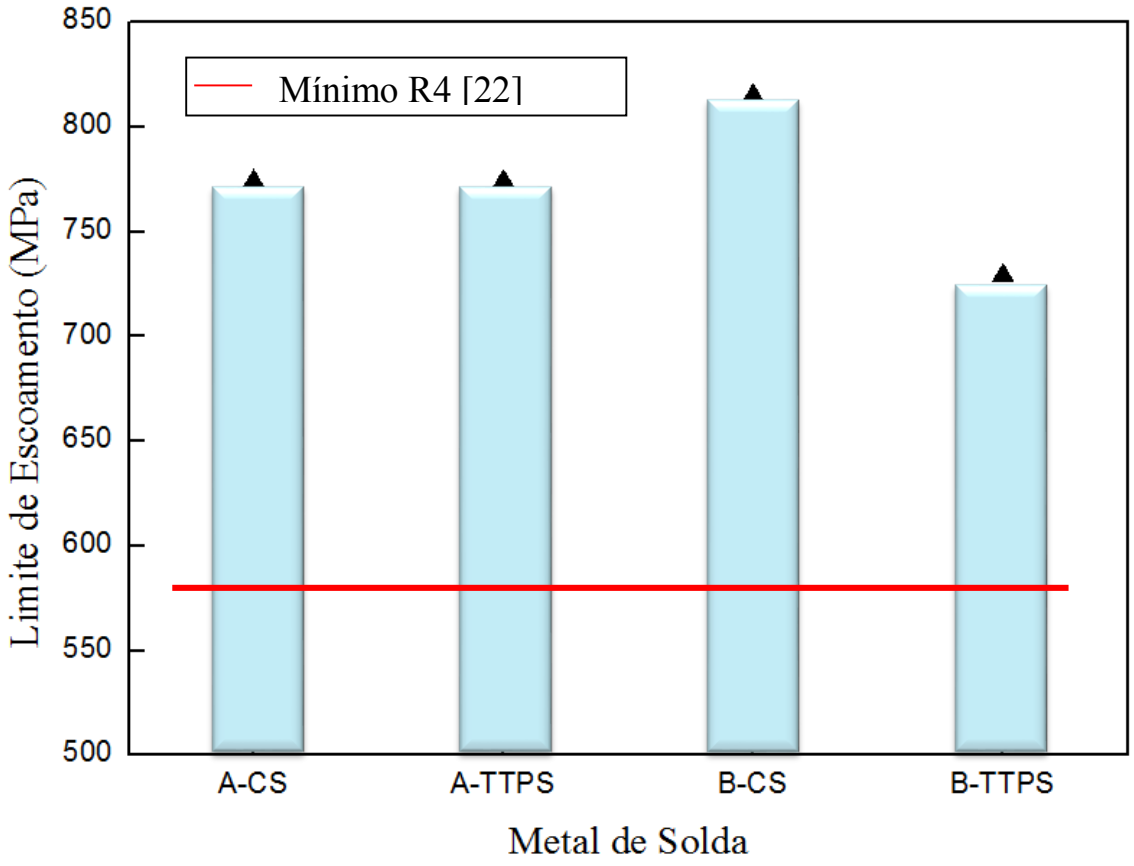


Figura IV.2 – Limite de escoamento dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.

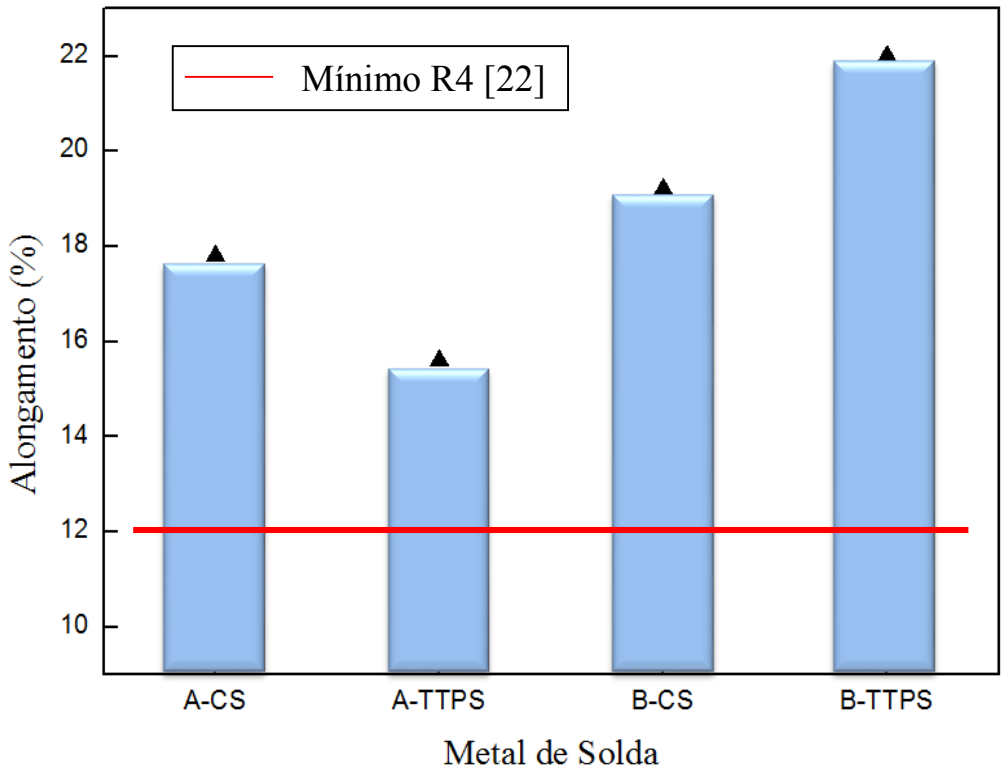


Figura IV.3 – Alongamento percentual dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.

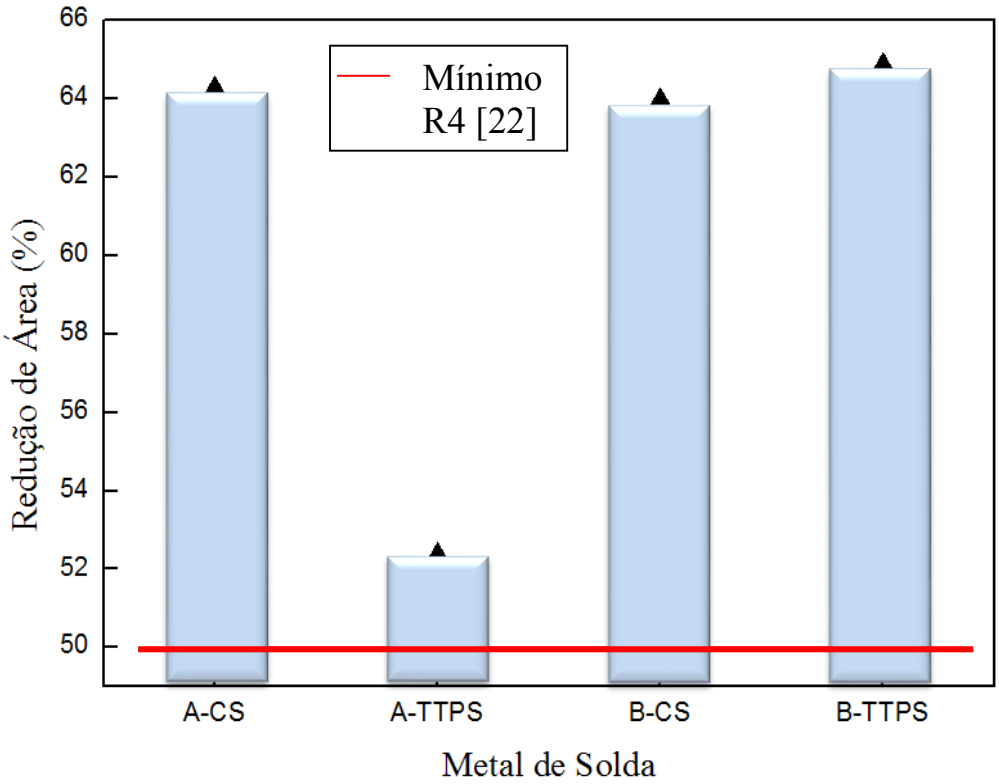


Figura IV.4 – Redução de área dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.

Os valores de limite de resistência somente superam os requisitos mínimos para aços grau R4 [22] na condição como soldado. Com a realização do TTPS, houve uma pequena redução da resistência mecânica, como esperado [10,11]: no metal de solda B, a redução foi mais acentuada que no metal de solda A, como pode ser observado na Figura IV.5.

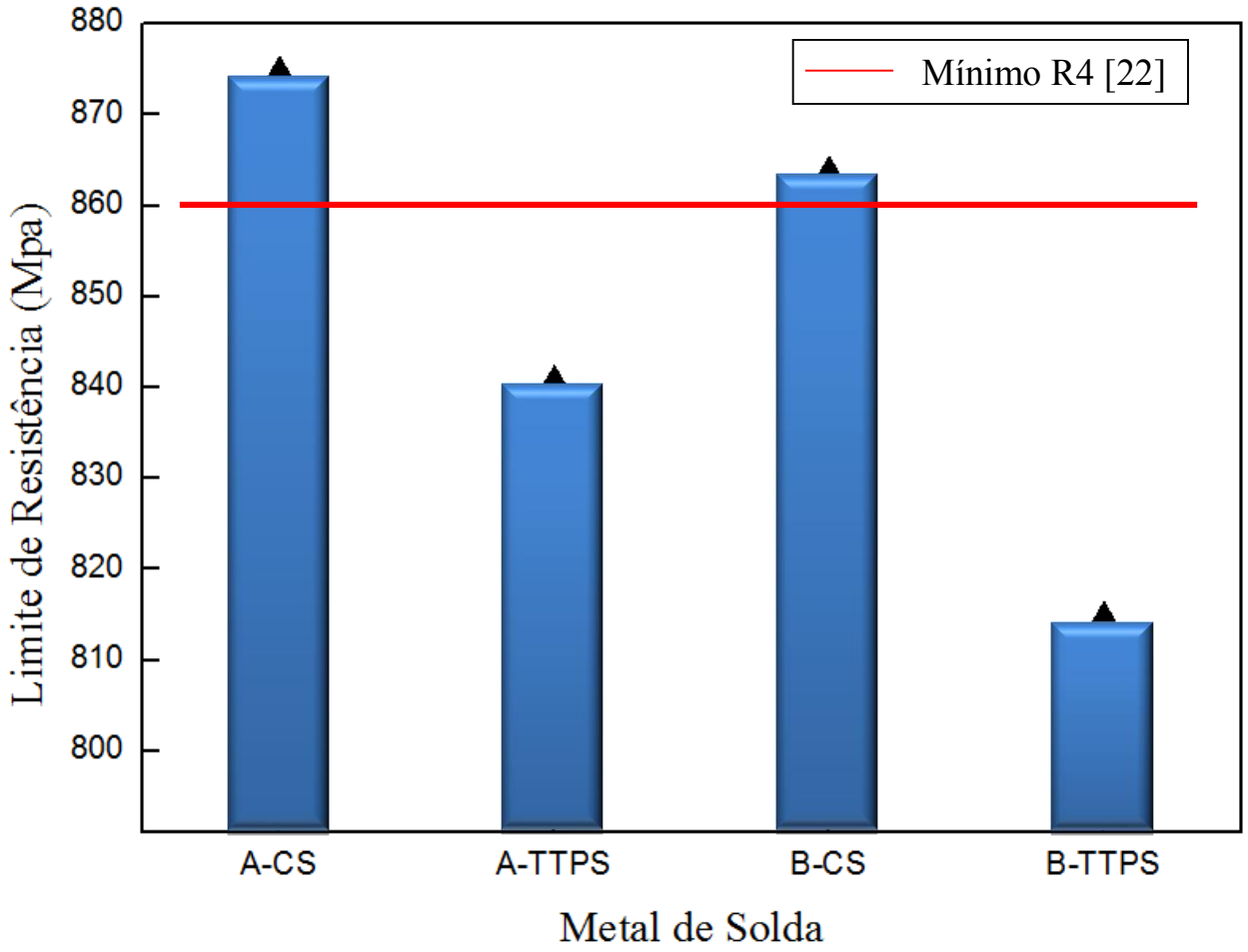


Figura IV.5 – Limite de resistência dos metais de solda A e B, nas condições CS e TTPS.

Os valores mais elevados para o limite de resistência foram obtidos para o metal de solda A na condição como soldado, embora não haja diferença significativa entre os valores do limite de resistência deste metal de solda e do metal de solda B, nesta condição.

Apesar do resultado, é possível se especular que, mesmo os metais de solda na condição TTPS, possam atingir o mínimo requerido pelo grau R4 [22], feita a junta de produção, dependendo do metal de base utilizado e de efeitos de diluição com este.

Segundo ZEEMANN [78], na soldagem de aços ultra resistentes de médio carbono, como o AISI 4140, por exemplo, são utilizados consumíveis de resistência mecânica um pouco menor no processo pois, dependendo da espessura do material e do tipo de projeto de junta utilizado, a diluição do carbono do metal de base se responsabilizará pela alta resistência mecânica da solda.

Com relação aos resultados dos ensaios de dureza, observados nas Figuras III.2 a III.5, nota-se que estes acompanham o comportamento dos resultados dos ensaios de tração, tendo o metal de solda A, na condição como soldado, apresentado os maiores valores de dureza e, ainda, o tratamento térmico reduzido os valores de dureza, em ambos os metais de solda. Esta redução causada pelo tratamento térmico foi de 9,8% para o metal de solda A e 5,4% para o metal de solda B, em média.

Percebe-se também que os maiores valores de dureza ocorrem próximos à superfície da junta soldada, enquanto que, evoluindo-se para a região central dos metais de solda (passes de enchimento), encontram-se valores muito similares para ambas os metais de solda, porém com muita variação individual em cada posição – cerca de 9%, em média.

A explicação deste fato pode ser atribuída a questões de segregação normais em metais de solda de alta resistência [64], precipitação de carbetos e também ao percentual de martensita presente em cada região dos metais de solda.

Assim, os resultados tanto de limite de resistência quando de dureza encontrados na região central dos metais de solda podem ser consequência da microestrutura predominante em cada região, enquanto que a pequena diferença de dureza na superfície pode ser atribuída à maior proporção de martensita nesta região dos metais de solda, sendo superior para o metal de solda A.

Outro fator que influencia a dureza, o limite de resistência e também a tenacidade é o efeito causado pelos múltiplos reaquecimentos. Na Figura III.7, nota-se claramente o perfil da região central do metal de solda, com distinção visível das regiões colunares e reaquecidas, presentes em ambos os metais de solda. Os percentuais de cada região estão explicitados na Figura III.8.

Estas regiões reaquecidas, presentes em soldagem multipasses, promovem revenimentos adicionais à microestrutura dos passes anteriores, o que reduz as tensões internas presentes nas estruturas martensíticas, promovendo significativa melhoria na tenacidade, em detrimento do limite de resistência e da dureza.

Observando-se a Tabela III.3 e a Figura III.1, nota-se que os valores de energia absorvida foram elevados em todas as condições de análise, inclusive para temperaturas da ordem de -60ºC, destacando-se o metal de solda B, cujos valores de ensaio de tenacidade em ambas as condições de análise superam os valores do metal de solda A, embora a diferença não seja significativa.

A composição química dos metais de solda A e B é notadamente semelhante, tanto quando se comparam os elementos químicos um a um, quanto quando se comparam os valores calculados de carbono equivalente. Destacam-se os percentuais de Ni e Mn, cujo balanço é importante para a garantia de bons valores de resistência mecânica e tenacidade ao impacto [58].

Isoladamente, é sabido o efeito do manganês no aumento da resistência mecânica de metais de solda de alta resistência, porém, em concentrações de 1,6%Mn, ZHANG et al. [58] afirmam que o percentual de níquel se torna determinante para a tenacidade do metal de solda, devido a alterações microestruturais que este elemento promove.

A Figura IV.6 mostra a tenacidade ao impacto à -50ºC esperada para a composição química obtida nos metais de solda A e B. Observa-se ainda que os valores são muito próximos: cerca de 90J.

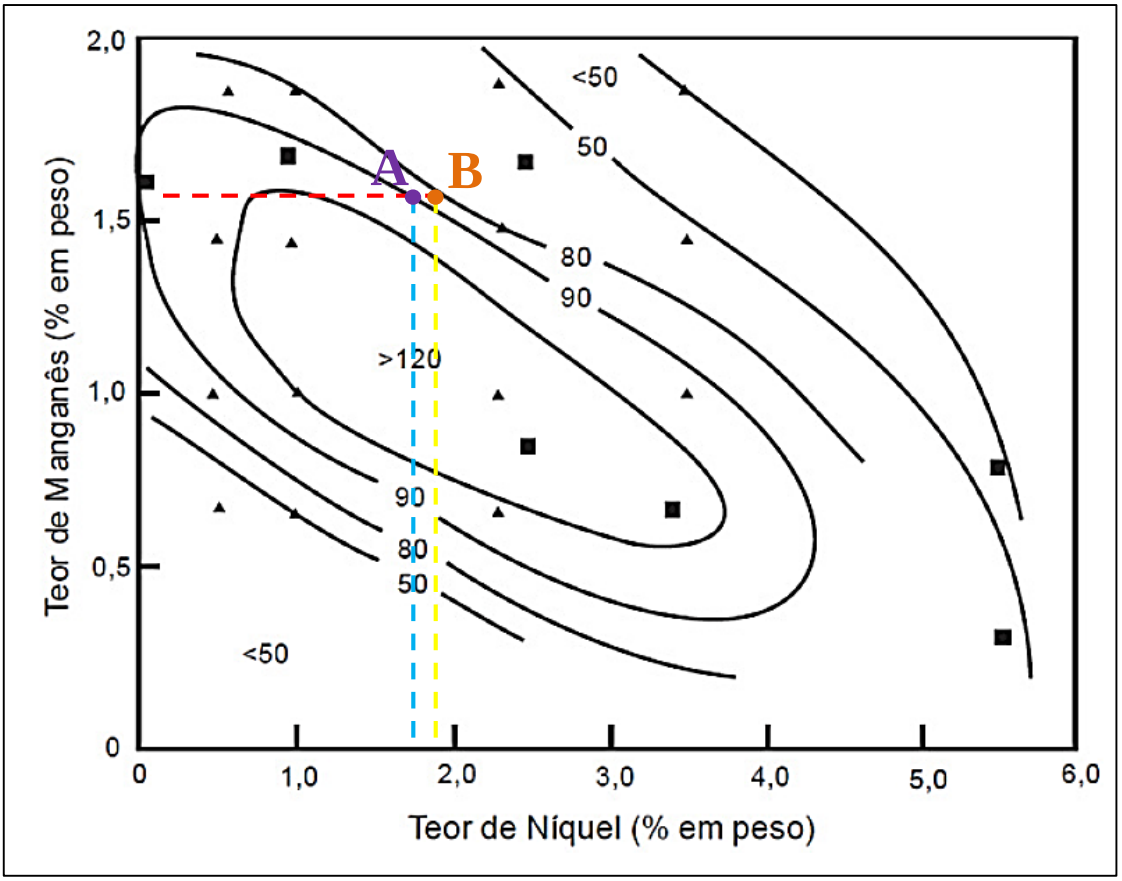


Figura IV.6 – Tenacidade ao impacto à -50ºC esperada para os metais de solda. Adaptado de [58].

Analisando a Figura IV.6 e comparando o resultado esperado em função da composição química do metal de solda – sobretudo o percentual de níquel e manganês – com os valores de tenacidade encontrados nos metais de solda na condição como soldado, percebe-se boa correlação entre os resultados obtidos neste trabalho e a referida previsão de tenacidade feita por ZHANG e FARRAR [58], ainda que haja diferenças nos processos de soldagem utilizados nos dois casos.

Observa-se também a melhoria da tenacidade ao impacto em ambos os casos após a realização do TTPS. Quantitativamente, em média, houve um acréscimo de 6,4% nestes valores, para o metal de solda A, e de 8,1%, para o metal de solda B.

As Figura IV.7 e IV.8 resumem o efeito do tratamento térmico pós soldagem nos resultados médios de todos os ensaios mecânicos realizados, para os metais de solda A e B, respectivamente.

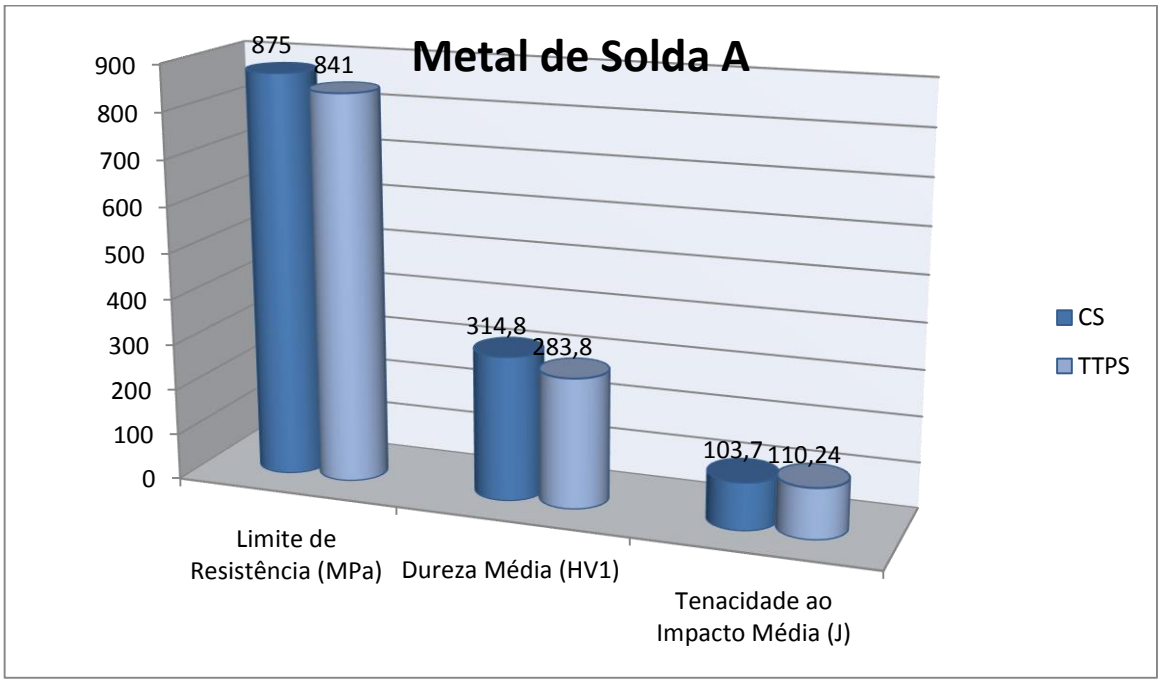


Figura IV.7 – Efeito do TTPS nas propriedades mecânicas do metal de solda A.

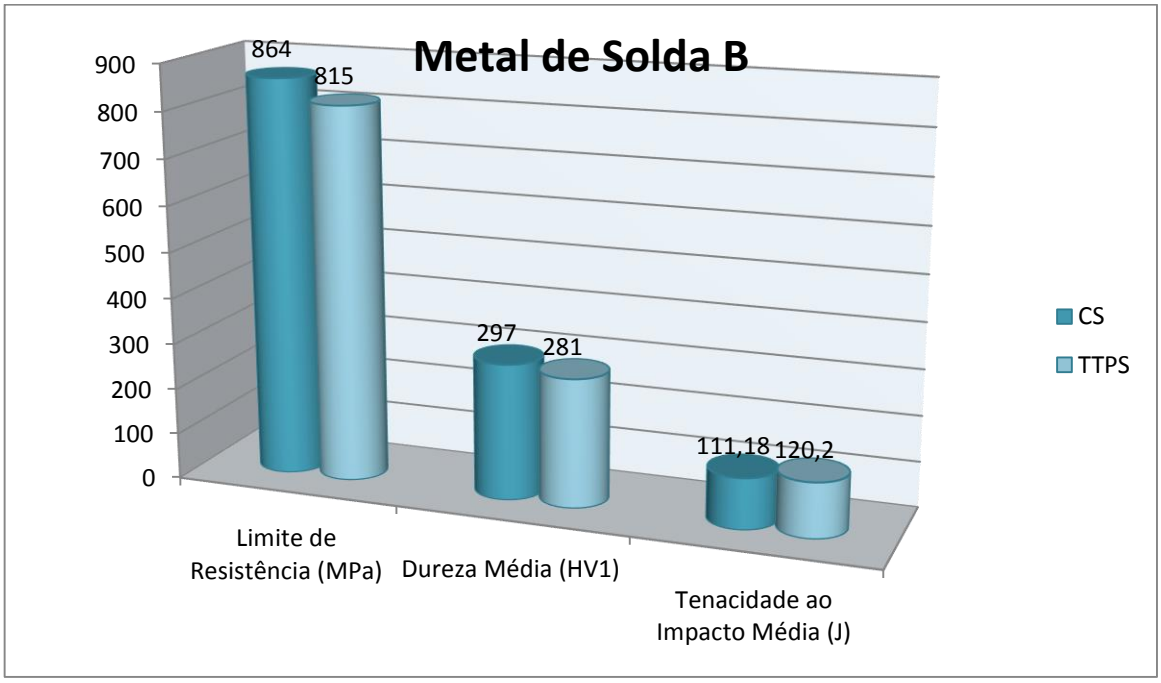


Figura IV.8 – Efeito do TTPS nas propriedades mecânicas do metal de solda B.

Assim, fica evidenciado em ambos os metais de solda o efeito do tratamento térmico pós-soldagem: melhoria nos valores de tenacidade ao impacto, em detrimento dos valores de resistência mecânica e dureza.

A literatura disponível acerca do efeito do tratamento térmico pós soldagem em metais de solda de alta resistência não é tão extensa, porém sabe-se que o efeito deste pode ser benéfico ou prejudicial especialmente sobre a tenacidade ao impacto em função das transformações microestruturais que ocorrem no metal de solda, que, por sua vez, dependem da composição química e da microestrutura do metal de solda no estado como soldado [10].

Quando o efeito do tratamento térmico é prejudicial à tenacidade, a queda dos valores de energia absorvida é atribuída à fragilização ao revenido devido à segregação de impurezas, à precipitação de carbetos e à presença ou decomposição do microconstituintes A-M, dependendo de sua distribuição e formato [14,16,69].

Comparando-se com estudos recentes em metais de solda de alta resistência [5,7-10,24, 25,68], cujos efeitos do TTPS na tenacidade ao impacto são exibidos na Tabela IV.1, deve-se destacar que os resultados obtidos para esta propriedade no presente trabalho são muito representativos, uma vez que se observam bons valores desta propriedade e, ainda, uma pequena melhoria na tenacidade após a realização do TTPS - indo de encontro com grande parte dos estudos citados, onde esta propriedade tem piorado com a realização do TTPS. Atribui-se esta melhoria ao revenimento da microestrutura e à composição química do metal de solda – Ni e Mn, em especial.

Tabela IV.1 – Efeito do TTPS em metais de solda de alta resistência [5,7-10,24,25,68].

Autor / Referência	Ano de realização do estudo	Efeito do TTPS na tenacidade	Tipo de processo e outras observações
FARNEZE [5]	2009	Piora	A soldagem foi realizada tanto por eletrodo revestido quanto por arame tubular.
VOGAS [7]	2012	Piora	A soldagem foi realizada por arame tubular do tipo flux cored e a piora se deu mesmo variando o tempo de tratamento térmico.
GOMES [8]	2012	Melhora	A soldagem foi realizada por eletrodo revestido e a melhora atribuída ao revenimento da martensita e decomposição dos constituintes A-M; Destacou-se também a importância do balanço de Ni-Mn para obtenção da tenacidade adequada, uma vez que dois consumíveis diferentes foram utilizados.
PINHEIRO [9]	2012	Piora	A soldagem foi realizada por arame tubular do tipo metal cored e a piora se deu mesmo variando o tempo de tratamento térmico.
JORGE [10]	2013	Não altera	A soldagem foi realizada por eletrodo revestido e a alteração pouco significativa na tenacidade foi atribuída à microestrutura semelhante na região colunar e reaquecida.
PINHEIRO [68]	2013	Piora	A soldagem foi realizada por arame tubular do tipo metal cored e a piora se deu mesmo variando o preaquecimento e o tempo de tratamento térmico.
LINS JUNIOR [24]	2014	Melhora	A soldagem foi realizada por GMAW e a melhora, atribuída ao revenimento da microestrutura.
COUTO [25]	2014	Piora	A soldagem foi realizada por arame tubular e a piora atribuída à precipitação de carbetos nos contornos de grão.

Ao se analisar os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto realizados especificamente a -20ºC, percebe-se um aumento ainda mais sensível nos valores observados, sendo de 4,5% para o metal de solda A e de 9,8% para o metal de solda B, em média, estando ambos bem acima dos valores mínimos esperados.

Também são notáveis os valores obtidos para tenacidade ao impacto à temperatura de -60ºC. Considerando os dois preaquecimentos e também as duas condições de análise, obtém-se em média 77,7J de tenacidade ao impacto, garantindo bons valores desta propriedade até mesmo a temperaturas muito baixas.

Ainda em comparação com a literatura [5,7-10,24,25,68], os resultados dos ensaios de tenacidade ao impacto são bastante representativos, uma vez que atingiram patamares médios de 107J, na condição como soldado, e 115J, na condição após o TTPS, valores estes muito superiores aos encontrados nos estudos citados.

IV.2 Relação microestrutura X propriedades mecânicas

Os estudos de RAMIREZ [77] afirmam haver predominância de produtos de baixa temperatura de transformação, tais quais martensita, no tocante à microestrutura de metais de solda de alta resistência com valores de carbono equivalente superiores a 0,47%.

LORD et al. [65] afirmam que, para faixas de velocidades de resfriamento normais de soldagem, a microestrutura obtida é constituída de martensita e bainita, uma vez que a temperabilidade não é suficiente para a formação somente de martensita. As Figuras IV.9 e IV.10 mostram os diagramas TRC para as duas composições químicas dos metais de solda utilizados neste estudo.

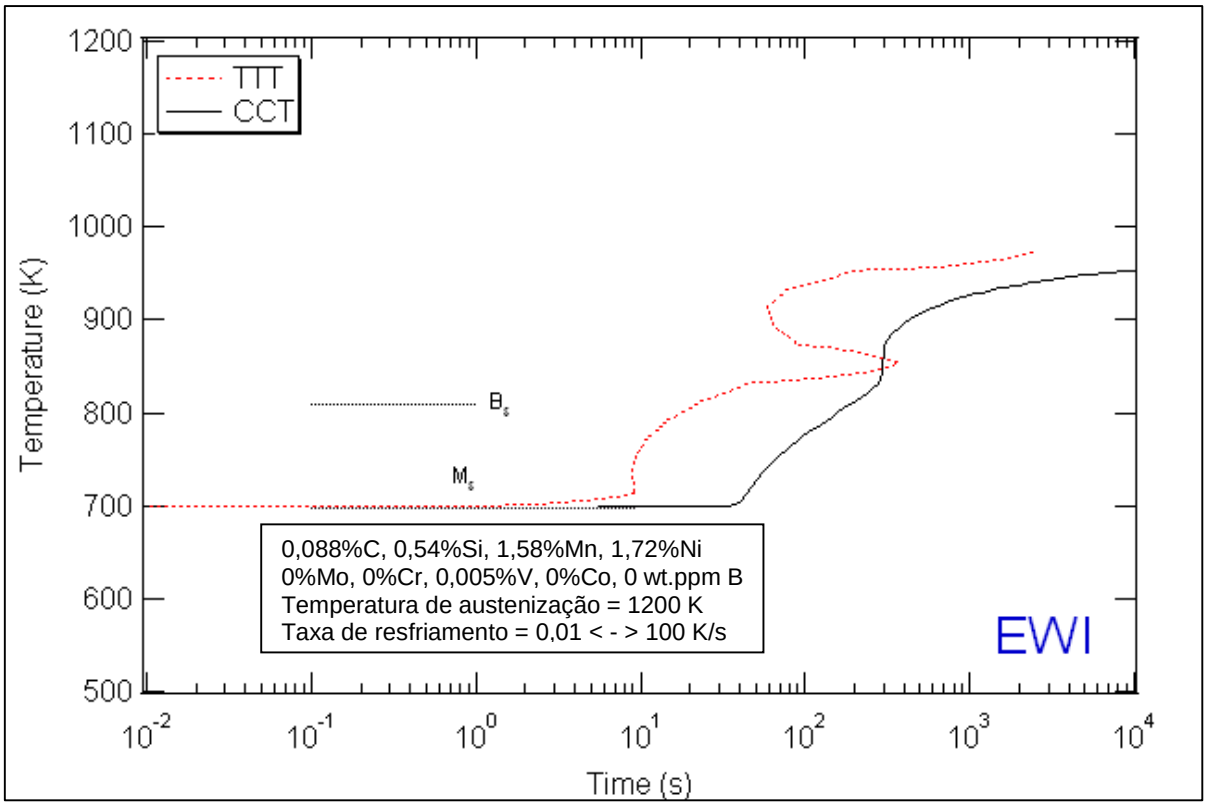


Figura IV.9 – Diagrama TRC para o metal de solda A. Adaptado de [79].

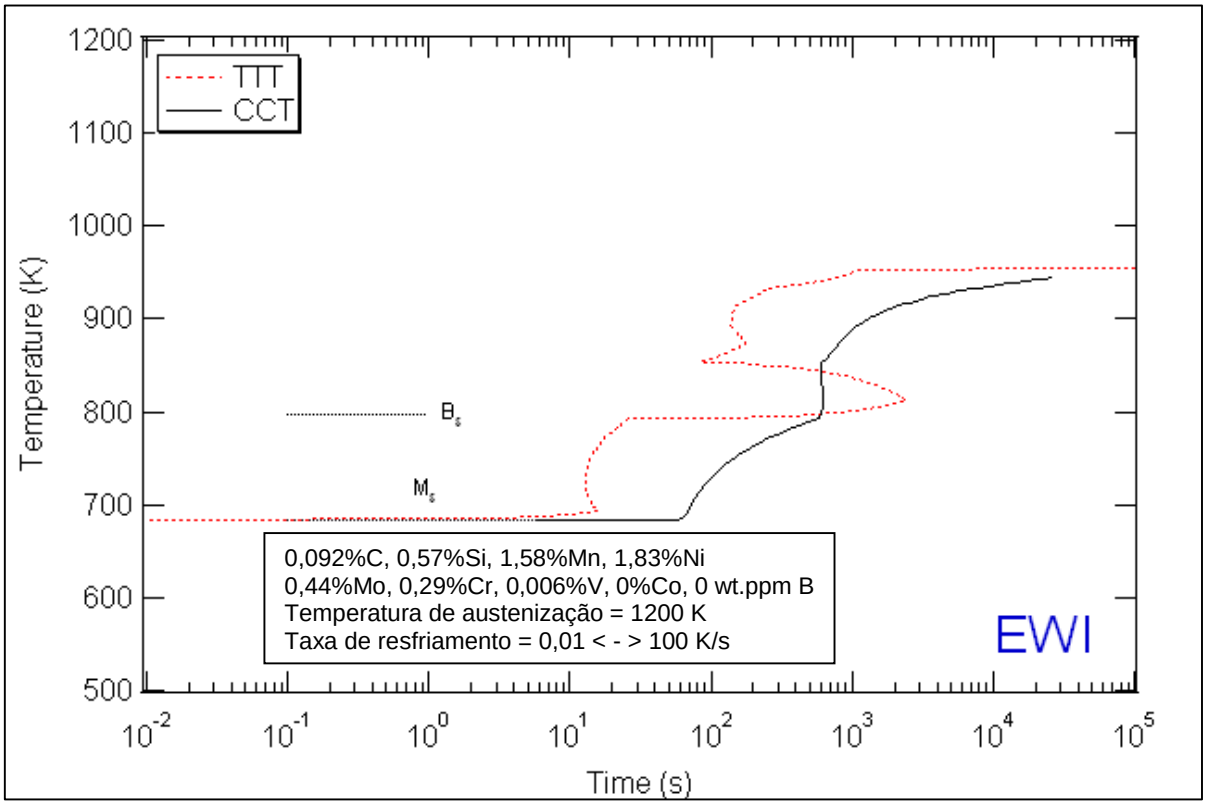


Figura IV.10 – Diagrama TRC para o metal de solda B. Adaptado de [79].

Desta forma, os resultados dos ensaios metalográficos realizados no presente estudo estão de acordo com a literatura, uma vez que foi verificada uma microestrutura constituída de bainita e martensita em todas as regiões analisadas, tanto nas regiões colunares quanto nas reaquecidas, fato também corroborado pela literatura [6,8,10,21].

Nos estudos de KEEHAN et al. [64], cujos resultados de propriedades mecânicas são mostrados na Tabela IV.2, é possível observar uma queda tanto da resistência mecânica quanto da tenacidade ao impacto com o aumento do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$). Segundo os autores [64], as propriedades são superiores para maiores proporções de martensita e bainita para tempos de resfriamento de até 13 segundos. Ressalta-se apenas que o referido estudo utilizou o processo de soldagem por eletrodo revestido.

Tabela IV.2 - Propriedades mecânicas de metais de solda [64].

Solda Nr. (*)	**1**	**2**	**3**	**4**	**5**	**6**	**7**	**8**
Temp. Interpasses (ºC)	125	150	200	200	200	125	200	250
AT (kJ/mm)	1,4	1,3	1,1	1,3	1,3	1,8	1,7	1,7
$\Delta t_{8/5}$ (passes de enchimento) (s)	7,7	7,8	8,0	9,4	9,4	9,9	12,3	19,2
$\Delta t_{8/5}$ (último passe) (s)	8,6	8,7	8,9	10,5	10,5	11,0	13,7	21,4
LR (MPa)	994	942	953	929	938	972	931	924
Energia absorvida Charpy-V a - 40^{0}C (Joules)	74	87	77	64	78	77	74	50

(*) Composição básica dos metais de solda: C-0,05, Si-0,23, Mn-2,10, Ni-3,00, Cr-0,40, Mo-0,60

Embora destacando a queda das propriedades observadas nestes experimentos, é importante que seja ressaltado que, mesmo para um tempo de resfriamento da ordem de 20 segundos, os valores obtidos são elevados, eliminando a limitação do tempo máximo de 13 segundos, citada pelos autores para obtenção de boas propriedades.

LINS JUNIOR [24] estudou o mesmo metal de solda usado no processo de soldagem deste trabalho e metal de solda obtido pelo processo GMAW com temperatura de preaquecimento de 150ºC, impactando no tempo de resfriamento.

A Tabela IV.3 exibe os três metais de solda com os respectivos aportes térmicos, tempos de resfriamento – calculados de acordo com EN 1011-2-Anexo D [73] – e percentual de martensita para comparação.

Tabela IV.3 – Comparação de metais de solda com diferentes temperaturas de preaquecimento.

Metal de solda	Temperatura de Preaquecimento (ºC)	AT (kJ/mm)	$\Delta t_{8/5}$ Nominal (s)	$\Delta t_{8/5}$ UP (s)	%Martensita UP	$\Delta t_{8/5}$ PE (s)	%Martensita PE
Ref. 24	150	1,00	4,3	3,9	100	4,1	100
A	200	1,33	10,2	10,3	98	10,1	89
B	250	1,22	14,7	10,4	96	17,6	75

Onde: AT – aporte térmico nominal; $\Delta t_{8/5}$ – tempo de resfriamento entre 800 e 500ºC; UP – último passe; PE – passes de enchimento.

Percebe-se então que os tempos de resfriamento dos metais de solda A e B variam aproximadamente de 10 a 18 segundos, na faixa entre 500 e 800ºC, produzindo bons resultados tanto de resistência mecânica quanto de tenacidade. A seguir, a Figura IV.11 apresenta a correlação entre o limite de resistência e o tempo de resfriamento e a Figura IV.12, a correlação com o percentual de martensita.

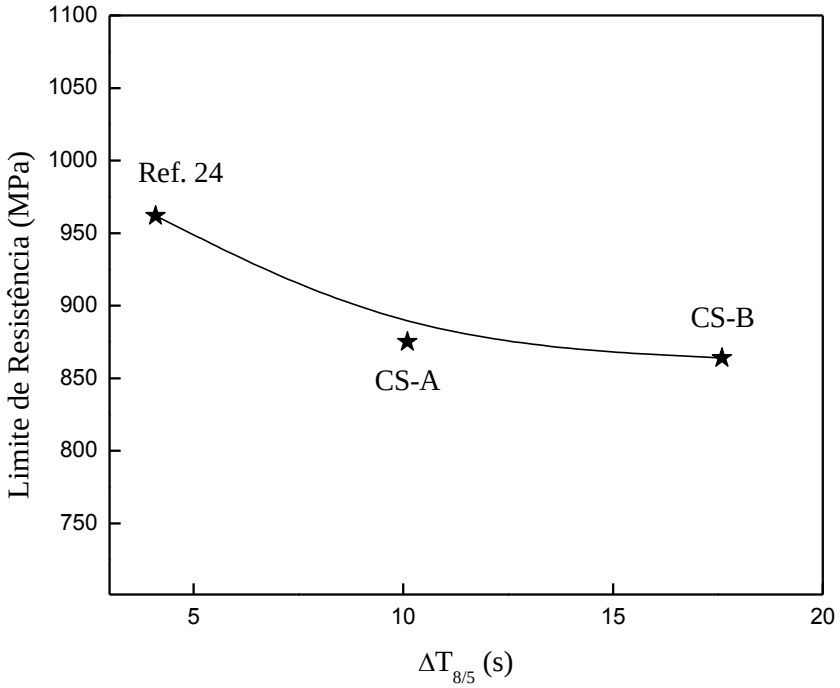


Figura IV.11 – Relação entre o tempo de resfriamento e o limite de resistência [24].

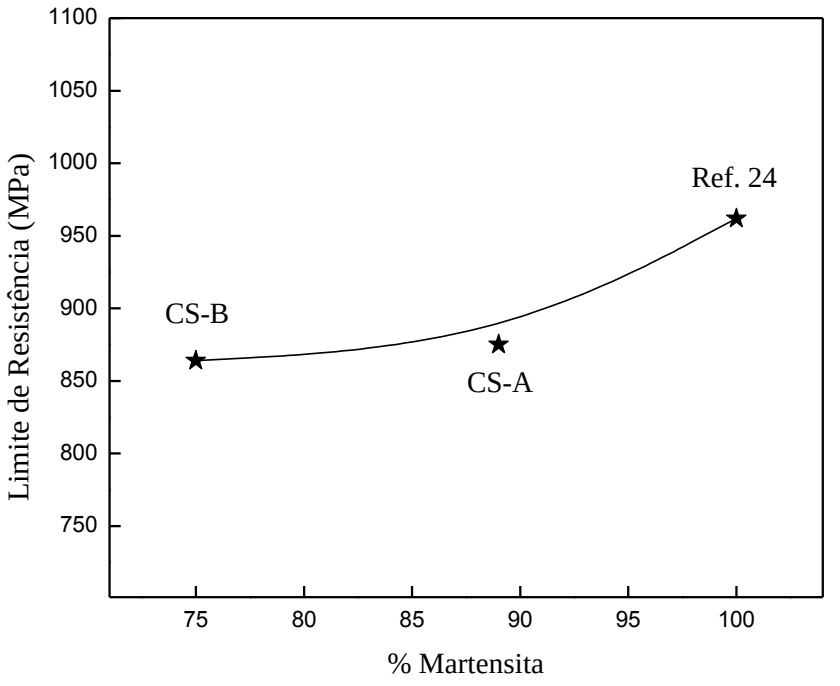


Figura IV.12 – Relação entre o percentual de martensita e o limite de resistência [24].

Analisando-se as figuras anteriores, pode-se pontuar uma relação interessante: a resistência mecânica aumentou com o percentual de martensita presente na microestrutura enquanto diminuiu com o aumento do tempo de resfriamento.

Fica evidenciada desta forma a importante contribuição do percentual de martensita na microestrutura do metal de solda para a sua resistência mecânica e dureza, ratificando o que a literatura aborda sobre esta questão [64-66,72].

Ainda é importante destacar que esta análise microestrutural está de acordo com os resultados dos ensaios mecânicos obtidos, explicitando a relação tenacidade/microestrutura, uma vez que, os valores tanto de resistência mecânica quanto de dureza na região central dos metais de solda, podem ser correlacionados ao percentual de martensita presente nestas regiões, enquanto que a redução de dureza da superfície para a raiz pode ser atribuída à maior proporção de martensita nesta região dos metais de solda, sendo superior para o metal de solda A, e ao seu maior percentual de região reaquecida.

Acerca dos resultados dos ensaios de impacto, observa-se que o aumento do tempo de resfriamento proporcionou uma melhoria desta propriedade. A seguir, a Figura IV.13 apresenta a correlação entre os valores de energia absorvida a -20ºC e o tempo de resfriamento e a Figura IV.14, a correlação com o percentual de martensita.

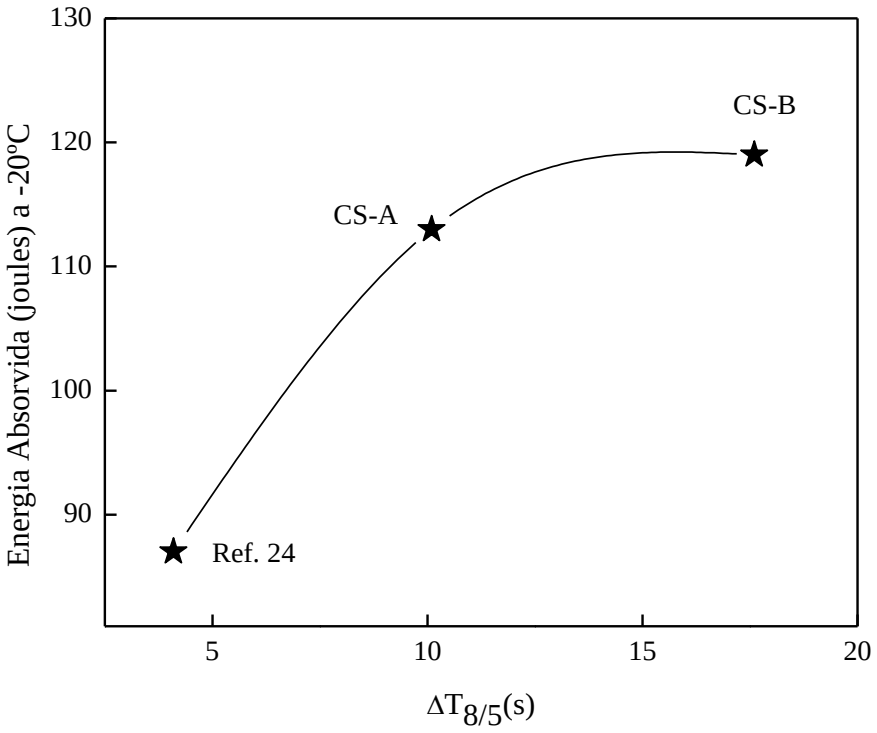


Figura IV.13 - Relação entre o tempo de resfriamento e a energia absorvida [24].

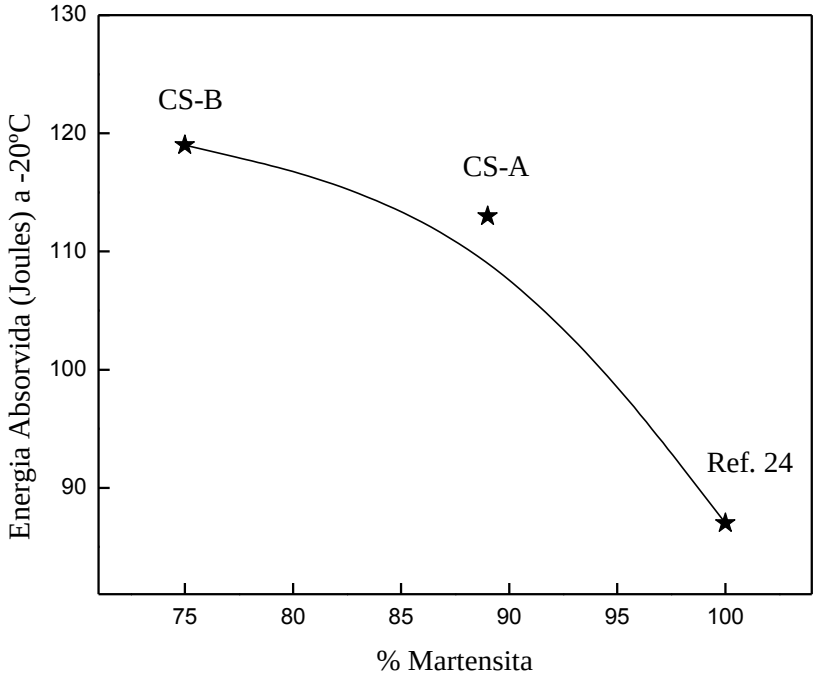


Figura IV.14 - Relação entre o percentual de martensita e a energia absorvida [24].

Analisando-se as figuras anteriores, fica clara mais uma vez a importância da microestrutura obtida, em função do tempo de resfriamento, para se atingir bons valores de tenacidade. Os gráficos revelam que, quanto menor o tempo de resfriamento, maior o percentual de martensita que, por sua vez, sem o tratamento térmico pós soldagem, impacta negativamente esta propriedade.

Ao se observar todos os resultados obtidos conjuntamente, tanto o limite de resistência, quanto a dureza e a tenacidade ao impacto, pode-se inferir que é possível se atingir níveis de alta resistência mecânica e dureza simultaneamente a altos patamares de energia absorvida, mesmo após o tratamento térmico e também a temperaturas muito baixas.

Atribui-se ao alto percentual de martensita, observados na Tabela IV.3 e também na Figura III.9, em ambos os metais de solda a manutenção de altos valores de resistência mecânica e tenacidade após o TTPS. Percebe-se que a martensita obtida é uma martensita de baixo carbono, bem refinada, tendo sido revenida.

IV.3 Considerações finais

Com o aumento da severidade das condições de trabalho em aplicações de grande porte que necessitem garantir excelentes níveis de segurança e custos, aliar alta resistência mecânica e alta tenacidade se torna mandatório, inclusive em soldagem.

Neste sentido, buscou-se alcançar tal objetivo no presente trabalho, cujos resultados encontrados contribuem para o desenvolvimento de um procedimento de soldagem para o reparo de componentes importantes de sistema de ancoragem.

Primeiramente, foi adotado o processo GMAW, dando continuidade aos trabalhos anteriores dentro deste projeto, e estudados os metais de solda em duas condições: como soldado e após o TTPS, analisadas com preaquecimento a duas temperaturas distintas (200 e 250ºC).

Observou-se que os maiores valores de limite de resistência e dureza foram obtidos para o metal de solda com preaquecimento de 200ºC, enquanto que as melhores condições de tenacidade ao impacto, para o metal de solda com preaquecimento de 250ºC, porém com pouca diferença entre os valores encontrados.

Utilizando o grau R4 da norma IACS W22 [22] como parâmetro de comparação, nota-se que os metais de solda na condição como soldado se encontram acima dos valores requeridos por esta, com destaque especial para a tenacidade ao impacto, sendo mais de 3 vezes superior ao mínimo para este grau.

Com o TTPS, ocorre ainda uma sensível melhoria na tenacidade ao impacto inclusive para temperaturas muito baixas. A -60ºC são mantidos os elevados valores de energia absorvida, fato este notável para a aplicação proposta, porém, em detrimento do limite de resistência e dureza.

Os valores de limite de resistência são reduzidos a patamares inferiores aos do grau R4 da norma IACS W22 [22] na condição TTPS e, mesmo na condição como soldado, onde os valores são superiores aos valores requeridos pela norma citada, esta propriedade se encontra muito próxima ao limite estabelecido.

Comparando os resultados encontrados, resumidos na Tabela IV.4, com a literatura atual em metais de solda de alta resistência [5,7-10,24,25,68], destacam-se os valores de tenacidade ao impacto, uma vez que, dentro do projeto “Vida em Fadiga de Componentes Mecânicos”, esta propriedade não vinha alcançando níveis tão excelentes, principalmente após a mudança do processo de soldagem de eletrodo revestido para arame tubular, visando aumentar a produtividade.

Tabela IV.4 – Resumo das propriedades mecânicas.

Propriedade Mecânica	Preaquecimento de 200ºC		Preaquecimento de 250ºC		Requisito [22]
	Como Soldado	Após TTPS	Como Soldado	Após TTPS	
Limite de Resistência (MPa)	875	841	864	815	860
Limite de Escoamento (MPa)	774	774	815	729	580
Redução de Área (%)	64,3	52,4	64,0	64,9	50,0
Energia Absorvida a -20ºC (J)	113,8	119,0	119,3	131,0	36,0
Microdureza Média (HV_1)	314,8	283,8	297,0	281,0	-

Atribui-se esta melhoria ao processo GMAW conjuntamente à composição química do consumível utilizado, em especial ao balanço de Ni e Mn, que gera uma microestrutura composta de bainita e martensita revenidas, o que garante a confiabilidade do uso do processo para a aplicação em questão.

Cabe destacar ainda que, apesar de não ser tão produtiva quanto o processo de soldagem por arame tubular, a soldagem pelo processo GMAW permite uma redução aproximada de 2,5 vezes no tempo de soldagem, comparando com o procedimento de soldagem por eletrodo revestido [24].

Assim, justifica-se o estudo do processo GMAW para soldagem de componentes de ancoragem sendo possível se supor a obtenção de valores ainda mais expressivos de propriedades mecânicas, variando os consumíveis utilizados ou parâmetros de soldagem, como, por exemplo, a corrente ou a velocidade de resfriamento [64].

De fato, observando-se a curva da Figura IV.11, pode-se inferir que a redução do $\Delta t_{8/5}$ para 6 ou 7 segundos produziria metais de solda com limite de resistência em patamares mais elevados, com cerca de 900 MPa. Calcula-se então ser necessário um aporte térmico entre 1,00 e 1,11 kJ/mm.

Desta forma, o procedimento de soldagem com preaquecimento de 200ºC, seguido de TTPS, produz o melhor conjunto de resultados, uma vez que possui a maior resistência mecânica, foco principal das pesquisas atuais [72,73], com tratamento térmico, mesmo com a sua redução e excelentes níveis de tenacidade ao impacto e dureza.

CONCLUSÕES

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

a) Os valores de limite de resistência dos metais de solda se encontram acima do mínimo exigido pelo grau R4 da norma IACS W22, na condição como soldado, e abaixo deste, na condição após o TTPS;
b) Os valores de energia absorvida foram elevados em todas as condições de análise;
c) A variação da temperatura de preaquecimento não gerou mudanças significativas nas propriedades mecânicas dos metais de solda estudados;
d) O TTPS também não gerou mudanças significativas nas propriedades mecânicas dos metais de solda estudados;

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Com base nas observações e conclusões realizadas, para estudos futuros sugere-se:

a) Realizar um estudo detalhado nas propriedades mecânicas do metal de solda estudado com preaquecimento inferior a 200ºC;
b) Realizar a soldagem pelo processo GMAW com a utilização de outros consumíveis, afim de se buscar um conjunto de propriedades ainda melhores;
c) Realizar a soldagem com metal de base R4, procurando avaliar a adequação do consumível à soldagem deste aço.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] JORGE, J.C.F.; BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G; PACHECO, P.M.C.L.; KENEDI, P.P.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; PAULO, L.A.B.F.; "Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo", **XXVII Congresso Nacional de Soldagem**, Campinas, SP, Brasil, 2001.

[2] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.; BOTT, I.S.; GUIMARÃES, F.H.B.; "Relação tenacidade/microestrutura da ZTA de aço fundido ASTM A 148 Gr. 80-50 para acessórios de ancoragem de plataformas de petróleo", **Soldagem & Inspeção**, vol. 9, nº 4, pp. 192-197, 2004.

[3] SUMAM, J.A.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Efeito de Tratamentos Térmicos pós-Soldagem nas Propriedades de Aço Fundido de Elevada Resistência para Sistemas de Ancoragem de Plataformas Marítimas", **Soldagem & Inspeção**, vol. 9, nº 4, pp. 205-212, 2004.

[4] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; BOTT, I.S.; "Influência da composição química e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de alta resistência", **XXXIII Congresso Nacional de Soldagem**, pp. 1-10, 2007.

[5] FARNEZE, H.N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore"; **Soldagem & Inspeção**, vol. 14, nº 2, pp. 151-160, 2009.

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

[7] VOGAS, P.V.B.D. et al.; "Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo flux cored", **LXVII Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, pp. 374-387, 2012.

[8] GOMES, A.J.M. et al.; "Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo", **LXVII Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, pp. 806-818, 2012.

[9] PINHEIRO, M.M. et al.; "Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored", **LXVII**

Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, pp. 1323-1333, 2012.

[10] JORGE, J.C.F.; FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem", **Soldagem & Inspeção**, vol. 18, nº 2, pp. 137–148, 2013.

[11] GOMES, A.J.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; "Influence of Chemical Composition and Post Welding Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals", **Materials Science Forum**, pp. 21-32, 2013.

[12] FARNEZE, H.N.; **Estudo comparativo de metais de solda de alta resistência obtidos pelos processos eletro revestido e arame tubular**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

[13] CHAVES, A.P.; **Estudo comparativo da vida em fadiga de aços fundidos e forjados de alta resistência para utilização em acessórios de linhas de ancoragem de plataformas offshore**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2010.

[14] VOGAS, P.V.B.D.; **Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestrututais de metal de solda de aço de alta resistência obtidos por processo arame tubular tipo flux cored**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[15] PINHEIRO, M.M.; **Influência do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas do metal de solda de aços de alta resistência obtidos por processo arame tubular tipo metal cored**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[16] GOMES, A.J.M.; **Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo, Dissertação de M.Sc.**, CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[17] LINS JUNIOR, A.S.; **Avaliação das propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço HY-80**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2013.

[18] JORGE, J.C.F.; BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; VIEIRA, R.D.; KENEDI, P.P.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; COSTA, L.C.S.; PAULO, L.A.B.F.; "Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo, Parte III – Comportamento em Fadiga", **XXXII Congresso Nacional de Soldagem**, 2006.

[19] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; BOTT, I.S.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; DINIZ, J.L.C.; “Evaluation of the Mechanical Properties on Welded Links of High Strength Steel Mooring Chains After Fatigue Testing”, **II Latin American Welding Congress**, São Paulo, 2008.

[20] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; KENEDI, P.R.; DINIZ, J.L.C.; SANTOS FILHO, O.R.; “Avaliação das Propriedades Mecânicas de Elos de Amarras de Aço de Alta Resistência Submetidos à Ensaios de Fadiga”, **VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica**, 2010.

[21] FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; SANTOS FILHO, O.R.; “Avaliação de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem”, **XXXVII Congresso Nacional de Soldagem**, Natal, 2011.

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

[23] LINS JUNIOR, A.S.; JORGE, C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; “Estudo comparativo das propriedades mecânicas de juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e MIG de aço de elevada resistência mecânica para emprego em estruturas navais”, **VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Penedo, Itatiaia, RJ, Brasil, 2013.

[24] LINS JUNIOR, A.S.; JORGE, C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; “Avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo de soldagem GMAW para aplicação em componentes de sistemas de ancoragem”, **LXIX Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, SP, Brasil, 2014.

[25] COUTO, J.L.S.; JORGE, C.F.J.; SOUZA, L.F.G.; “Influência da composição química nas propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência”, **LXIX Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração**, São Paulo, SP, Brasil, 2014.

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

[27] SILVA, M.C.; **Determinação experimental da tenacidade à fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**, Tese de D.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, SP, Brasil, 2009.

[28] PAIVA, A.M.C.; **Integridade de Sistemas de Ancoragem: contribuições às metodologias de análise**, Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2000.

[29] GONÇALVES, R.C.F.; COSTA, L.C.S.; “Inspeção em linhas de ancoragem de unidades de produção”, **XXI Congresso Nacional de Ensaios Não Destrutivos**, Salvador, BA, Brasil, 2002.

[30] TESOURO, N. F.; **Aspectos Estruturais no Comportamento de Estruturas Offshore**, Dissertação de M.Sc., Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, Portugal, 2010.

[31] AMERICAN BUREAU OF SHIPPING, Guide for certification of offshore mooring chain, Section 3, Accessories, USA, 1999.

[32] JORGE, C.F.J; FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; “Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de aço de extra alta resistência para utilização em equipamentos de ancoragem”, **Solgadem & Inspeção**, vol. 18, nº 2, pp. 137-148, 2013.

[33] HONEYCOMBRE, R.W.K.; **Aços: Microestrutura e propriedades**. Ed. Caloustre Gulbenkian, pp. 27-47, Lisboa, 1982.

[34] BHADESHIA, H.K.D.H.; HONEYCOMBRE, R.W.K.; **Steels microstructure and properties**. 3ª ed. s.I.: Elsevier, 2006.

[35] CRUZ, C.M.; MORILLA, J.C.; “Aços de alta resistência e baixa liga em oleodutos e gasodutos”, **Science and Technology**, vol. 1, nº 1, pp. 20-24, 2012.

[36] BRACARENSE, A.Q.; Liu, S.; "Desenvolvimento da soldagem em aços de alta resistência e baixa liga", **Soldagem e Materiais**, vol. 2, nº 2, pp. 18-32, 1994.

[37] BIRD, J.; "Improving the toughness of high Strength GMA Welds", **Marine Structure**, vol. 6, pp. 641-474, 1993.

[38] HOLTHAUS, J.E.; KOUL, M.G.; MORAN, A.L.; "Properties and microstructure evaluation as a function of processing parameters: Large HY-80 steel casting for a US Navy submarine", **Engineering Failure Analysis**, nº 13, pp. 1397-1409, 2006.

[39] SILVA, M.C.; **Determinação experimental da tenacidade a fratura da zona termicamente afetada de junta soldada de aço API 5L X80**, Tese de D.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, São Paulo, SP, Brasil, 2009.

[40] NÚÑEZ, M.M.G.; **Avaliação do comportamento em corrosão dos aços API 5LX70 e API 5LX80 em meio contendo CO2 por técnicas de análises superficiais e eletroquímicas**, Dissertação de M.Sc., PUC-Rio, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[41] SHIGA, C.; KAMADA, A.; HATOMURA, T.; HIROSE, K.; KUDOH, J.; SIKENE, T.; "Development of large diameter high strength line pipes for low temperature services", **Kawasaki steel thecnical report**, nº 4, 1981.

[42] GORNI, A.A.; DA SILVEIRA, J.H.D.; REIS, J.S.S.; "Metalurgia dos aços microligados usados em tubos soldades de grande diâmetro", **Corte e Conformação de Metais**, pp. 50-63, 2010.

[43] GODOY, J.C.; CAVALHEIRO, B.C.; SALANI, M.; "Tenacidade na junta soldada de aços API-DNV, fabricados por laminação controlada seguida de resfriamento acelerado", In: **Conferência de tecnologia de soldagem e inspeção**, Centro de Tecnologia SENAI-RJ - CTS Solda, 2008.

[44] GORNI, A.A.; **Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência de 600 a 800 MPa**, Tese de D.Sc., Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, 2001.

[45] GORNI, A.A.; MEI, P.R.; "Aços alternativos ao HY-80 sem a necessidade de aplicação de têmpera e revenido", **Metalurgia e Materiais**, nº 56, vol. 4, pp. 287-293, 2003.

[46] ALEXANDRE, J.A.S.; **Soldabilidade dos aços de extra elevada resistência do tipo 690 MPa; Dissertação de M.Sc.**, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova Lisboa, Lisboa, Portugal, 2010.

[47] PERINI, F.G.; **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**; Dissertação de M.Sc., Universidade de Caxias do Sul, RS, Brasil, 2008.

[48] MENDOZA, A.R.; **Relationship between microstructure, properties and HICC resistance of HSLA steel weld metals**; Tese de D.Sc., University of Leeds, 2008.

[49] KEEHAN, E.; KARLSSON, H.; ANDRÉN, O.; BHADESHIA, H.K.D.H.; "New developments with C-Mn-Ni high-strength steel weld metals, part A - microstructure"; **Welding Journal**, vol. 85, nº 9, pp. 200s-210s, 2006.

[50] SANTOS NETO, N. F.; **Caracterização de Soldas em Aços API 5L com Diferentes Arames Tubulares e Temperaturas de Preaquecimento**; Dissertação de M.Sc., UNICAMP, Campinas, SP, Brasil, 2003.

[51] LIU, S.; BRACARENSE, A.Q.; “Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga”; **Soldagem & Materiais**, vol. 6, nº 2, pp. 17-32, 1994.

[52] SVENSSON, L.E; “Consumables for Welding High Strength Steels”; **Svetsaren**, nº 1; Goteborg, Sweden; 1999.

[53] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDRÉN, H.-O; BHADESHIA, H.K.D.H; “Influence of carbon, manganese and nickel on microstructure and properties of strong steel weld metals. Part 3 – Increased strength resulting from carbon additions”; **Science and Technology of Welding & Joining**, vol. 11, nº 1, pp. 19-24, 2006.

[54] TRAIZET, A.E.; GALAND, E.; CHOVET,C.; LEDUEY, B.; “Welding Consumables Development for High Strength Steel Joints for Oil & Gas Applications”; **Competence – The Technical Journal of Oerlikon Welding and Cuttind Expertise**; pp. 13-25; France, 2009.

[55] KEEHAN, E.; **Effect of microscructure on mechanical properties of high strength steel weld metals**; Tese de D.Sc., Chalmers University of Technology and Goteborg University, Goteborg, Sweden, 2004.

[56] EASTERLING, K.; **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, Butter Worths, 1983.

[57] BHADESHIA, H.K.D.H.; “Strong ferritic-steel welds”, **Materials Science Forum**, pp. 593-543:6-11, 2007.

[58] ZHANG, Z.; FARRAR, R.A.; "Influence of Mn and Ni on the microstructure and toughness of C-Mn-Ni weld metals", **Welding Research Supplement to the Welding Journal**, pp. 183s-196s, 1997.

[59] WIDGERY, D.J.; KARLSSON, L.; MURUGANANTH, M.; KEEHAN, E.; “Approaches to the development of high strength weld metals”, **Proceedings 2nd Int. Symposium of High Strength Steel**, Norway, 2002.

[60] MODENESI, P.J.; MARQUES, P.V.; SANTOS, D.B.; **Introdução à metalurgia da soldagem**, Universidade Federal de Minas Gerais, Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 2012.

[61] BÚRIGO, B.A.; DE SOUZA, F.G.F.; DUZ, J.L.; MATTIOLI, S.C.; Aquisição do ciclo térmico de soldagem. Faculdade SATC - Departamento de engenharia mecânica. Disponível em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAAQg0AC/artigo-ciclo-termico-soldagem>. Acesso em: 1 ago. 2014.

[62] GIANETTO, J.A.; SMITH, N.S.; MCGRATH, J.T.; BOWKER, J.T.; "Effect of composition and energy input on structure and properties of high-strength weld metals", **Welding Journal**, vol. 71, nº 11, pp. 407s-419s, 1992.

[63] CODOGNOTTO, M.; “Pré-aquecimento”, **Correio Técnico**, nº 16, pp. 76-79, 2011.

[64] KEEHAN, E.; ZACHRISSON, J.; KARLSSON, L.; "Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal", **Science and technology of welding and joining**, vol. 15, nº 3, pp. 233-238, 2010.

[65] LORD, M.; JENNINGS, G.; “Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals”, **Svetsaren**, Sweden, vol. 54, nº 1-2, pp. 53-58, 1999.

[66] KARLSSON, L.; KEEHAN, E.; ANDREN, H.O.; BHADESHIA, H.K.D.H.; “Development of high strength steel weld metals – potential of novel high-Ni compositions”, IN: **Eurojoin**, vol. 50, Vienna, Proceedings, pp. 1-8, 2004.

[67] GODOY, W.L.; **Efeito da temperatura de pré-aquecimento e características do pulso na microestrutura de aço estrutural de alta resistência e baixa liga soldado com arco elétrico e proteção gasosa**; Dissertação de M.Sc., UNESP, Bauru, SP, Brasil, 2008.

[68] PINHEIRO, M.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOOT, I.S.; “Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas de metal de solda de alta

resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored", **VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação**, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, 2013.

[69] ASM Metals Handbook - Volume 4 - Heat Treating, American Society Materials, 2002.

[70] 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.

[71] ASTM A 370-05, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2005.

[72] RAMIREZ, J.E.; "Examining the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals", **Welding Journal**, USA, vol. 88, nº 1, pp. 32-38, 2009.

[73] SURIAN, E.; RISSONE, N.M.; SVOBODA, H.G.; de Vedia, L.A.; "SMAW, FCAW and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties", **Welding Journal**, USA, vol. 89, nº 3, pp. 54-64s, 2010.

[74] TALAS, S.; "The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals", **Materials & Design**, vol. 31, pp. 2649-2653, 2010.

[75] GOMES, A.J.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; JORGE, J.CF. Estudo de propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de extra alta resistência com diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem, In: **Congresso Nacional de Soldagem**, 380, Ouro Preto, Minas Gerais: Brasil, pp.1-13, 2012.

[76] SURIAN, E.S.; de VEDIA, L.A.; "All-weld-metal design for AWS E10018M, 11018M and 12018M type electrodes", **Welding Journal**, USA, vol. 78, nº 6, pp. 217s-228s, 1999.

[77] Ramirez, J.E.; "Characterization of high strength steel weld metals, chemical composition, microstructure and nonmotallic inclusions", **Welding Journal**, vol. 87, nº 3, pp. 65s-75s, 2008.

[78] ZEEMANN, A.; Diluição. Rio de Janeiro: COPPE/UFRJ, 2003. Disponível em: <http://www.infosolda.com.br/images/Downloads/Artigos/metal/diluio.pdf>. Acesso em: 29 out. 2014.

[79] Disponível em: <http://calculations.ewi.org/vjp/secure/TTTCCTPlots.asp>. Acesso em: 08 ago. 2014.

[80] EN 1011-2, Welding — Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels, Brussels, 2003, 62p.