CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

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

Marcelo Marmello Pinheiro

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

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Rio de Janeiro
Agosto / 2012

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

Marcelo Marmello Pinheiro

Aprovada por:

_____

Presidente, Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

_____

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

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

Prof. Ronaldo Pinheiro da Rocha Paranhos, Ph.D. (DCMM/UENF)

Rio de Janeiro
Agosto / 2012

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

P654 Pinheiro, Marcelo Marmello
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 / Marcelo Marmello Pinheiro.—2012.
xii, 75f. : il. , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2012.
Bibliografia : f.70-75
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge [e] Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Metalurgia. 2. Soldagem. 3. Metais – Propriedades mecânicas. 4. Metais – Tratamento térmico 5. Aços. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 671.36

"- Nunca mais vamos tirar essa nave daqui, Mestre Yoda.

- Pra você tudo impossível é, mas não ouve o que digo eu...

- Tá certo, vou tentar...

- Não! Tente não, faça ou não faça. Tentativa não há!

.....

- Eu não acredito, Mestre, o senhor conseguiu!

- Você não acredita, por isso fracassa, jovem Skywalker"

Diálogo Mestre Yoda e Luke Skywalker – Star Wars

À minha amada esposa Ana Cristina e ao meu querido filho João Marcelo, que sempre me mostraram que tudo é possível quando acreditamos.

AGRADECIMENTOS

- A Deus, por estar sempre ao meu lado, me proporcionando momentos felizes e excelentes oportunidades e me encorajando nos momentos difíceis os quais fazem parte do aprendizado;

- À minha esposa Ana Cristina, pelos bons momentos proporcionados e pelo espírito de companheirismo que sempre norteou nosso relacionamento;

- Ao meu filho João Marcelo, por ter me mostrado que nada é maior do que o amor que sinto por ele;

- Aos meus pais que apesar da simplicidade sempre me estimularam ao estudo;

- Aos valorosos Professores Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.) e Luis Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), meus prezados orientadores, pela perseverança, dedicação, boa fé e amizade, fundamentais para a conclusão deste desafio;

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

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

- À MAN LATIN AMERICA, representada pelos executivos Dorival Alcaide, Paulo Marcos Barbosa e Reginaldo Felippe, e a FMC TECHNOLOGIES, representada pelos executivos Rodrigo Zanetti, Marcelo Alves e Mark Jetter, pelo apoio na realização desse curso;

- À ESAB pela doação do consumível e;

- A todos aqueles que me incentivaram, no inicio, no meio e/ou no final do curso, sempre me dando força para não desistir.

RESUMO

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

Marcelo Marmello Pinheiro

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

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

O presente trabalho tem como objetivo analisar o efeito do preaquecimento e do tratamento térmico pós-soldagem em metal de solda de aço de alta resistência pelo processo de arame tubular tipo metal cored com proteção gasosa. Em estudos anteriores, foi analisado o efeito do tratamento térmico com outros processos e consumíveis para este tipo de metal de solda, obtendo-se resultados muito próximos dos limites mínimos aceitáveis para utilização em recuperação de componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo fabricados em aço da classe IACS W22 Grau R3. Desta forma, o presente trabalho dá sequência à este programa de pesquisas, com o intuito de se verificar a possibilidade de obtenção de melhores propriedades mecânicas para o metal de solda e, consequentemente, uma maior segurança nas operações de reparo por soldagem destes equipamentos. Foram soldadas juntas multipasse, pelo processo arame tubular tipo metal cored da classe AWS E 110C-G com 1,2mm de diâmetro, preaquecimento de 200 e 250°C, corrente contínua, posição plana e aporte térmico médio de 1,58kJ/mm. Após a soldagem, realizaram-se ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos em corpos-de-prova retirados integralmente do metal depositado, na condição de como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem. Os tratamentos térmicos pós-soldagem consistiram de aquecimento a 580°C por 1, 2 e 3 horas seguido de resfriamento ao ar. Os resultados mostraram que os metais de solda obtidos apresentaram propriedades mecânicas satisfatórias em todas as condições de análise, propiciando resultados superiores aos mínimos requeridos. Adicionalmente o tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma queda de tenacidade, que está associada à precipitação de carbetos nos contornos de grão da austenita prévia.

Palavras-chave:

Metal de solda; Arames tubulares tipo Metal Cored; Aços de alta resistência; Tratamento térmico pós-soldagem.

Rio de Janeiro
Agosto / 2012

ABSTRACT

INFLUENCE OF PREHEAT AND POST WELD HEAT TREATMENT ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METAL BY METAL CORED TUBULAR ELECTRODES

Marcelo Marmello Pinheiro

Advisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc

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

The main goal of the present work, which is part of an extensive ongoing research program, is to evaluate the effect of the post weld heat treatment on the mechanical properties of high strength steel weld metals obtained by gas shielded metal cored tubular electrodes. Previous studies on this program already analyzed the effect of post weld heat treatment with others kinds of consumables and processes, achieving results very close to minimum required by IACS W22 Grade R3 steels. Multi-pass joints were welded using AWS E 110C-G metal cored electrode by GMAW process, with 1,2 mm diameter, pre-heating of 200 and 250°C, direct current, flat positioned and heat input average of 1,6KJ/mm. After the welding, tensile, Charpy-V impact and hardness tests and metallographic examination in testing pieces removed entirely from the weld metal both in the as welded and after post weld heat treatment conditions. The post weld heat treatment consisted by heating to 580°C by 1,2 and 3 hours, respectively, followed by air cooling. The results showed that the obtained weld metals presented satisfactory mechanical properties in all conditions, reaching the minimum required by IACS W22 Grade R3 steel. Additionally, it was verified that the post weld heat treatment provided a decrease on the weld metal toughness, which can be attributed to carbon precipitates on the previous austenite grain boundary.

Keywords:

Weld metal; Metal cored consumables; High strength steels; Post weld heat treatment

Rio de Janeiro
August / 2012

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1
I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
I.1 – METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA 3
I.2 – EFEITO DO PREAQUECIMENTO EM METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA 13
I.3 – SISTEMAS DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS 29
II – MATERIAIS E MÉTODOS 38
II.1 – MATERIAIS 38
II.1.1 – Material de Base 38
II.1.2 – Materiais de Adição 38
II.2 – MÉTODOS 38
II.2.1 – Preparação da junta 38
II.2.2 – Procedimento de 39
II.3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS 43
II.4 – ANÁLISE DA PRODUTIVIDADE 43
II.5 – ANÁLISE QUÍMICA 43
II.6 – ENSAIOS MECÂNICOS 43
II.6.1 – Ensaios de Tração 43
II.6.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 43
II.6.3 – Ensaios de Dureza 44
II.7 – ENSAIOS METALOGRÁFICOS 45
III – RESULTADOS 47
III.1 – PRODUTIVIDADE 47
III.2 – ANÁLISE QUÍMICA 47
III.3 – ENSAIOS MECÂNICOS 47
III.3.1 – Ensaios de Tração 47
III.3.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 49
III.3.3 – Ensaios de Dureza 51
III.4 – ENSAIOS METALOGRÁFICOS DOS METAIS DEPOSITADOS 53
III.4.1 – Macrografia 53
III.4.2 – Micrografia 55
IV – DISCUSSÃO 60
IV.1 – INTRODUÇÃO 60
IV.2 – SELEÇÃO DO CONSUMÍVEL 60
IV.3 – PRODUTIVIDADE 61

IV.4 – PROPRIEDADES MECÂNICA DO METAL DE SOLDA 61
IV.4.1 – Ensaio de tração 61
IV.4.2 – Ensaio de Impacto 65
IV.4.3 – Ensaio de dureza 67
IV.5 – CONSIDERAÇÕES SOBRE RESULTADOS 68
CONSIDERAÇÕES FINAIS 72
CONCLUSÕES 72
SUGESTÕES 73
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 74

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 – Diagrama TRC para metal de solda, relacionando os possíveis efeitos na microestrutura e nos produtos de transformação para diferentes tempos de resfriamento 4
Figura I.2 – Dureza em função do ciclo térmico e elementos de liga 5
Figura I.3 – Variação da energia absorvida com a temperatura de ensaio para metais de solda com diferentes teores de carbono e com 7%Ni e 0,5%Mn (% em peso) 6
Figura I.4 – Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -50° 9
Figura I.5 – Efeito da concentração de Mn e Ni na tenacidade à -60°C, conforme modelo de rede neural 10
Figura I.6 – Efeito da relação Mn/Ni na microestrutura de metais de solda de alta resistência 11
Figura I.7 – Evolução dos valores de escoamento e resistência em função do aporte térmico para consumível de 890MPa (Consumível 1) e 690MPa (Consumível 2) 13
Figura I.8 – Efeito do aporte térmico na velocidade de resfriamento 15
Figura I.9 – Efeito do aporte térmico e da temperatura inicial da peça no fluxo de calor 16
Figura I.10 – Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento – Composição: 0,06%C, 0,56%Mn e 0,05%Ni 18
Figura I.11 – Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento – Composição: 0,04%C, 1,29%Mn e 3,58%Ni 19
Figura I.12 – Ciclos térmicos para os cordões de solda executados à temperatura ambiente (25°C) e com preaquecimento de 70°C 20
Figura I.13 – Relação entre os valores de Δt8-5 e a temperatura de pré-aquecimento (To), nos processos de soldagem por eletrodo revestido (SAER) e arame tubular (SAT) 21
Figura I.14 - Curva de dureza x tempo de resfriamento para juntas soldadas com energia de soldagem igual a 1,23 kJ/mm 22
Figura I.15 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura ambiente 23
Figura I.16 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura 100°C 24
Figura I.17 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de pré-aquecimento à temperatura 150°C 24
Figura I.18 – Energia absorvida do metal de solda de um arame rutílico diâmetro 1,2mm versus velocidade de resfriamento 25
Figura I.19 – Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível 29
Figura I.20 – Componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo 30
Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada 39
Figura II.2 – Detalhe da seqüência de soldagem com arame tubular 39
Figura II.3 – Aspecto das juntas após a soldagem 40
Figura II.4– Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada (Desenho esquemático). 44
Figura II.5 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (Cotas em mm) 44
Figura II.6 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (Cota em mm) 45

Figura II.7 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (Cotas em mm) 46
Figura III.1 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico 49
Figura III.2 – Variação da energia absorvida com o tempo de tratamento térmico 51
Figura III.3 – Perfil de dureza para soldagem dos metais de solda. 53
Figura III.4 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas 54
Figura III.5 – Aspecto microestrutural da região colunar do último passe dos metais de solda observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500x – Ataque: Nital 2%. 56
Figura III.6 – Aspecto microestrutural da região colunar do último passe dos metais de solda na condição de como soldado observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2%. 56
Figura III.7 – Aspecto microestrutural dos metais de solda M200 na região da ponta do entalhe Charpy–V observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500x. Ataque: Nital 2% 57
Figura III.8 – Aspecto microestrutural dos metais de solda M200 na região da ponta do entalhe Charpy–V observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2% 58
Figura III.9 – Ocorrência de precipitação de carbetos nos contornos de grão nos metais de solda após TTPS observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2% 59
Figura IV.I – Resistência Mecânica (MPa) x Tempo de Tratamento Térmico (Horas) 63
Figura IV.2 – Tensão de Escoamento (MPa) x Tempo de Tratamento Térmico (Horas) 63
Figura IV.3 – Relação propriedades mecânicas x carbono equivalente CE_{IIW} 64
Figura IV.4 – Relação resistência mecânica x carbono equivalente CE_{IIW} 66

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 – Composição química (% em peso, exceto onde indicado) e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por eletrodo revestido 6
Tabela I.2 – Composição química dos metais depositados de 04 consumíveis (% em peso) 7
Tabela I.3 – Resultados dos ensaios mecânicos em 03 consumíveis com composições químicas mostradas na Tabela I.2 7
Tabela I.4 – Composição química dos metais depositados (% em peso). 8
Tabela I.5 – Resultado dos ensaios de impacto dos consumíveis dados na Tabela I.4. 8
Tabela I.6 – Quantificação de microfases versus temperatura de preaquecimento 25
Tabela I.7 – Resultados obtidos de estudos diversos em metais de solda de alta resistência 26
Tabela I.8 – Variação das propriedades mecânicas em função do aporte térmico 27
Tabela I.9 – Propriedades mecânicas do metal de solda do consumível AWS E-10018M com a variação do aporte térmico 27
Tabela I.10 – Propriedades mecânicas do metal de solda variando a corrente de soldagem 28
Tabela I.11 – Requisitos para amarras e acessórios de aço segundo IACS W22 31
Tabela I.12 – Requisitos de propriedades mecânicas para consumíveis classe E11018M 33
Tabela I.13 – Requisito de composição química do metal de solda para os consumíveis de alta resistência conforme norma AWS A 5.5 33
Tabela I.14 – Requisito de composição química do metal de solda para os consumíveis de alta resistência conforme norma MIL-E-222000/1F 34
Tabela I.15 – Resultados dos ensaios de tração para cada posição no elo 34
Tabela I.16 - Resultados dos ensaios de impacto realizados à 0°C 35
Tabela I.17 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V. em Joules 36
Tabela II.1 – Composição química dos consumíveis conforme dados dos fabricantes (% em peso) 38
Tabela II.2 - Propriedades mecânicas do consumível 38
Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 200°C 41
Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 250°C 42
Tabela III.1 - Taxa de deposição dos processos eletrodo revestido e arame tubular 47
Tabela III.2 - Composição química dos metais de solda (% em peso) 47
Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de tração 48
Tabela III.4 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20°C, em Joules 50
Tabela III.5 – Valores de dureza HV encontrados nas amostras soldadas M200 e M250 nas condições Como Soldado (CS) e após Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 52
Tabela III.6 – Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda 55

INTRODUÇÃO

As plataformas de petróleo para operação offshore são unidades flutuantes cujo sistema de amarração consiste em longos trechos de amarras de aço, cabos de aço e outros acessórios.

Normalmente, estes sistemas são compostos de inúmeros componentes diferentes e projetados para uma vida útil em torno de 20 anos, devendo-se prever inspeções periódicas para monitoramento da vida em fadiga dos mesmos. Durante estas operações de inspeção, considerando a criticidade do funcionamento dos sistemas de ancoragem, pode ser verificada a ocorrência de inúmeros danos, os quais podem gerar a necessidade de substituição de elos individuais, de forma a garantir a integridade estrutural de todo o sistema, assim como a continuidade do funcionamento regular da plataforma, estando neste caso, envolvidos enormes custos de paradas não previstas.

Quando ocorre a previsão de substituição de um único elo de amarra, faz-se necessária uma movimentação de enormes proporções visto que as linhas de ancoragem devem ser retiradas de serviço, trazidas para a terra, embarcadas em transporte terrestre e encaminhadas às fábricas para possibilitar a substituição, o que se caracteriza por um custo elevado e um prazo dilatado. Adicionalmente, deve-se considerar que o transporte terrestre envolve uma limitação de peso e comprimento de amarras, o que obriga a colocação de elos de ligação do tipo Kenter o qual, reconhecidamente, apresenta vida em fadiga muito inferior a dos elos comuns.

Com o objetivo de minimizar estes custos, iniciou-se um programa de estudos com o objetivo de qualificar procedimentos confiáveis de soldagem para elos de amarras de aço, o qual já produziu inúmeros resultados positivos [1-8] pelo processo eletrodo revestido. Baseado nestes resultados promissores, o programa avançou e foi introduzido o processo de soldagem por arame tubular, com o objetivo de aumentar a produtividade na soldagem destes elos de amarra [9].

No entanto, embora com resultados interessantes, verificou-se naquele estudo [9], que a tenacidade ao impacto obtida no metal de solda foi muito próxima do mínimo para o grau R3 da norma IACS W22 [10].

A presente dissertação dá sequência a estes estudos e tem por objetivo estudar o efeito de 02 condições de preaquecimento alternativos para mudança de velocidade de resfriamento e diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem sobre as propriedades mecânicas de metais de solda de aço de alta resistência, visando avaliar a possibilidade de um

melhor desempenho deste consumível, tendo como referência o trabalho desenvolvido por FARNEZE et al [9].

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1. METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

A necessidade da construção naval por aços cada vez mais resistentes tem levado ao desenvolvimento de novos consumíveis para soldagem, garantindo na região do metal de solda propriedades mecânicas próximas às do metal de base. Nesse contexto, a presença de elementos de liga tais como manganês, níquel, cromo, molibdênio e cobre desempenham um papel importante para a obtenção de níveis altos de resistência, da ordem de 700MPa [11-19].

As propriedades mecânicas do metal de solda estão diretamente ligadas às microestruturas formadas, que por sua vez estão diretamente relacionadas à composição química do metal de solda e aos ciclos térmicos impostos durante a soldagem. O conhecimento dessas relações permite o desenvolvimento de consumíveis que atendam às exigências cada vez maiores dos metais de solda de alta resistência.

ALEXANDRE [20] afirma que as propriedades mecânicas de juntas soldadas são determinadas em primeiro lugar, pela composição química do aço e do metal de adição, e pelos ciclos de temperatura que ocorrem durante o processo de soldagem.

A composição química do metal de solda somado às condições de resfriamento do metal de solda define a microestrutura, que é um fator que influencia as propriedades mecânicas da solda. De forma geral, o aumento do teor de elementos de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a ocorrência desta transformação a temperaturas mais baixas para velocidades de resfriamento elevadas, conforme apresentado na Figura I.1 [9]. Isso se deve devido à maior temperabilidade desses metais de solda em consequência da maior presença de elementos de liga.

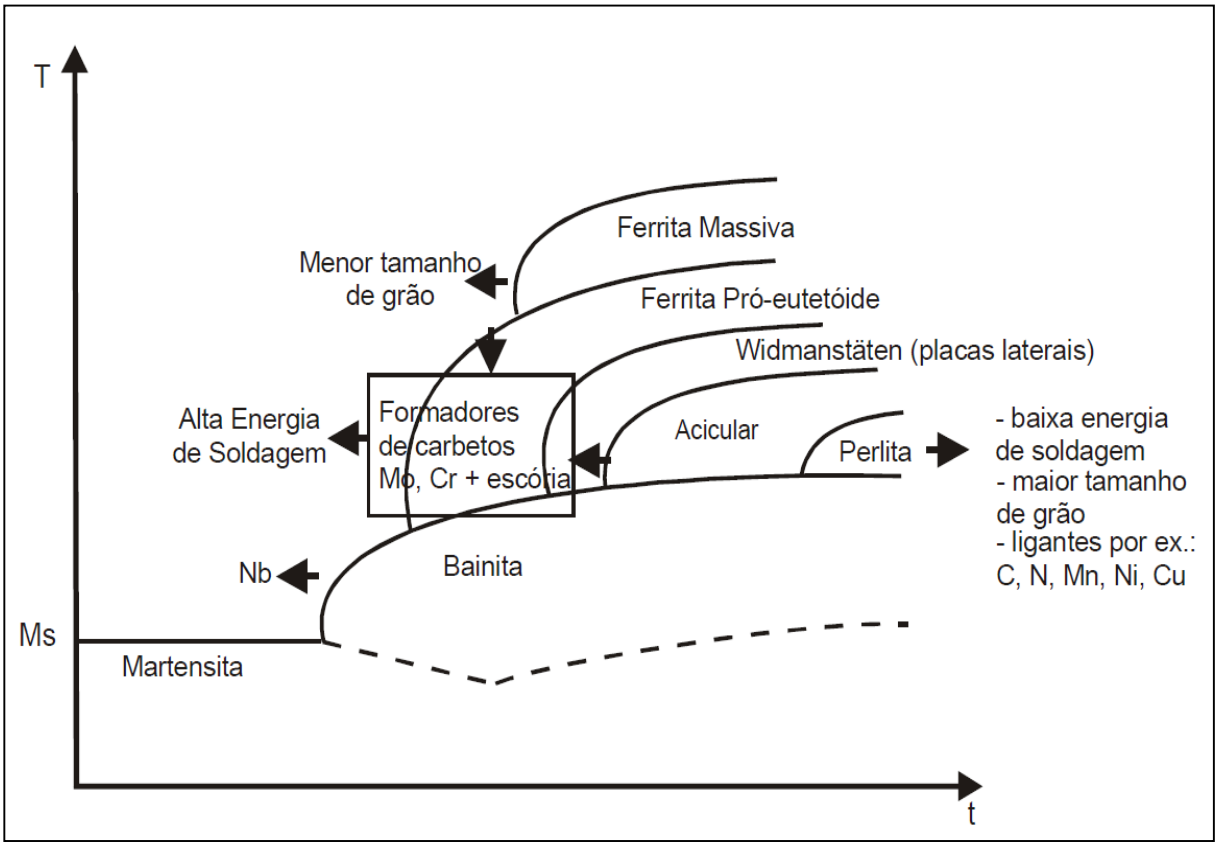


Figura I.1 – Diagrama TRC para metal de solda, relacionando os possíveis efeitos na microestrutura e nos produtos de transformação para diferentes tempos de resfriamento [9]

Elementos como Manganês e Níquel deslocam as curvas de inicio de transformação para a direita e para abaixo, conforme HARRISON et al [21] demonstraram ao estudar isoladamente o efeito desses elementos sobre diagramas TRC.

TRAIZET [19] reforça o exposto ao afirmar que a fragilidade da microestrutura está ligada a composição química do metal de solda e ao ciclo térmico de soldagem. Para uma dada composição, a microestrutura terá uma dureza mais elevada quanto mais rápido for o ciclo térmico, conforme apresentado esquematicamente na Figura I.2.

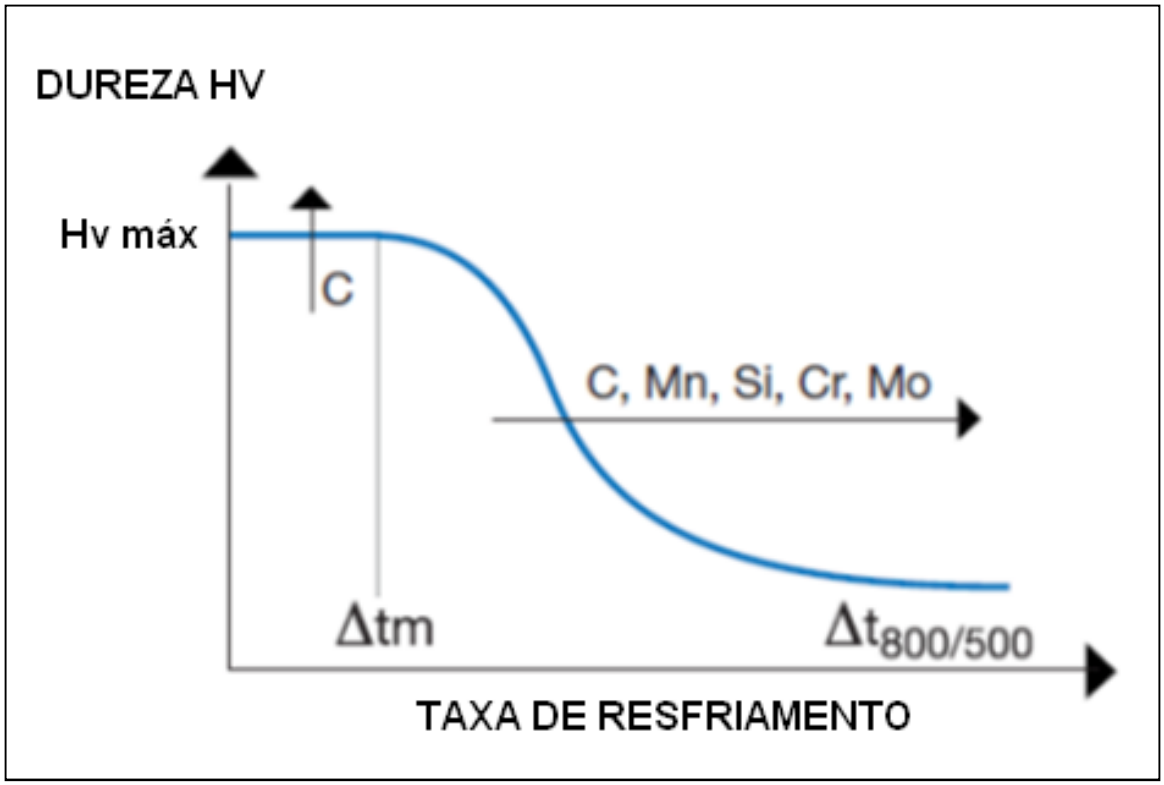


Figura I.2 – Dureza em função do ciclo térmico e elementos de liga. Adaptado de [19]

Segundo PERINI [11], é possível obter a desejada combinação de resistência mecânica e tenacidade das soldas com a adição de elementos de liga, tais como titânio, molibdênio, níquel, cromo, vanádio e alumínio que alteram sensivelmente a temperabilidade.

Analisando a influência do carbono na composição química de um eletrodo revestido com 7% em peso de Ni e 0,5% em peso de Mn, KEEHAN [18] verificou aumento considerável na resistência mecânica de 777MPa para 912MPa, conforme Tabela I.1. Como era esperado, houve uma queda dos valores de tenacidade, que segundo o autor, ainda estão elevados, conforme Figura I.3.

Tabela I.1 – Composição química (% em peso, exceto onde indicado) e propriedades mecânicas de metais de solda obtidos por eletrodo revestido, adaptado de [18].

Metal de solda	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	LE MPa	LR MPa	LE / LR	Al (%)
A	**0,030**	**0,4**	**0,61**	**0,009**	**0,16**	**0,38**	**6,11**	**0,02**	**0,018**	**777**	**831**	**0,94**	**22**
B	**0,061**	**0,34**	**0,56**	**0,006**	**0,15**	**0,35**	**6,84**	**0,01**	**0,014**	**858**	**895**	**0,96**	**18**
C	**0,110**	**0,36**	**0,53**	**0,008**	**0,14**	**0,40**	**7,04**	**NA**	**0,016**	**912**	**971**	**0,94**	**18**

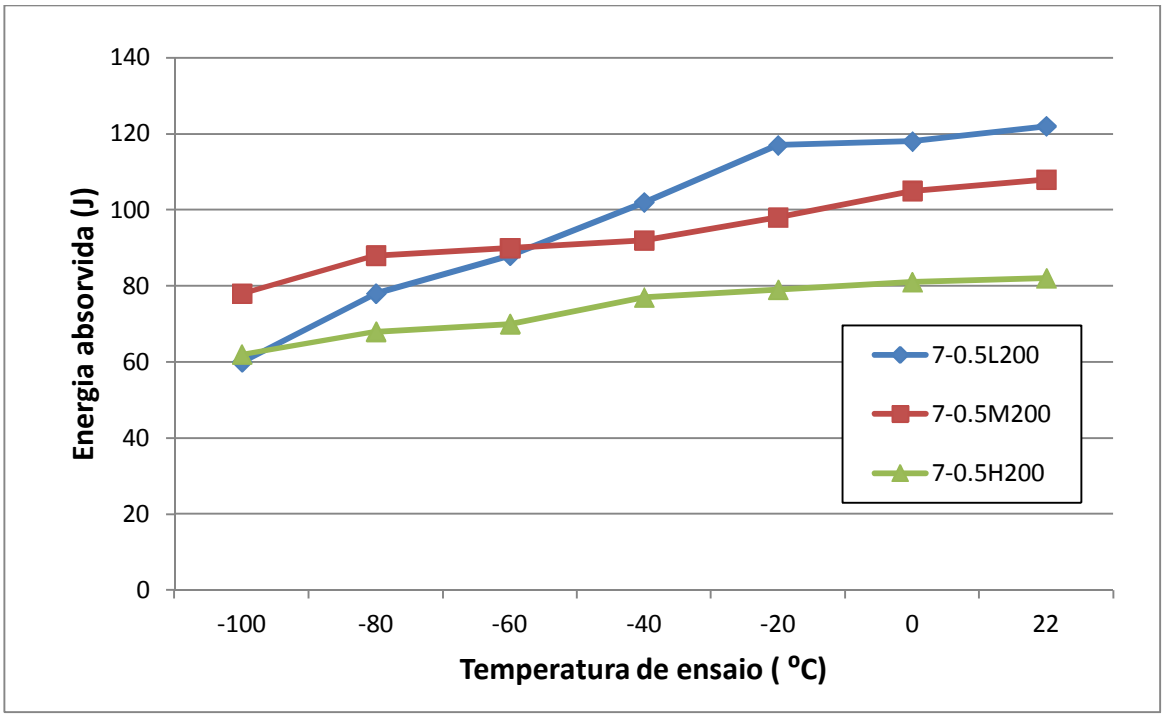


Figura I.3 – Variação da energia absorvida com a temperatura de ensaio para metais de solda com diferentes teores de carbono e com 7%Ni e 0,5%Mn (% em peso) [18].

De uma maneira geral, o aumento do teor de elementos de liga para aumento da resistência reduz a resistência ao impacto, com exceção do níquel, que tende a favorecer esta propriedade [17]. Neste aspecto, estudo desenvolvido por JORGE et al [5], usando 04 consumíveis variando a composição química conforme apresentado na Tabela I.2, obteve-se maiores valores de tenacidade com o menor teor de Mn e o maior teor de Ni (Tabela I.3).

Tabela I.2 – Composição química dos metais depositados de 04 consumíveis (% em peso) [5]

Consumível	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V	Ceq(*)
A	0.083	0,233	0,018	0,016	2,43	0,49	2,11	0,298	0,01	0,788
B	0,067	0,193	0,019	0,016	1,79	0,35	2,74	0,352	0,01	0,690
C	0,048	0.164	0,018	0,017	1,46	0,73	3,00	0,515	0,01	0,742
D	0,040	0,160	0,020	0,016	2,16	0,54	2,95	0,310	0,01	0,769

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

Tabela I.3 – Resultados dos ensaios mecânicos em 04 consumíveis com as composições químicas mostradas na Tabela I.2, adaptado de [5]

Consumível	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	LE/LR	Ecv (J) à -20°C Média
A	Como soldado	761	881	23	56	0,86	50,5
	TTPS - 600°C	758	871	22	62	0,87	57,7
B	Como soldado	761	816	21	57	0,93	78,7
	TTPS - 600°C	656	812	22	61	0,81	88,5
C	Como soldado	742	804	21	61	0,92	92,3
	TTPS - 600°C	707	794	22	61	0,89	61,6
D	Como soldado	762	847	18	61	0,90	61,3
	TTPS - 600°C	743	854	21	61	0,87	50,0

Analisando os resultados dos ensaios mecânicos apresentados na Tabela I.3, pode ser verificado que o consumível A, que apresenta maiores teores de C, Si e Mn e menor teor de Ni, apresentou os maiores valores de resistência mecânica e menor valor de energia absorvida, enquanto que o consumível C, que apresenta menores teores de C, Si e Mn e maior teor de Ni, apresentou os menores valores de resistência mecânica e maior valor de energia absorvida. Com essa análise, parece haver uma tendência em acreditar que os elementos C, Mn e Si são controladores de resistência mecânica, enquanto que o Ni é o elemento controlador da tenacidade ao impacto. Porém, não se deve promover um aumento continuo desses 02 elementos, conforme discutido por JORGE et al [22] em estudo de metal de solda

de alta resistência no qual os autores afirmam que deve-se buscar um ponto de equilíbrio nos teores desses elementos, de forma a conseguir a melhor relação resistência x tenacidade.

Comparando a composição dos consumíveis apresentados na Tabela I.3 com os resultados de tenacidade apresentados na Tabela 1.4, JORGE et al [22] inferem que o metal de solda 4, que apresenta os maiores teores de Ni e Mn, apresenta os piores resultados de tenacidade.

Tabela I.4 – Composição química dos metais depositados (% em peso). Adaptado de JORGE et al [22]

Cons.	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ti
1	0,0498	0,111	0,0095	0,0084	1,145	0,544	2,758	0,36	0,017	0,0099	0,007
2	0,0740	0,436	0,0178	<0,008	1,411	0,445	2,031	0,83	0,032	0,0201	0,022
3	0,0657	0,282	0,0105	<0,008	1,978	0,412	2,661	0,43	0,010	0,0255	0,012
4	0,0518	0,144	0,0225	0,0123	1,903	0,388	2,970	0,26	0,029	<0,005	0,007

Tabela I.5 – Resultado dos ensaios de impacto dos consumíveis dados na tabela I.4. [22]

Consumível	Condição	1º Ensaio	2º Ensaio	3º Ensaio	Ecv (J) à -20°C Média
1	CS	80,0	84,0	73,5	79,2
	TTPS	42,0	57,0	49,5	49,7
2	CS	80,0	79,5	76,5	78,7
	TTPS	51,0	43,5	51,0	48,5
3	CS	87,0	84,5	83,0	84,8
	TTPS	77,5	76,0	68,5	74,0
4	CS	40,0	31,5	29,0	33,5
	TTPS	66,5	64,0	71,0	67,2

Os resultados acima apresentados evidenciam que há uma necessidade de um equilíbrio preciso da relação Mn e Ni, de forma a atingir as propriedades mecânicas desejadas. Os resultados encontrados estão de acordo com o apresentado por ZHANG et al [23] na Figura I.4, que mostra uma correlação entre a tenacidade de impacto e os teores de Mn e Ni, mostrando que o aumento simultâneo dos teores desses elementos acima de determinado

nível, significa uma redução na tenacidade ao impacto [23]. O autor, porém, adverte que a análise dessa figura deve ser feita com reservas, pois a presença de qualquer outro elemento na composição química pode alterar a relação composição x tenacidade, além de outros mecanismos importantes, como, principalmente a microestrutura [23]. Para análises corretas dessa relação devem ser sempre analisados a composição química do metal de solda e as condições de soldagem.

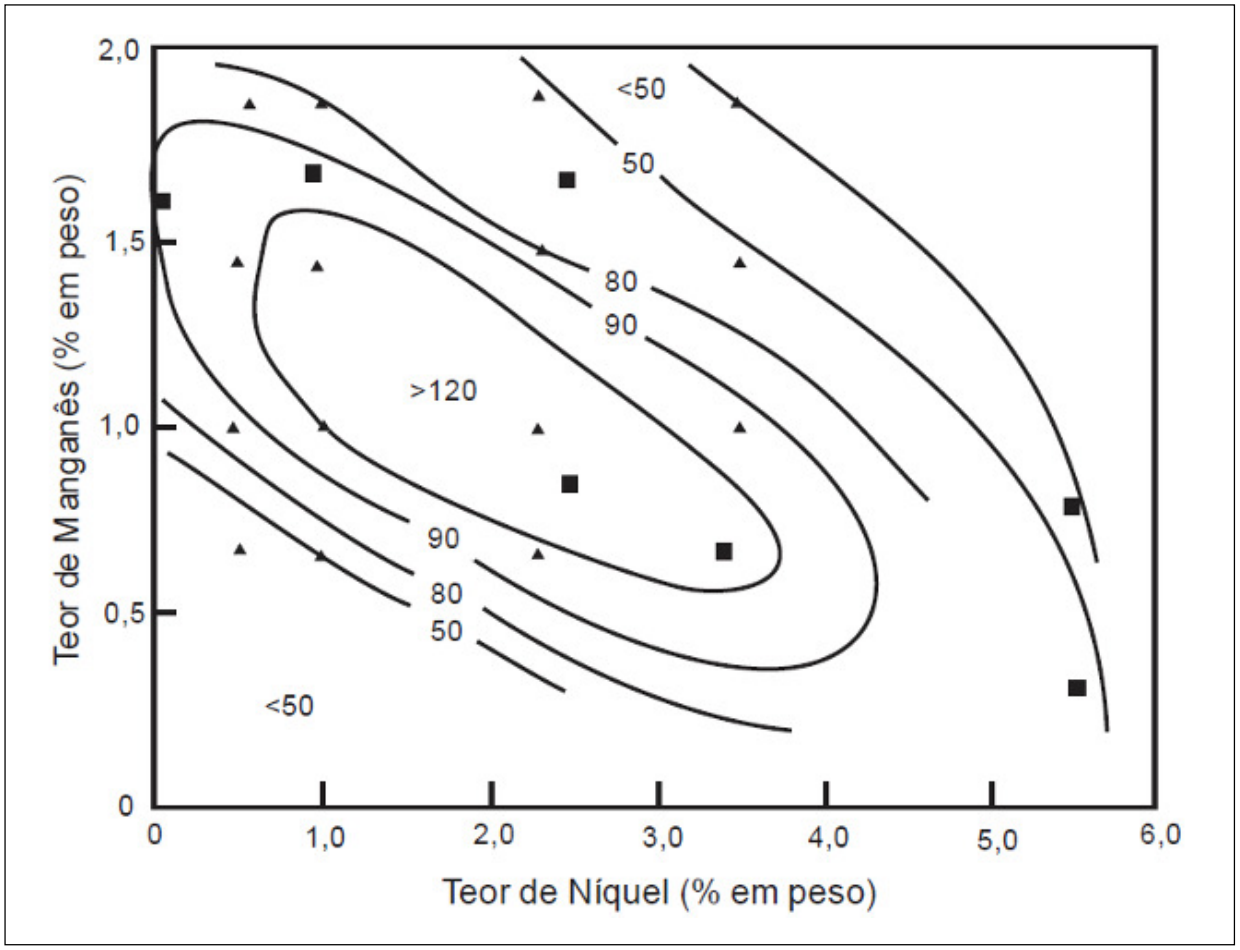


Figura I.4 – Efeito do Ni e Mn na tenacidade ao impacto à -50°C [23]

TAYLOR e EVANS [24] também ressaltam a importância de se fazer um balanço sobre o efeito combinado do Mn e do Ni, garantindo níveis adequados de tenacidade para o metal de solda, uma vez que adições de Ni reduzem o nível ótimo de Mn, o que foi fortalecido por KEEHAN [25] que demonstrou que o Ni não melhora a tenacidade em altas concentrações de Mn e o aumento da resistência ocorre quando é baixa a concentração de Mn, conforme modelo de rede neural reproduzido na Figura I.5 [25].

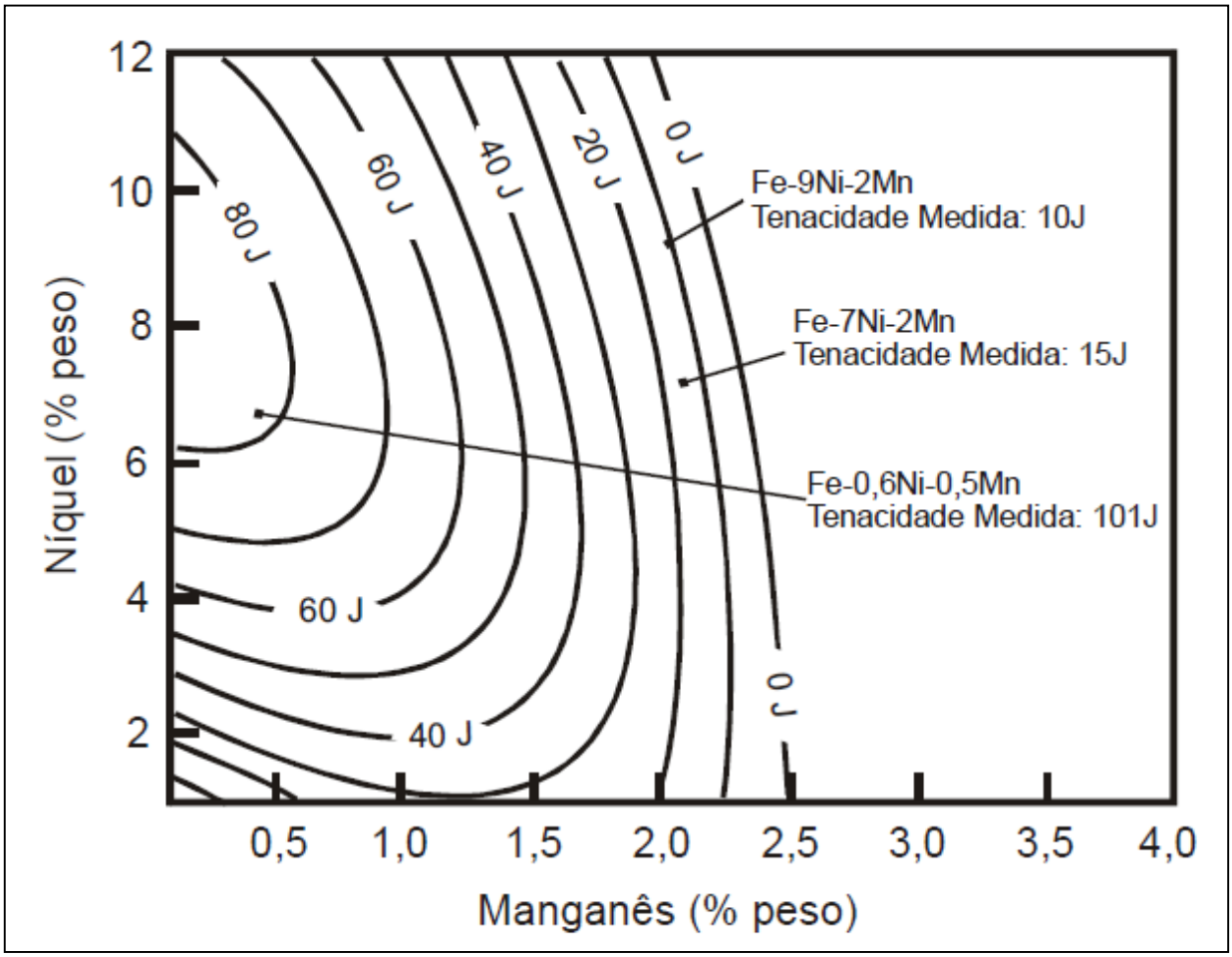


Figura I.5 – Efeito da concentração de Mn e Ni na tenacidade à -60ºC [25]

SVENSSON [26], estudando os efeitos do manganês e do níquel no desenvolvimento dos constituintes microestruturais, desenvolveu um diagrama, conforme apresentado na Figura I.6, que permite a determinação da microestrutura determinante esperada para dada combinação de teores desses elementos.

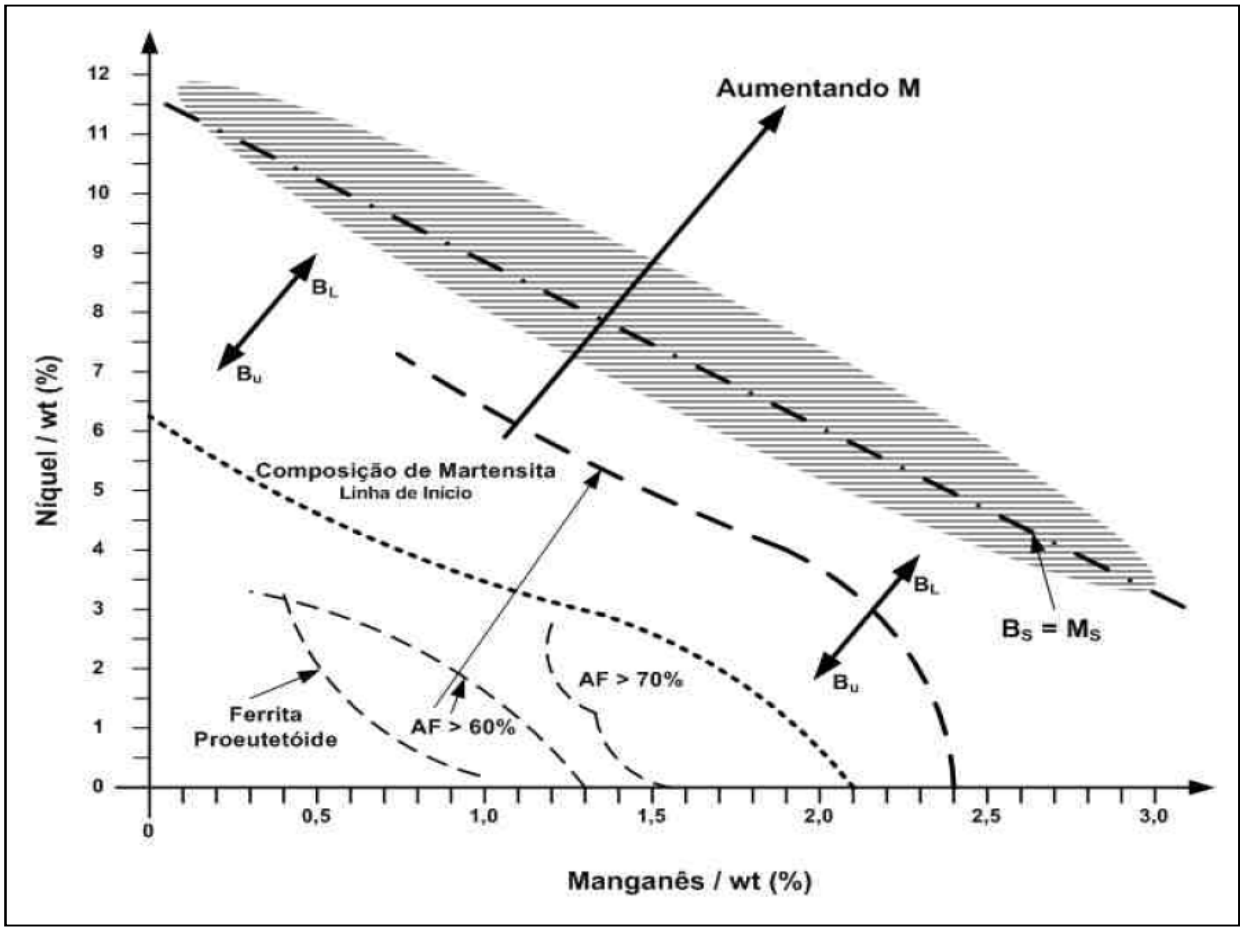


Figura I.6 – Efeito da relação Mn/Ni na microestrutura de metais de solda de alta resistência [26]

SVENSON [17] sugere que os efeitos da microestrutura nas propriedades mecânicas podem ser previstos. O autor apresenta as microestruturas mais comuns e as respectivas faixas de resistência. O percentual dos microconstituintes discutidos varia de acordo com o teor dos elementos de liga e as taxas de resfriamento do metal de solda:

a) Metal de solda com limites de escoamento na faixa de 450-550MPa apresenta uma microestrutura contendo ferrita alotriomórfica, ferrita de Widmanstatten e ferrita acicular, constituintes normalmente encontrados em metais de solda aços C-Mn baixa liga.

b) Metal de solda com limites de escoamento de até 690MPa apresenta uma microestrutura consistindo de uma mistura de ferrita acicular, bainita e martensita.

c) Metal de solda com limite de escoamento de aproximadamente 900MPa apresenta uma microestrutura consistindo de uma mistura de bainita e martensita.

Pesquisas realizadas por KEEHAN [27,28] confirmam que a microestrutura de metais de solda da classe 110Ksi e superiores consistirá de uma mistura de martensita e bainita, sendo esta última constituída de ferrita bainítica separada por filmes de austenita retida. A presença de austenita retida é geralmente indesejável em grandes quantidades e provoca uma perda de resistência e tenacidade [27]. A tenacidade estará relacionada ao percentual de cada constituinte e microfase presente, aliado ao balanço dos efeitos dos seus comportamentos benéficos ou prejudiciais à tenacidade do metal de solda [12].

LIU e BRACARENSE [16] em artigo de revisão bibliográfica, afirmam que para aços com tensão de escoamento acima de 690MPa (110ksi), pesquisas tem sido direcionadas em procurar um metal de solda o qual apresenta martensita fina não alinhada com grande ângulo de orientação entre elas. Este tipo de microestrutura apresenta um caminho mais resistente à propagação de trincas, o que resulta no aumento da tenacidade.

SVENSSON e BADESHIA [apud 16] observaram que o metal de solda contendo uma mistura de martensita e bainita com baixo teor de carbono e ferrita acicular, apresentou a mais alta tenacidade. Por outro lado, SVENSSON [17] afirma em outro trabalho que produtos de baixa temperatura de transformação, como bainita e martensita, quando aparecem em larga escala na microestrutura, geralmente a resistência ao impacto é reduzida.

I.2. EFEITO DO PREAQUECIMENTO EM METAIS DE SOLDA DE ALTA RESISTÊNCIA

Sendo o calor elemento essencial à realização de operações de soldagem, a necessidade do controle das temperaturas é fundamental. O ciclo térmico de soldagem consiste, basicamente, de três etapas: rápido aquecimento do material a temperaturas elevadas; atingimento da temperatura máxima do ciclo; e resfriamento gradual até que a temperatura retorne a temperatura inicial. O controle do ciclo térmico, que está ligado diretamente ao aporte térmico, a temperatura interpasses e a espessura do metal de base, impactam nas propriedades mecânicas dos metais de solda de alta resistência, conforme pode ser verificado na Figura I.7 apresentada por TRAIZET [19]. A falta de controle do ciclo térmico pode proporcionar resistência menor do que a desejada se for usado um aporte térmico ou uma temperatura interpasse muito elevada. Na figura I.6 [19], para aportes térmicos mais elevados não foi garantida a resistência ao escoamento desejada. No trabalho conduzido por TRAIZET [19] não foi indicada a composição dos consumíveis utilizados.

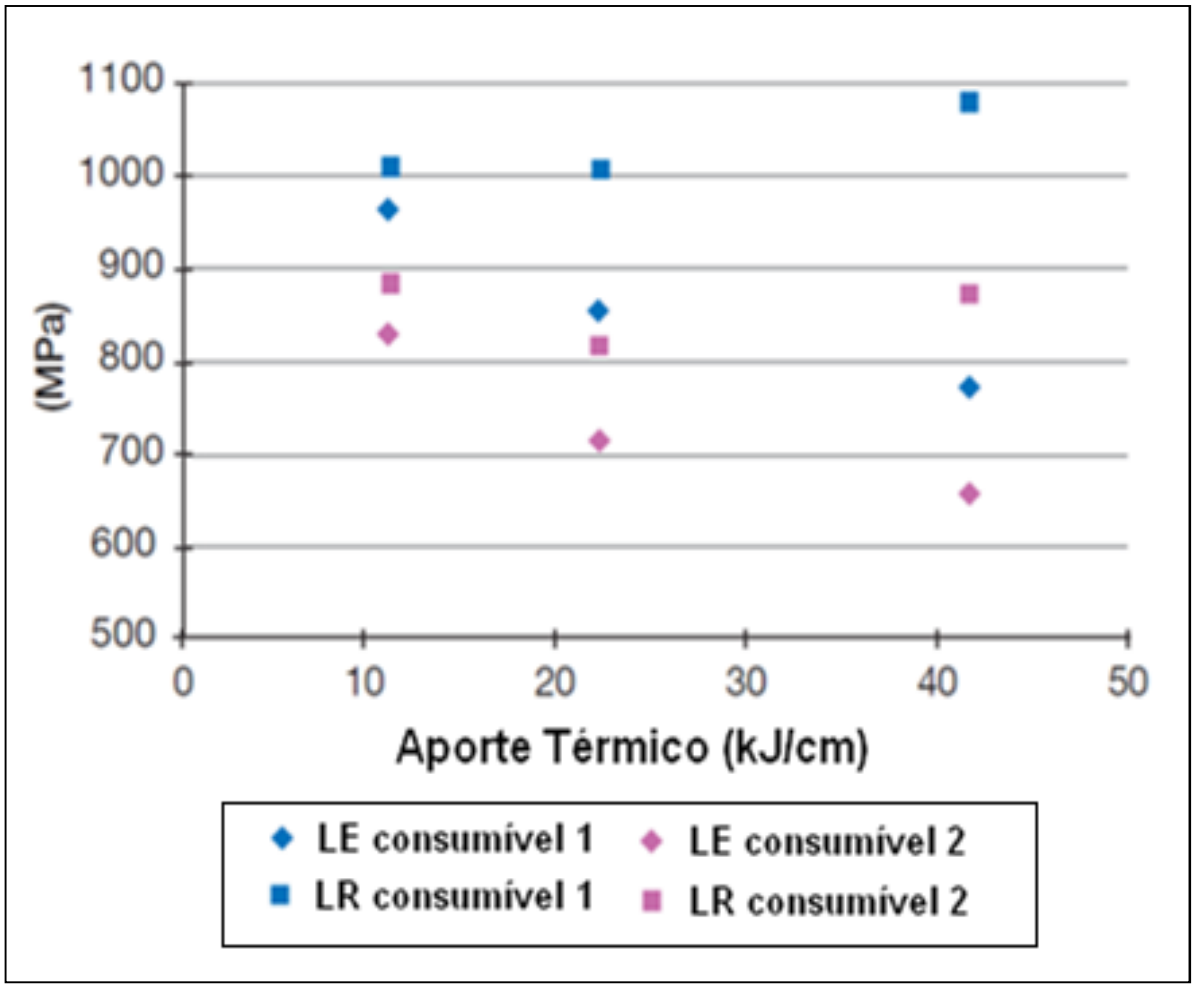


Figura I.7 – Evolução dos valores de escoamento e resistência em função do aporte térmico para consumível de 890MPa (Consumível 1) e 690MPa (Consumível 2) [19]

Para facilitar esse controle, preaquecimento e tratamento térmicos pós-soldagem são empregados [19]. O preaquecimento é primordial para garantir um controle das taxas de resfriamento. Com a redução das taxas de resfriamento, obtém-se a redução da quantidade de microconstituintes duros e frágeis, aumenta o tempo de resfriamento em baixas temperaturas, reduzindo as tensões residuais e favorecendo a remoção do hidrogênio da junta soldada para a atmosfera, minimizando com isto o surgimento de trincas a frio naquela região MARTINS et al [29].

O aquecimento do conjunto soldado anteriormente à operação de soldagem promove uma alteração no ciclo térmico do metal fundido, reduzindo a taxa de resfriamento, e é utilizado para proporcionar uma variedade de efeitos. Estes efeitos incluem: o relaxamento das tensões residuais, a redução de distorções, a prevenção de trincas em juntas restringidas, alterações metalúrgicas como diminuição da dureza e aumento da tenacidade à fratura, a redução ou eliminação da tendência de trincas por hidrogênio (trinca a frio), e alterações na morfologia e microestrutura do cordão de solda [apud 29].

A temperatura de preaquecimento é a mínima temperatura que deverá ser alcançada em toda a espessura do material, antes de efetuar a soldagem, a qual deverá estender-se numa zona suficientemente ampla, em ambos os lados da junta, segundo SILVA et al [30]. A mínima temperatura de preaquecimento depende, principalmente, do cálculo do carbono equivalente expressando o percentual de carbono e elementos de liga e da espessura do material de base [19]. Diversas tabelas [31] estão disponíveis com temperaturas recomendadas de preaquecimento e interpasses com base na composição química do metal de base e espessura dos elementos da estrutura.

Dentre todas as variáveis que influenciam na formação da microestrutura resultante no metal de solda, uma das mais impactantes é a velocidade de resfriamento em uma determinada faixa de temperatura, sendo essa velocidade dependente primordialmente do aporte de energia e, portanto, indiretamente da temperatura inicial da junta.

POPOVIC et al [32] afirmam que as propriedades mecânicas de uma junta soldada dependem de sua microestrutura e que a velocidade de resfriamento é o fator principal que determina sua estrutura final, estando diretamente relacionada ao aporte térmico na velocidade de resfriamento, conforme Figura I.8.

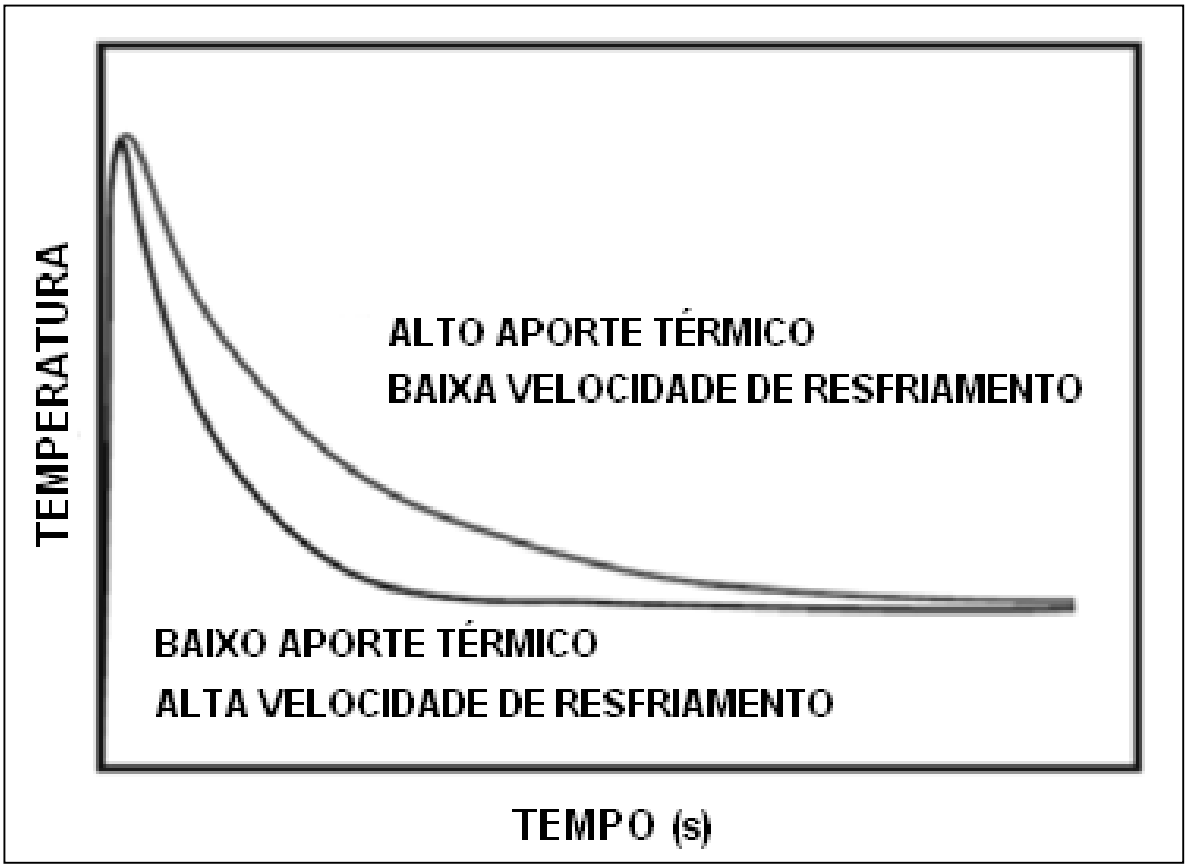


Figura I.8 – Efeito do aporte térmico na velocidade de resfriamento. Adaptado de POPOVIC [32]

Como as principais transformações microestruturais ocorrem entre 800ºC e 500ºC, o tempo de resfriamento nesta faixa de temperatura, conhecida como Δt8/5 é uma das variáveis mais utilizadas para avaliar os efeitos do ciclo térmico sobre as propriedades mecânicas no metal de solda [33].

O tempo de resfriamento Δt8/5, segundo ALEXANDRE [20], é o tempo em que a temperatura do cordão irá permanecer entre 800°C e 500°C. O autor [20] ainda explica que esse tempo é geralmente tomado para caracterizar os ciclos térmicos, sendo determinado, principalmente, pelo aporte térmico, o pré-aquecimento ou a temperatura de interpasses e, particularmente pela espessura da chapa, conforme a Figura I.9.

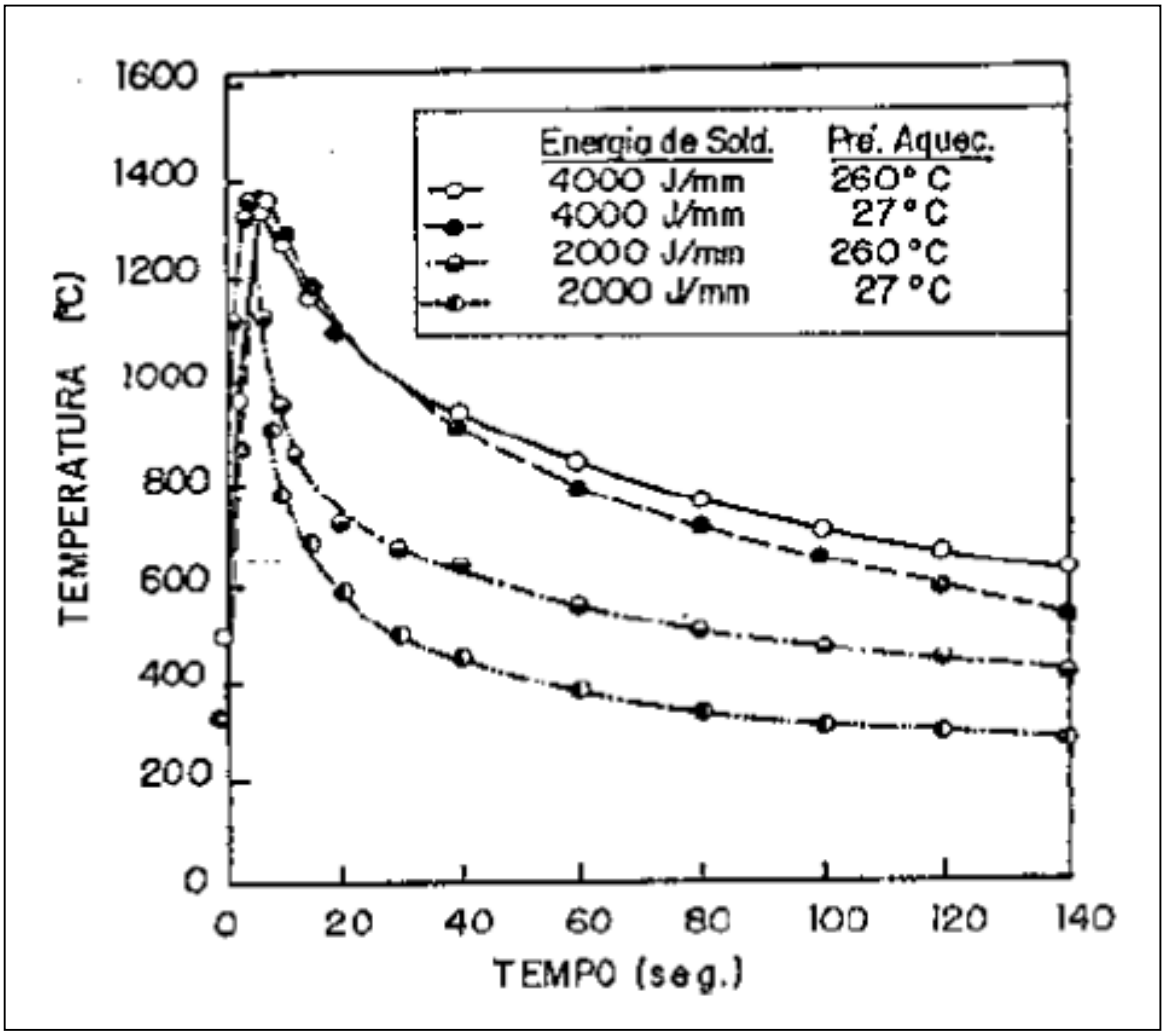


Figura I.9 – Efeito do aporte térmico e da temperatura inicial da peça no fluxo de calor [20]

O autor [20], analisando os resultados da Figura I.9, afirma que:

a) Para uma mesma temperatura inicial da peça, o aumenta do aporte térmico diminui a velocidade de resfriamento e aumenta o tempo de permanência a alta temperatura;

b) Para um dado aporte térmico, um aumento da temperatura de preaquecimento reduz a velocidade de resfriamento;

c) As taxas de aquecimento e resfriamento decrescem com o aumento da distância da linha de fusão.

A microestrutura final de um metal de solda e das regiões vizinhas será o resultado das transformações de fase ocorridas nessa faixa de temperatura.

Velocidades de resfriamento, quando muito elevadas, produzem microestruturas de baixa temperatura de transformação e de alta dureza. Por outro lado, taxas muito lentas conduzem a formação de estruturas ferriticas grosseiras e frágeis. KEEHAN [28] complementa

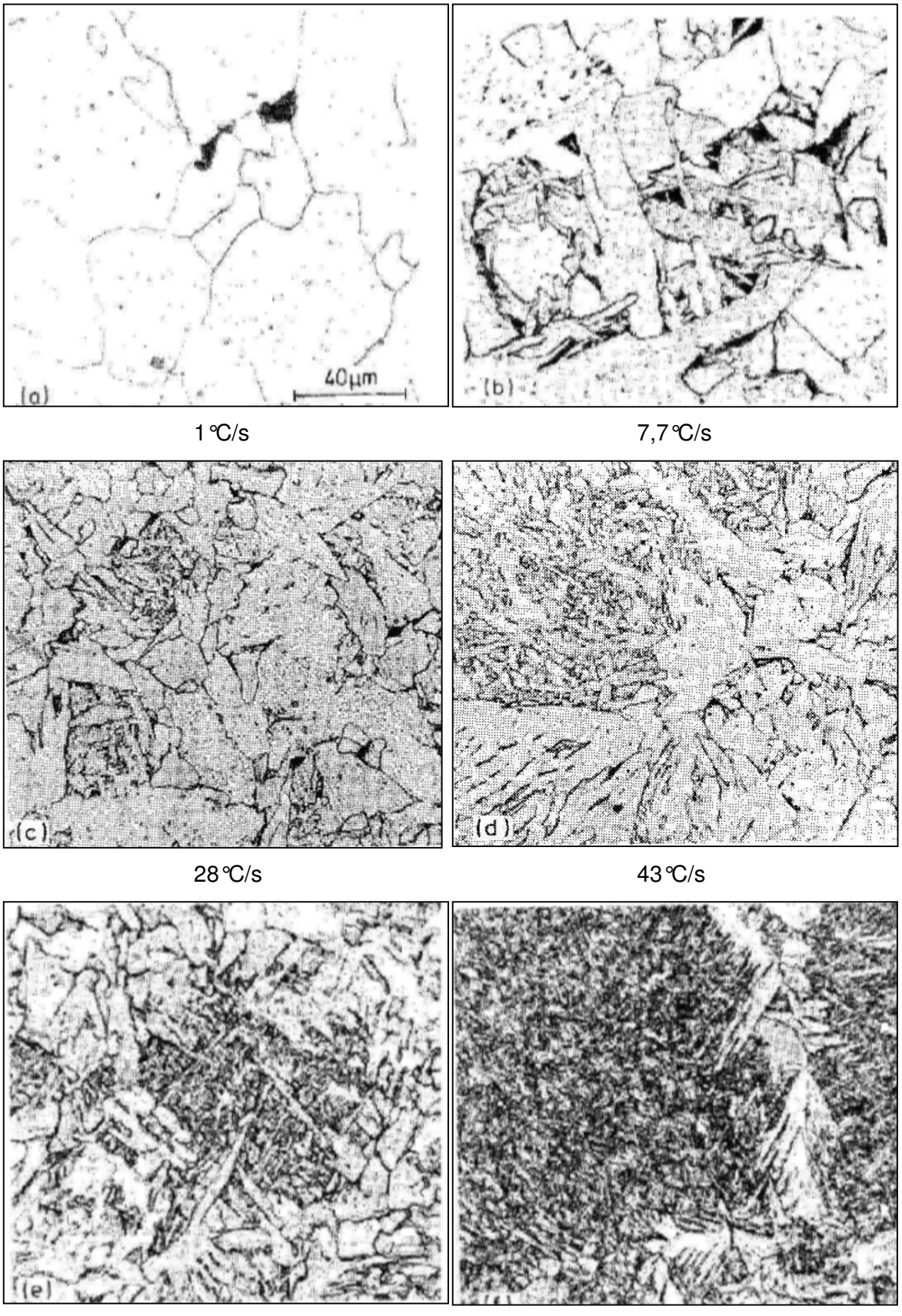
afirmando que a baixas taxas de resfriamento bainita é formada, enquanto a altas taxas de resfriamento martensita é formada, o que é confirmado por YUE et al [33].

A microestrutura final de uma junta de aço soldada dependerá dos produtos da decomposição da austenita durante o resfriamento após a soldagem, em diferentes temperaturas de formação. Essas transformações ocorrem abaixo de 800°C sendo a temperatura exata dependente tanto da velocidade de resfriamento quanto da composição química. MARTINS et al [29] acrescentam que são esses fatores que irão definir as propriedades mecânicas da junta soldada. Para um resfriamento muito lento a transformação envolve o processo de difusão e toda a austenita se transformará em ferrita, perlita ou bainita. Entretanto, no resfriamento rápido, o processo de transformação deixa de ser por difusão e a austenita se transforma em martensita, podendo ocorrer que alguma porcentagem de austenita permaneça estável à temperatura ambiente.

A temperatura necessária para a decomposição da austenita é inversamente proporcional à velocidade de resfriamento, ou seja, quanto mais elevada esta velocidade, menor será a temperatura para decomposição do constituinte austenita [34]. O aumento da taxa de resfriamento leva a uma progressiva diminuição da temperatura de inicio da transformação da austenita, aumentado assim, a taxa de transformação da austenita.

Durante o resfriamento do metal de solda a austenita torna-se instável e decompõe-se em novos constituintes que estão diretamente ligados a taxa de resfriamento e da composição química.

HARRISON e FARRAR [21] analisaram a evolução das microestruturas resultantes em função de diferentes velocidades de resfriamento do metal de solda, conforme apresentado nas Figuras I.10 e I.11, onde pode ser constatado a tendência para formação de bainita e martensita com o aumento da velocidade de resfriamento, conforme discutido por diversos autores [20,28,30,34,35].

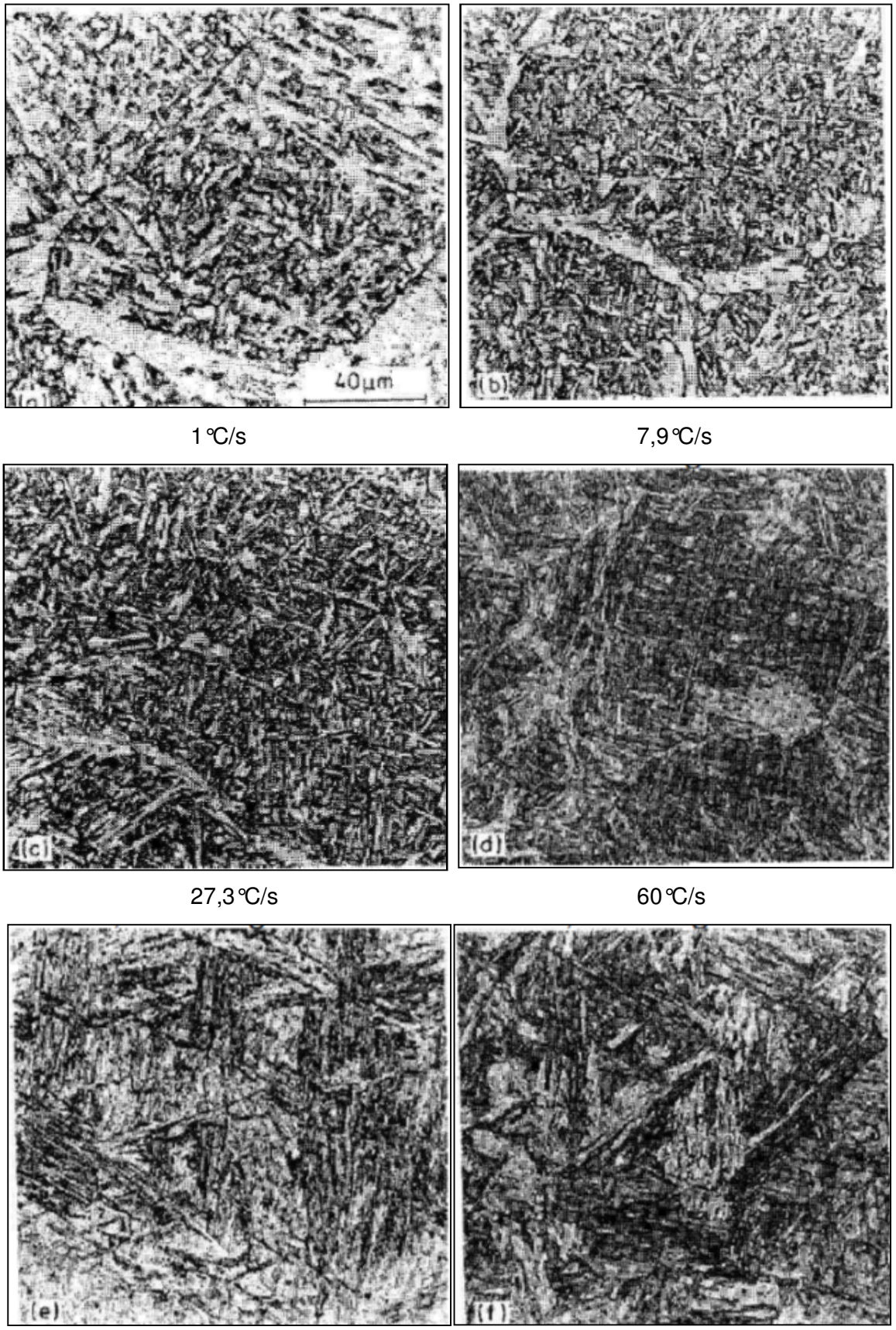


1 ℃/s 7,7 ℃/s

28 ℃/s 43 ℃/s

92 ℃/s 382 ℃/s

Figura I.10 – Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento – Composição: 0,06%C; 0,56%Mn e 0,05%Ni. [21]



1 ℃/s 7,9 ℃/s

27,3 ℃/s 60 ℃/s

130 ℃/s 577 ℃/s

Figura I.11 – Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento – Composição: 0,04% C; 1,29% Mn e 3,58% Ni. [21]

Muitos estudos [15,30-32,37-42] têm sido conduzidos para se compreender a influência do preaquecimento sobre a velocidade de resfriamento e o impacto na microestrutura resultante. O conhecimento dessa relação permite se estimar previamente a microestrutura e as propriedades da junta soldada.

A utilização de preaquecimento proporciona uma diminuição na velocidade de resfriamento e nos gradientes térmicos, através do aumento da temperatura do material adjacente à região da solda, aumentando o tempo de resfriamento da região soldada, minimizando os efeitos adversos provocados pelo rápido ciclo de resfriamento criado pela soldagem.

FRAGA [38], avaliando a influência da temperatura de preaquecimento nos resultados do percentual médio de trincas, apresentou os ciclos térmicos obtidos para os cordões de solda executados à temperatura ambiente (25ºC) e com preaquecimento de 70ºC. Na Figura I.12, verifica-se que o cordão de solda executado a temperatura ambiente (25ºC) promoveu um resfriamento mais drástico quando comparado com o cordão feito com preaquecimento de 70ºC.

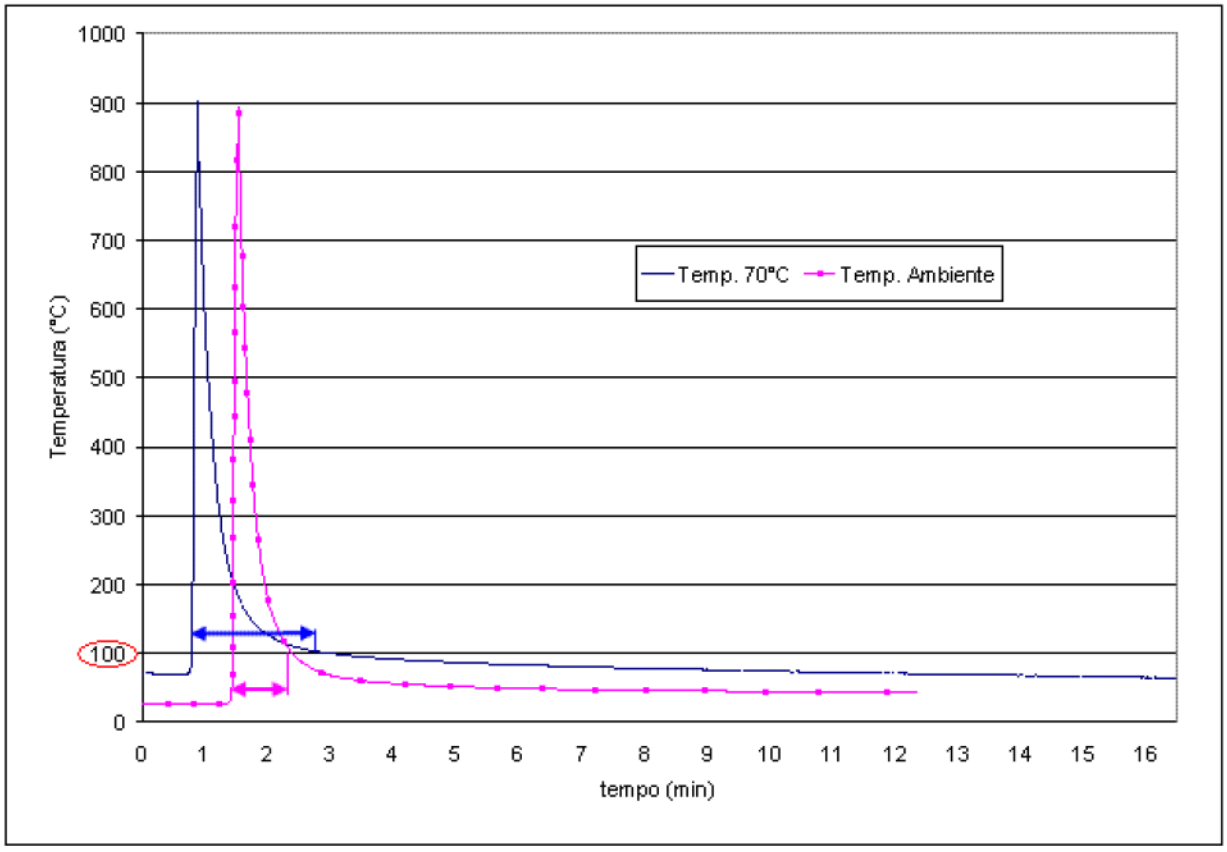


Figura I.12 - Ciclos térmicos para os cordões de solda executados à temperatura ambiente (25^0C) e com preaquecimento de 70^0C [38].

A Figura I.13 apresenta resultado do estudo realizado por LOPES et al [33] onde são evidenciados acréscimos nos valores de Δt8/5 quando se varia a temperatura de pré-aquecimento de 0ºC, 100ºC e 200ºC, demonstrando os efeitos do preaquecimento sobre a velocidade de resfriamento nos processos de soldagem por eletrodo revestido (SAER) e arame tubular (SAT). Pode ser observado que, para o processo por arame tubular, com um preaquecimento de 100℃ houve um aumento de 1,4 segundos no intervalo 800-500℃ enquanto com um preaquecimento de 200℃, o aumento foi de 4,7 segundos, ambos em relação à temperatura ambiente. Para o processo de soldagem por eletrodo revestido houve um aumento de 0,9 segundos para um preaquecimento de 100℃ enquanto para um preaquecimento de 200℃ o aumento foi de 24,7 segundos, ambos também em relação à temperatura ambiente.

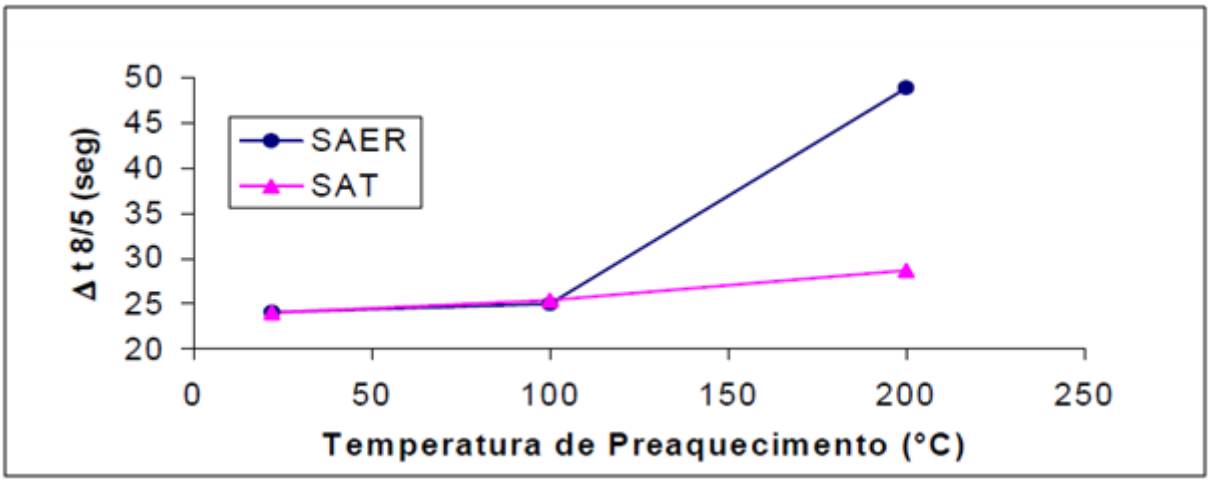


Figura I.13 - Relação entre os valores de Δt8-5 e a temperatura de pré-aquecimento (To), nos processos de soldagem por eletrodo revestido (SAER) e arame tubular (SAT) [33]

. Na Figura I.14, REIS SOBRINHO et al [35] comprovam que, analisando as fotos da esquerda para a direita de 02 amostras soldadas de 8,3mm e 16mm de espessura quando soldadas sem preaquecimento e com preaquecimento de 100ºC, apresentaram uma ligeira variação na microestrutura assim como redução na dureza. Na amostra soldada sem preaquecimento, o autor [35] encontrou uma microestrutura variando entre martensita e algumas colônias de ferrita. Analisando a amostra soldada com preaquecimento de 100℃, a microestrutura característica é ferrita de segunda fase alinhada e de segunda fase não alinhada.

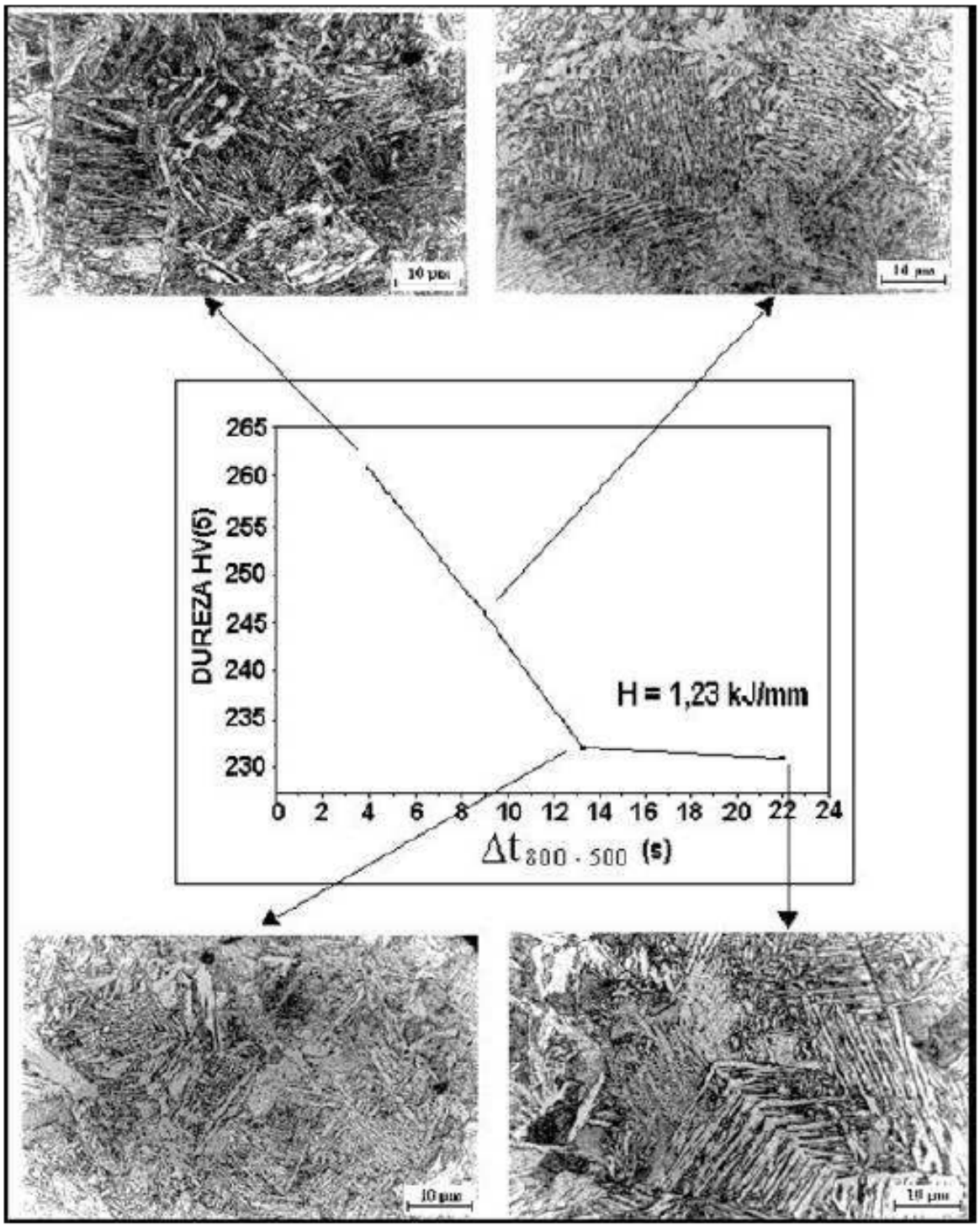


Figura I.14 - Curva de dureza x tempo de resfriamento para juntas soldadas com energia de soldagem igual a 1,23 kJ/mm [35]

Analisando a Figura I.14, REIS SOBRINHO et al [35] justificam que a ligeira variação na microestrutura foi devido a influência sobre o tempo de resfriamento, fazendo variar a velocidade de resfriamento e, conseqüentemente, a microestrutura resultante. Concluiu-se, então, que o preaquecimento exerce influência sobre o tempo de resfriamento, fazendo variar

a taxa de resfriamento e a microestrutura resultante, possibilitando estruturas de menor ou maior dureza.

YUE et al [33] avaliando os valores de dureza em função de Δt8/5 dos aços HSLA-65, HSLA-100 e HY-100, observou que aumentando os valores de Δt8/5 houve queda nos valores de dureza, sendo relacionado ao resultado dos diferentes tipos de microconstituintes gerado a partir da decomposição da austenita em diferentes taxas de resfriamento. O autor justifica os maiores valores de dureza à formação de martensita devido às altas taxas de resfriamento.

Em estudo conduzido por SILVA et al [30], foi evidenciado o aumento na tenacidade do metal de solda proporcional ao aumento da temperatura de preaquecimento, principalmente quando o ensaio foi realizado na temperatura de -20ºC, conforme mostrado nas Figuras I.15 a I.17.

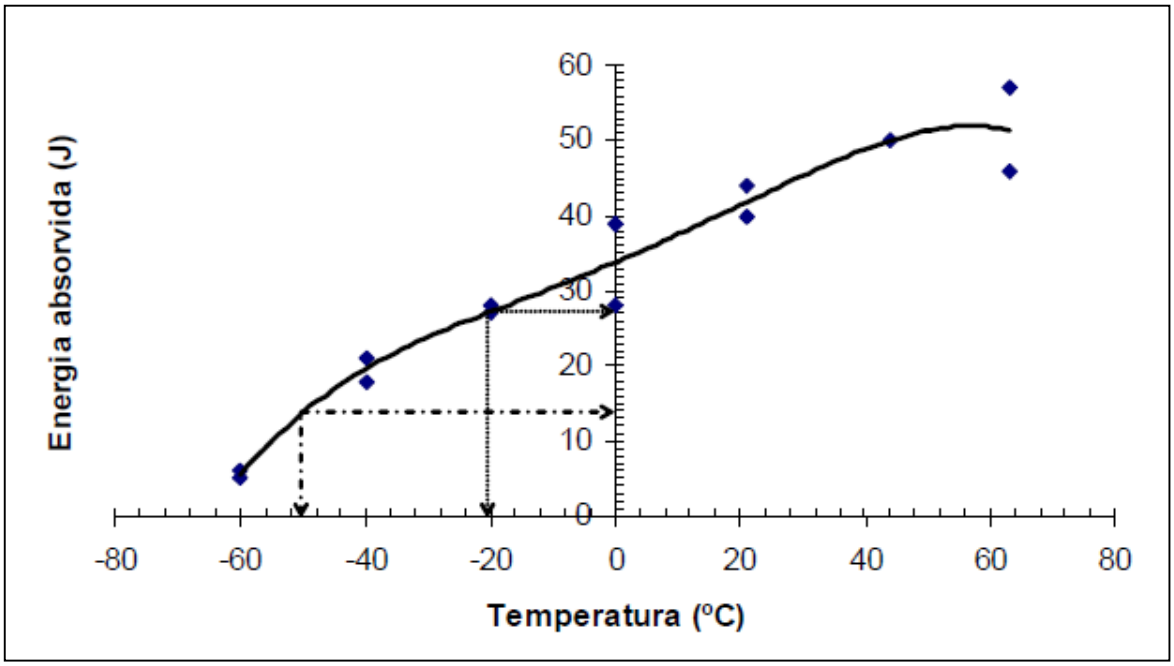


Figura I.15 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de preaquecimento à temperatura ambiente [30]

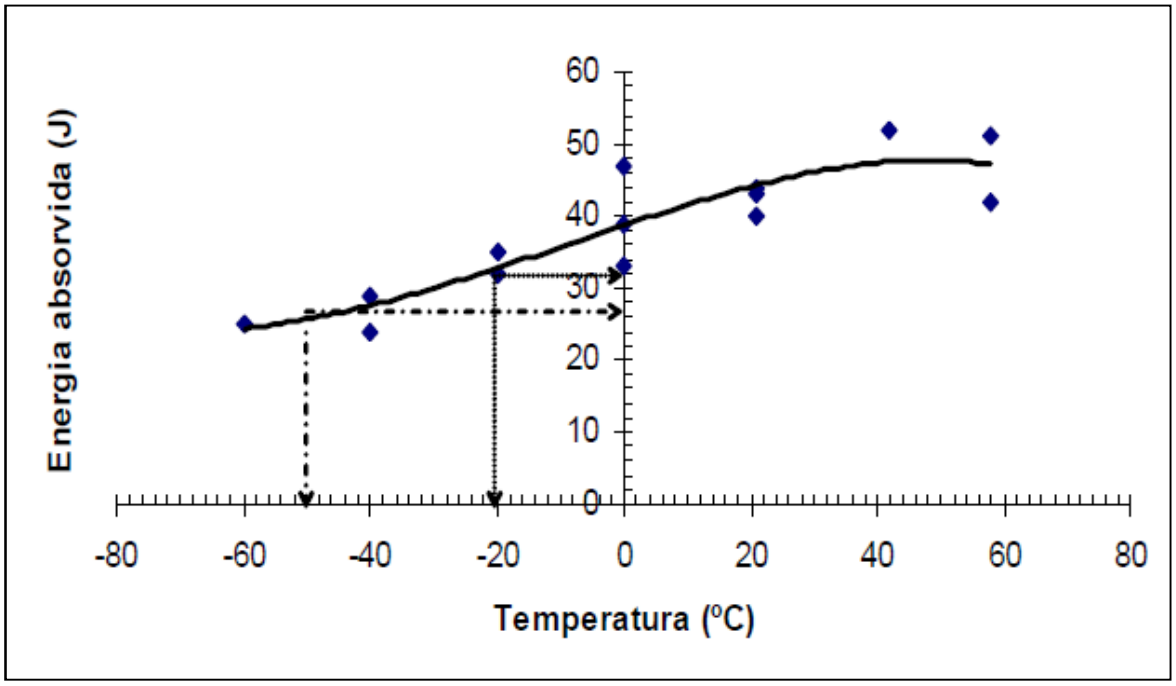


Figura I.16 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de preaquecimento à temperatura 100ºC [30]

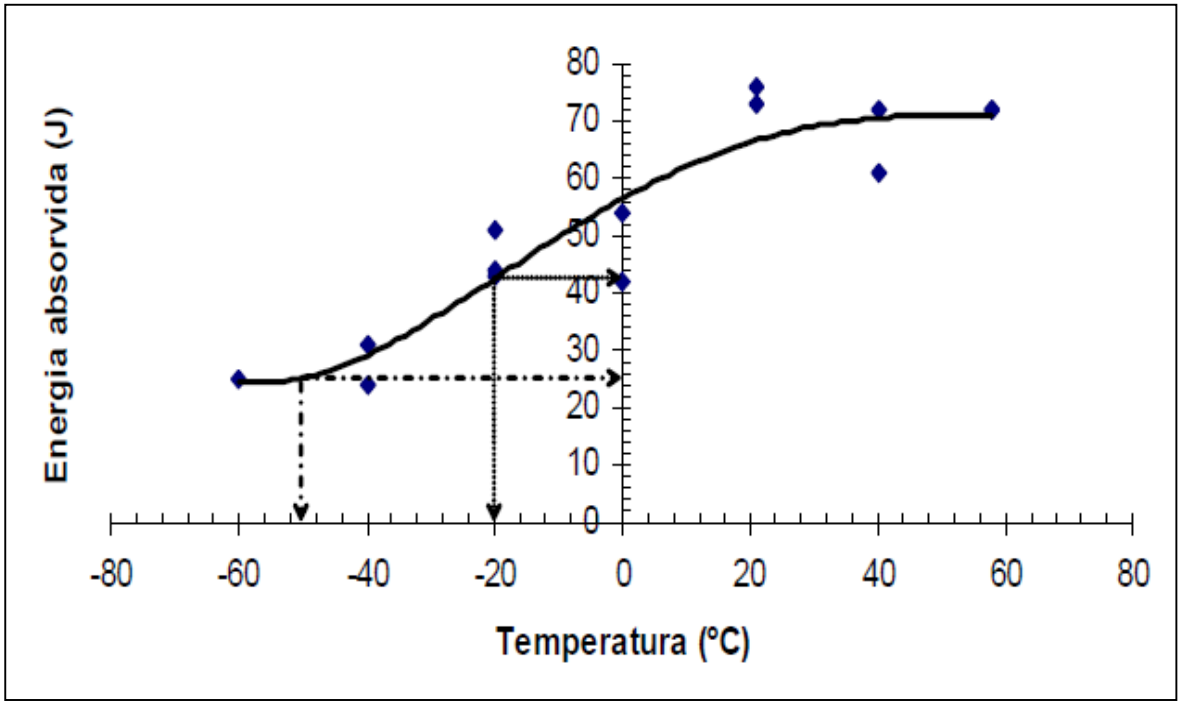


Figura I.17 – Energia absorvida em função da temperatura para condição soldagem com temperatura de preaquecimento à temperatura 150ºC [30]

Com o aumento da temperatura de preaquecimento, houve uma redução no percentual de microfases, pois resfriamentos rápidos não possibilitam a decomposição da austenita em

ferrita e carbetos, havendo transformação em martensita e retenção de uma pequena quantidade de austenita, formando assim o constituinte austenita-martensita (AM), fragilizante mesmo em pequenos teores. Essa redução na formação de microfases, apresentada na Tabela I.6, pode ser relacionada como a causa da melhoria das propriedades de impacto, conforme ALÉ et al [39].

Tabela I.6 – Quantificação de microfases versus temperatura de preaquecimento [39]

Temperaturas preaquecimento	Percentual de microfases
Ambiente	1,95%
100°C	1,15%
150°C	0,45%

O controle sobre as taxa de resfriamento deve ser rígido, pois taxas excessivamente lentas resultam em baixa tenacidade, porém o mesmo resultado ocorre com altas taxas de resfriamento, conforme Figura I.18 [42].

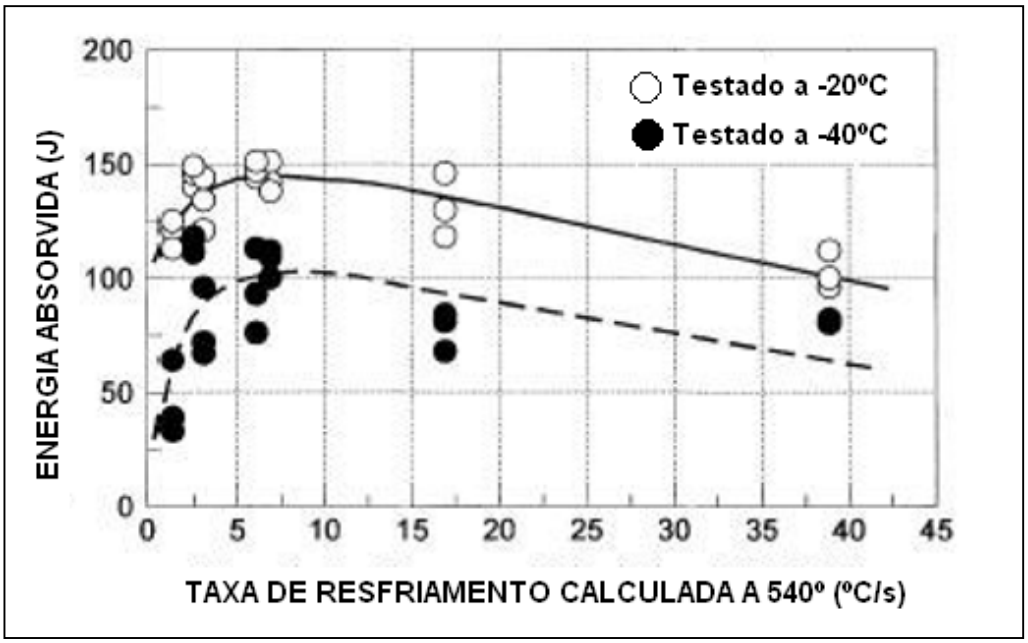


Figura I.18 – Energia absorvida do metal de solda de um arame rutílico diâmetro 1,2mm versus velocidade de resfriamento [42]

JORGE et al [22] também apresentam em seu estudo de metais de solda de alta resistência, que existe uma dependência do preaquecimento aplicado, sendo que uma

temperatura de preaquecimento superior, provoca uma queda do limite de resistência à tração e aumento da energia absorvida, conforme apresentado na Tabela I.7.

Tabela I.7 – Resultados obtidos de estudos diversos em metais de solda de alta resistência. Adaptado de JORGE et al [22]

Metal de Solda	Composição	Preaquecimento	Condição	LR (MPa)	Ecv (J) à -20°C Média
G	1,36Mn 2,38Ni	200	CS	882	62,0
			TTPS	874	59,3
		250	CS	840	72,1
			TTPS	842	64,7
C	1,46Mn 3,00Ni	200	CS	854	81,0
			TTPS	794	92,3
		250	CS	804	64,5
			TTPS	794	71,0
X	2,43Mn 2,11Ni	200	CS	919	34,2
			TTPS	870	34,7
		250	CS	881	50,5
			TTPS	871	57,7

SURIAN et al [40] estudando o aporte térmico na soldagem de eletrodos das classes 100, 110 e 120ksi afirmaram que o controle desse parâmetro é fundamental pois comprovaram que pequenas mudanças neste parâmetro podem provocar consideráveis alterações nas propriedades mecânicas conforme apresentado na Tabela I.8.

Tabela I.8 – Variação das propriedades mecânicas em função do aporte térmico [40]

Consumível	Corrente de soldagem (A)	Aporte Térmico (kJ/mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	Ecv à -51°C (J)
E-10018M	190	2.1	632	724	23,4	53
	170	1.7	660	760	22,8	56
	150	1.3	665	766	22,0	73
E-11018M	190	2.2	559	734	23,1	55
	170	2.0	715	764	23,6	60
	150	1.6	770	810	21,6	45
E-12018M	190	2.1	754	796	20,7	55
	170	1.6	814	845	19,7	50
	150	1.2	866	895	19,0	54

NADKARNI [apud 41], estudando a variação do aporte térmico na soldagem com eletrodos AWS E-11018M, obteve resultados similares, verificando grande variação nas propriedades mecânicas com o aporte térmico, conforme apresentado na Tabela I.9.

Tabela I.9 – Propriedades mecânicas do metal de solda do consumível AWS E-10018M com a variação do aporte térmico [apud 41]

Aporte Térmico (kJ/mm)	LR (MPa)	Al (%)	Charpy V à -20°C (J)
2,50	720	19,5	99
2,00	730	19,0	105
1,50	740	18,5	132
1,00	760	18,0	130
0,50	825	17,0	120

Pode-se verificar nas Tabelas I.8 e I.9 que com o aumento do aporte térmico houve queda nas propriedades mecânicas, atribuída pelos autores à perda de Mn e Si por oxidação e a uma mudança microestrutural devido a alterações na taxa de resfriamento, conforme VERCESI et al [apud 5].

JORGE et al [5] sugerem que a variação da corrente de soldagem altera não somente a taxa de resfriamento mas também a composição química do metal de solda, contribuindo para

a mudança de teores de elementos importantes na resistência. Tal sugestão pode ser confirmada ao analisar, no mesmo estudo, ao se usar um dos consumíveis estudados, cujos resultados são mostrados na Tabela I.10, onde foi variada a corrente de soldagem, objetivando obter um melhor relação tenacidade versus resistência. A Tabela I.10 apresenta as características obtidas para esse metal de solda, onde pode ser verificado um aumento significativo da resistência com a diminuição da corrente de soldagem, juntamente com redução do teor de Mn, o que corrobora com o já exposto da influência do teor de Mn sobre a resistência. Deve-se ressaltar que pequenas variações nos teores de Mn proporcionaram significativas mudanças nos valores de resistência [5].

Tabela I.10 – Propriedades mecânicas do metal de solda variando a corrente de soldagem [5]

Corrente (A)	**Teor de Mn (% Peso)**	**LE (MPa)**	**LR (MPa)**	**Al (%)**	**RA (%)**	**HRC**	**Ecv (J) -20℃**
150	2,29	808	874	18,2	60	28	70,7
170	2,26	810	864	21,0	61	27	58,5
190	2,16	762	847	18,0	61	26	61,7

I.3. SISTEMAS DE ANCORAGEM DE PLATAFORMAS

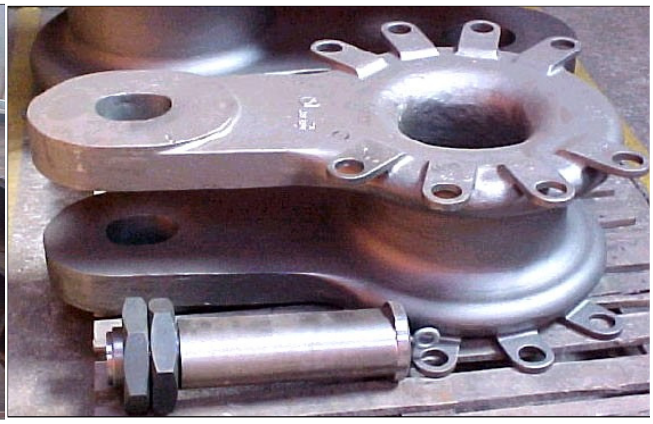
TESOURO [43] descreve que o principal objetivo de um sistema de ancoragem é conferir rigidez a estrutura, minimizando o deslocamento da plataforma, ou seja, quanto mais rígido for o sistema de ancoragem menor será o deslocamento da plataforma. Sendo assim o sistema é projetado para possuir a rigidez necessária para se obter um deslocamento máximo de projeto, da estrutura, devido a ação de vento, corrente e onda. Tais sistemas são usualmente compostos por âncora, amarras, manilhas, elos de ligação, cabos de aço e cabo de poliéster conforme apresentado nas Figuras I.19 e I.20.



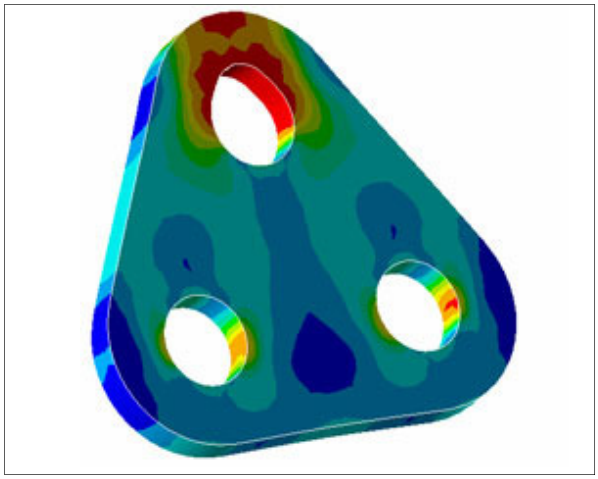
Figura I.19 – Esquema de sistema de ancoragem de plataforma semi-submersível [2]



Amarras



Manilhas - Sapatilhos



Placa triangular



Manilhas - Sapatilhos



Âncora de arraste 15 ton



Estaca torpedo 98ton

Figura I.20 – Componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo

As amarras são correntes de alta resistência e grande peso, geralmente utilizadas nos trechos iniciais e finais das linhas. As amarras são especificadas usando como referência o diâmetro da barra conformada para compor o corpo do elo e as propriedades mecânicas do aço. Têm sido adotados os requisitos previstos pela *IACS – International Association of*

Classification Societies [10]. De acordo com as propriedades mecânicas dos aços utilizados na fabricação, as amarras e acessórios são classificados em 05 graus: R3, R3S, R4, R4S e R5, cujas propriedades mecânicas são apresentadas na Tabela I.11.

Tabela I.11 – Requisitos para amarras e acessórios de aço segundo IACS W22 [10]

Grau	Tensão escoamento N/mm2	Resistência mecânica N/mm	Along.	Redução área	Teste Impacto Charpy V (J)		
					Temp. °C Teste	Energia média	Requisito Solda
R3	410	690	17	50	0 -20	60 40	50 30
R3S	490	770	15	50	0 -20	65 45	53 33
R4	580	860	12	50	-20	50	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

Buscando satisfazer as exigências das Sociedades Classificadoras [44-47] as amarras são removidas e inspecionadas a cada 5 anos, conforme os requisitos do *American Petroleum Institute* [47], garantindo assim o desempenho de segurança das linhas de ancoragem.

Para execução dessa inspeção é necessário que as amarras sejam retiradas do mar e transportadas até as empresas para que sejam inspecionadas. Devido a limitações de peso, muitas vezes é necessário que as amarras sejam seccionadas em trechos menores, gerando a necessidade do uso de elos Kenter, para recomposição do trecho inicial. Também adota-se o uso de elos Kenter para substituição de algum elo que tenha sido detectado alguum que possa comprometer sua manutenção em serviço.

Além dos aspectos relacionados a segurança das linhas de ancoragem, os aspectos econômicos também são considerados. Estima-se que o valor da recuperação por soldagem de um equipamento danificado possa variar de 10% até 30% do valor de um novo [22]. JORGE et al [22] ressaltam que a preocupação com a questão dos custos, cujos níveis têm levado fabricantes de componentes e estruturas marítimas a dedicarem atenção especial à elaboração de procedimentos de fabricação e reparos, apoiados em fundamentos técno-cientificos consistentes.

Dentro desse contexto, a necessidade do desenvolvimento tecnológico de recuperação por soldagem em componentes de uso naval e offshore motiva a ampliação de pesquisas consistentes sobre processos para recuperação e substituição de elos de amarras por soldagem, tornando a possível essa substituição, mesmo em situações offshore, evitando dificuldades operacionais e promovendo custos atraentes.

Verifica-se a necessidade do desenvolvimento de juntas soldadas com propriedades mecânicas correspondentes às condições de uso. O não atingimento dessas propriedades mecânicas podem inviabilizar o uso do reparo por soldagem, se não for garantida a confiabilidade necessária.

Os requisitos relacionados a componentes de ancoragem de plataformas são regras especificas para materiais adequados [1]. São requisitos extremamente complexos, pois deve-se buscar atingir elevadas resistências mecânicas aliadas a um alto padrão de tenacidade. A busca desse compromisso de elevada resistência mecânica x alto padrão de tenacidade torna a soldagem desses componentes um grande desafio, pois além de se buscar definir o melhor procedimento de soldagem deve-se concentrar as pesquisas na seleção/desenvolvimento de consumíveis adequados à aplicação

Um dificuldade encontrada na seleção/desenvolvimento de consumíveis adequados é que, mesmo as normas de qualificação de consumíveis de soldagem, tais como AWS A 5.5 [48], AWS 5.28 [49] e MIL-E-22200/1F [50], podem não satisfazer integralmente os requisitos dos metais de base usados em ancoragem de plataformas marítimas [10], visto que, se limitam às resistências mecânicas da ordem de 120ksi (830MPa) e nem sempre os critérios de resistência ao impacto minima são definidos, ficando por conta de acordo fornecedor x cliente [48-49]. Existe um outro agravante pois essas normas não fazem referência às propriedades mecânicas após tratamento térmico pós-soldagem, condição exigida para acessórios de ancoragem. As normas que referenciam o uso de tratamento térmico pós-soldagem, quando definem os requisitos, esses são inferiores para a condição de tratado termicamente [50]. A Tabela I.12 apresenta os requisitos da norma MIL-E-222000/1F [50] para eletrodos revestidos. Pode-se verificar que, onde aplicável, os requisitos especificados para realização de tratamentos térmicos são inferiores aos do estado de como soldado, mesmo sendo os mesmos requisitos de análise química indicados nas normas AWS, conforme apresentado nas Tabelas I.13 e I.14.

Tabela I.12 – Requisitos de propriedades mecânicas para consumíveis classe E11018M [50]

Tipo	**LR (MPa)**		**LE (MPa)**		**Al (%)**		**Ecv (J)**	
	CS	TTPS	CS	TTPS	CS	TTPS	CS	TTPS
MIL-7018 (*)	481	NE	398 481	377	24	24	27 (-29^{0}C)	27 (-29^{0}C)
MIL-8018C3 (*)	549	NE	466 549	445	24	24	27 (-29^{0}C)	27 (-29^{0}C)
MIL-9018M (**)	617	NE	535 617	514	24	24	27 (-51^{0}C)	27 (-51^{0}C)
MIL-10018M (**)	686	NE	604 686	583	20	20	27 (-51^{0}C)	27 (-51^{0}C)
MIL-11018M (**)	754	NE	672 754	672	20	20	47 (-51^{0}C)	47 (-51^{0}C)

CS – Como Soldado; TTPS – Tratamento Térmico Pós-Soldagem; NE – Não Especificado

(*) TTPS realizado à 620°C; (**) TTPS realizado à 550°C

Tabela I.13 – Requisito de composição química do metal de solda para os consumíveis de alta resistência conforme norma AWS A 5.5 [48]

Elemento (% Peso)	**C**	**Mn**	**Si**	**P**	**S**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**V**
AWS E 9018M	0,10	0,60 a 1,25	0,80	0,030	0,030	0,15	1,40 a 1,80	0,35	0,05
AWS E 10018M	0,10	0,75 a 1,70	0,60	0,030	0,030	0,35	1,40 a 2,10	0,25 a 0,50	0,05
AWS E 11018M	0,10	1,30 a 1,80	0,60	0,030	0,030	0,40	1,25 a 2,50	0,25 a 0,50	0,05
AWS E 12018M	0,10	1,30 a 2,25	0,60	0,030	0,030	0,30- 1,50	1,75 a 2,50	0,30 a 0,55	0,05
AWS E 12018M1	0,10	0,80 a 1,60	0,65	0,015	0,012	0,65	3,00 a 3,80	0,20 a 0,30	0,05

Tabela I.14 – Requisito de composição química do metal de solda para os consumíveis de alta resistência conforme norma MIL-E-222000/1F [50]

Elemento (% Peso)	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V
MIL-7018	0,12	0,40 a 1,25	0,80	0,030	0,030	0,15	0,25	0,35	0,05
MIL-8018C3	0,12	0,40 a 1,25	0,80	0,030	0,030	0,15	0,80 a 1,10	0,35	0,05
MIL-9018M	0,10	0,60 a 1,25	0,80	0,030	0,030	0,15	1,40 a 1,80	0,35	0,05
MIL-10018M	0,10	0,75 a 1,70	0,60	0,030	0,030	0,35	1,40 a 2,10	0,25 a 0,50	0,05
MIL-11018M	0,10	1,30 a 1,80	0,60	0,030	0,030	0,40	1,25 a 2,50	0,25 a 0,50	0,05

JORGE et al [6] comprovaram que foi possível qualificar procedimentos de soldagem confiáveis, assim como garantir condições de soldagem de elos de amarra grau R3 com resultados extremamente satisfatórios no ensaio de fadiga de elos integrais, conforme resultado dos ensaios de tração e impacto, apresentados nas Tabelas I.15 e I.16.

Tabela I.15 – Resultados dos ensaios de tração para cada posição no elo [6].

Elo	Condição	Posição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
1	Antes do Teste de Fadiga	Solda Original	578	728	17	57
		Metal Base	581	715	19	68
		Solda FCAW	582	719	20	66
		Coroa	630	721	17	66
2	Após Teste de Fadiga (55.000 ciclos)	Solda Original	714	731	11	59
		Metal Base	500	720	22	69
		Solda FCAW	604	723	15	56
		Coroa	637	741	16	66
3	Após Teste de Fadiga (63.000 ciclos)	Solda Original	542	679	17	60
		Metal Base	573	715	18	66
		Solda FCAW	556	711	19	66
		Coroa	618	728	16	66

Tabela I.16 - Resultados dos ensaios de impacto realizados à 0°C [6]

Posição	**Condição**	**Energia Absorvida (J) (*)**
Solda Original	Antes do Teste de Fadiga	89,7
	55.000 ciclos	70,5
	63.000 ciclos	66,0
Centro da solda FCAW	Antes do Teste de Fadiga	59,5
	55.000 ciclos	58,7
	63.000 ciclos	66,5
Linha de Fusão	Antes do Teste de Fadiga	113,0
	55.000 ciclos	110,0
	63.000 ciclos	111,5
1,0mm da Linha de Fusão	Antes do Teste de Fadiga	110,3
	55.000 ciclos	109,0
	63.000 ciclos	101,3
3,0mm da Linha de Fusão	Antes do Teste de Fadiga	97,7
	55.000 ciclos	87,0
	63.000 ciclos	72,8
5,0mm da Linha de Fusão	Antes do Teste de Fadiga	87,8
	55.000 ciclos	85,5
	63.000 ciclos	78,7
Metal Base	Antes do Teste de Fadiga	106,0
	55.000 ciclos	105,2
	63.000 ciclos	102,0
Coroa	Antes do Teste de Fadiga	98,7
	55.000 ciclos	98,5
	63.000 ciclos	88,5
Mínimo Metal Base R3 [10]	-	60,0
Mínimo Solda R3 [10]	-	50,0

(*) Valor médio de 3 ensaios.

Contribuindo com o projeto de desenvolvimento tecnológico de recuperação por soldagem em componentes de uso naval e offshore, FARNEZE [9] realizou estudo comparativo entre metais de solda de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular, cujo objetivo era analisar a produtividade desses processos, as propriedades mecânicas, em particular o comportamento em tenacidade ao impacto. Na conclusão do estudo foi apresentado que as propriedades mecânicas do metal de solda produzido pelo processo eletrodo revestido superaram as do metal de solda produzido pelo arame tubular, dentro do conjunto das propriedades mecânicas exigidas por norma, conforme apresentado na Tabela I.17.

Tabela I.17 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V. em Joules [9].

Processo	**Condição**	**T (°C)**	**1º Ensaio**	**2º Ensaio**	**3º Ensaio**	**Média**
Eletrodo Revestido	Como Soldado	23	141,5	137,5	161,5	146,8
		0	138,5	148,5	142,0	143,0
		-20	115,0	130,0	116,5	120,5
		-40	87,5	89,5	57,0	78,0
		-60	27,5	33,5	42,0	37,7
	TTAT	23	161,5	155,5	136,5	151,2
		0	120,0	133,5	133,5	129,0
		-20	108,5	107,0	109,0	108,2
		-40	85,5	56,5	88,5	76,8
		-60	32,0	18,5	38,5	29,7
Arame Tubular	Como Soldado	23	70,5	66,5	71,5	69,5
		0	67,0	60,5	63,5	63,7
		-20	61,0	57,5	50,0	56,2
		-40	27,0	41,5	41,5	36,7
		-60	29,5	28,0	20,5	26,0
	TTAT	23	66,5	63,5	65,5	65,2
		0	49,5	58,0	55,0	54,2
		-20	45,5	47,5	49,5	47,5
		-40	19,0	19,5	31,5	23,3
		-60	10,0	20,0	18,0	16,0
Minimo exigido (R3) [10]	Metal base	0	---	---	---	60
Mínimo exigido (R3) [10]	Metal de solda	0	---	---	---	50

Apesar dos resultados encontrados qualificarem o consumível para soldagem de elos de amarras grau R3, pode-se observar na tabela I.16 que os resultados de tenacidade ao impacto do metal de solda atingidos foram os menores obtidos no elo soldado, antes e depois do ensaio de fadiga. Essa constatação pode levar a discussão quanto a qualidade do

procedimento de soldagem utilizado independente do desempenho do mesmo em condições de fadiga.

Assim, a busca por uma tenacidade ao impacto compatível com o metal de base justifica a realização de presente estudo.

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – MATERIAIS

II.1.1 – MATERIAL DE BASE

As juntas soldadas foram efetuadas utilizando-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 nas dimensões de 750 mm x 300 mm x 19 mm. Por se estar analisando apenas o metal de solda não foi necessário o uso como metal de base o próprio aço R3.

II.1.2 – MATERIAL DE ADIÇÃO

Como material de adição foi utilizado o arame tubular do tipo AWS E 110C-G com 1,2 mm de diâmetro. As Tabelas II.1 e II.2 apresentam a composição química do consumível e as propriedades mecânicas do metal depositado na condição como soldado, conforme certificados e dados informados pelo fabricante.

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

Consumível	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni
AWS E 110C-G	0,029	0,650	0,018	0,010	1,730	0,640	2,550

Tabela II.2 - Propriedades mecânicas do consumível

Consumível	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	Ecv (*) (-29^{0}C)
AWS E 110C-G	Como Soldado	750	810	17	45

(*) Energia absorvida no ensaio de impacto

II.2 – MÉTODOS

II.2.1 – PREPARAÇÂO DA JUNTA

As juntas foram preparadas a partir das chapas de aço conforme item II.1.1. A Figura II.1 apresenta as dimensões e detalhes da geometria da junta utilizada, que visa eliminar o efeito da diluição no estudo das propriedades do metal de solda. Apesar da configuração do chanfro atender a norma AWS 5.5-96 [48], referente a soldagem por eletrodo revestido,

adotou-se essa configuração por ter sido a configuração adotada por FARNEZE [9] em estudo anterior. A norma AWS 5.5-96 garante que, para essa configuração de chanfro, não ocorrerá interferência da diluição desde que os corpos-de-prova retirados para as análises sejam retirados conforme descrito nessa norma.

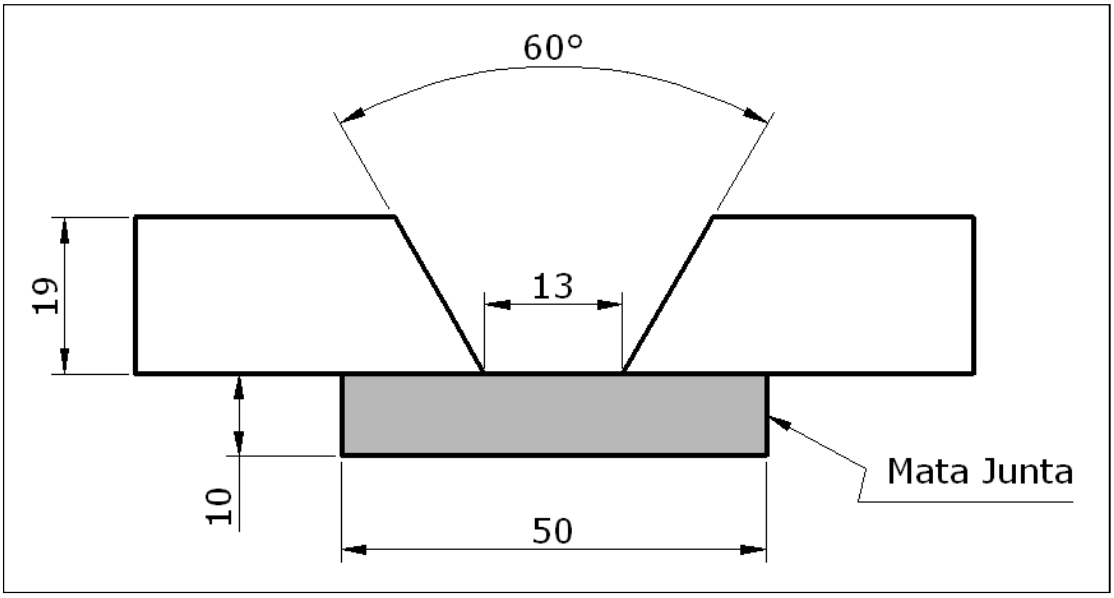


Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada (mm) [2]

II.2.1 – PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

As juntas foram preaquecidas às temperaturas de 200°C e 250°C e posteriormente foi realizada a soldagem multipasses, na posição plana, utilizando-se uma mistura de 75%Ar-25%CO_2 como gás de proteção. Utilizou-se maçarico e controle por lápis termoindicador.

A Figura II.2 apresenta a seqüência de soldagem das juntas soldadas, enquanto a Figura II.3 mostra o aspecto da juntas após a soldagem.

.

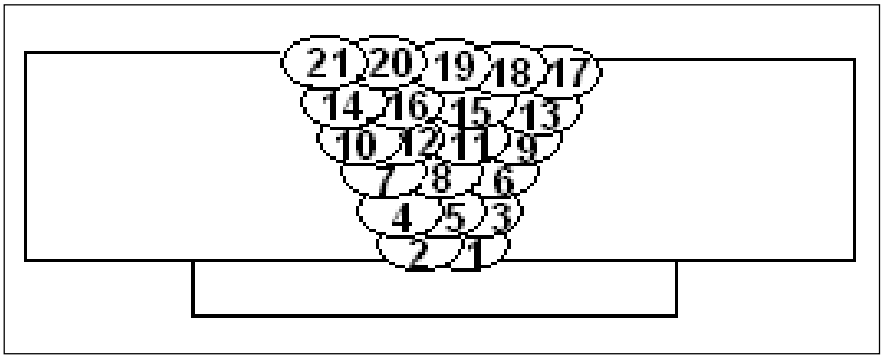


Figura II.2 – Detalhe da seqüência de soldagem com arame tubular



a) M200



b) M250

Figura II.3 – Aspecto das juntas após a soldagem

As Tabelas II.3 e II.4 apresentam os resultados do acompanhamento dos parâmetros durante a realização das soldagens.

Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 200°C

Número		Diam. (mm)	Corrente		Tensão (V)	Tempo de Arco (s)	Aporte Térmico (kJ/mm)
Passe	Camada		Tipo	Valor (A)			
01	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	98	1,19
02	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	147	1,79
03	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	74	0,90
04	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	73	0,89
05	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	104	1,27
06	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	118	1,44
07	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	96	1,17
08	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	110	1,34
09	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	108	1,32
10	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	98	1,19
11	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	92	1,12
12	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	109	1,33
13	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	102	1,24
14	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	88	1,07
15	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	105	1,28
16	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	111	1,35
17	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	80	0,97
18	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	97	1,18
19	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	102	1,24
20	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	98	1,19
21	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	122	1,49
TOTAL						2132	
MÉDIA		-----	-----	281-299	31-32	-----	**1,24**

Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 250°C

Número		Diam. (mm)	Corrente		Tensão (V)	Tempo de Arco (s)	Aporte Térmico (kJ/mm)
Passe	Camada		Tipo	Valor (A)			
01	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	122	1,49
02	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	142	1,73
03	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	95	1,16
04	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	104	1,27
05	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	118	1,44
06	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	119	1,45
07	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	100	1,22
08	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	135	1,64
09	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	125	1,52
10	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	137	1,67
11	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	75	0,91
12	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	93	1,13
13	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	74	0,90
14	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	84	1,02
15	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	70	0,85
16	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	138	1,68
17	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	203	1,47
18	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	88	1,07
19	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	85	1,04
20	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	86	1,05
21	06	1,2	CC^+	281-299	31-32	91	1,11
TOTAL						2284	
MÉDIA		-----	-----	281-299	31-32	-----	**1,27**

II.3 – TRATAMENTOS TÉRMICOS

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos, em forno de mufla com termopar calibrado, consistindo de aquecimento a 580°C por 1, 2 e 3 horas, sendo estas condições comparadas à condição da junta como soldada.

II.4 – ANÁLISE DA PRODUTIVIDADE

Este trabalho utilizou a Taxa de Deposição (TD) como parâmetro para analise comparativa da produtividade dos processos em questão. A Taxa de Deposição (TD) foi calculada pela relação entre o peso do metal depositado em Kg e o tempo total de arco aberto em horas [49], ou seja:

$$TD = \frac{Peso_{Metal\ Depositado}}{Tempo\ Total_{Arco\ Aberto}} (kg/h)$$

II.5 – ANÁLISE QUÍMICA

Foi realizada análise química em espectrômetro de emissão ótica SECTROLAB do SENAI-MG, objetivando determinar os teores dos principais elementos presentes nos metais de solda.

II.6 – ENSAIOS MECÂNICOS

Foram removidos corpos-de-prova longitudinais e transversais ao cordão de solda, para ensaios de tração, impacto Charpy-V e dureza.

II.6.1 – ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, em corpos-de-prova padronizados conforme a norma ASTM A 370-05 [50], retirados longitudinalmente ao cordão de solda, conforme a Figura II.4. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca WOLPERT, modelo 60 TUZ 760, com capacidade de 60 tonf.

II.6.2 – ENSAIOS DE IMPACTO CHARPY-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V na temperaturas de -20°C, em corpos-de-prova normalizados (10,0mm x10,0mm x 55,0mm) de acordo com a norma ASTM A 370-05 [51] e retirados transversalmente ao cordão de solda conforme mostrado na Figura II.4, a 2mm da superfície da chapa. O entalhe foi posicionado no plano da espessura e na linha de centro

do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.5. Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca TINUS OLSEN MACHINE, modelo 197406, leitura até 406J.

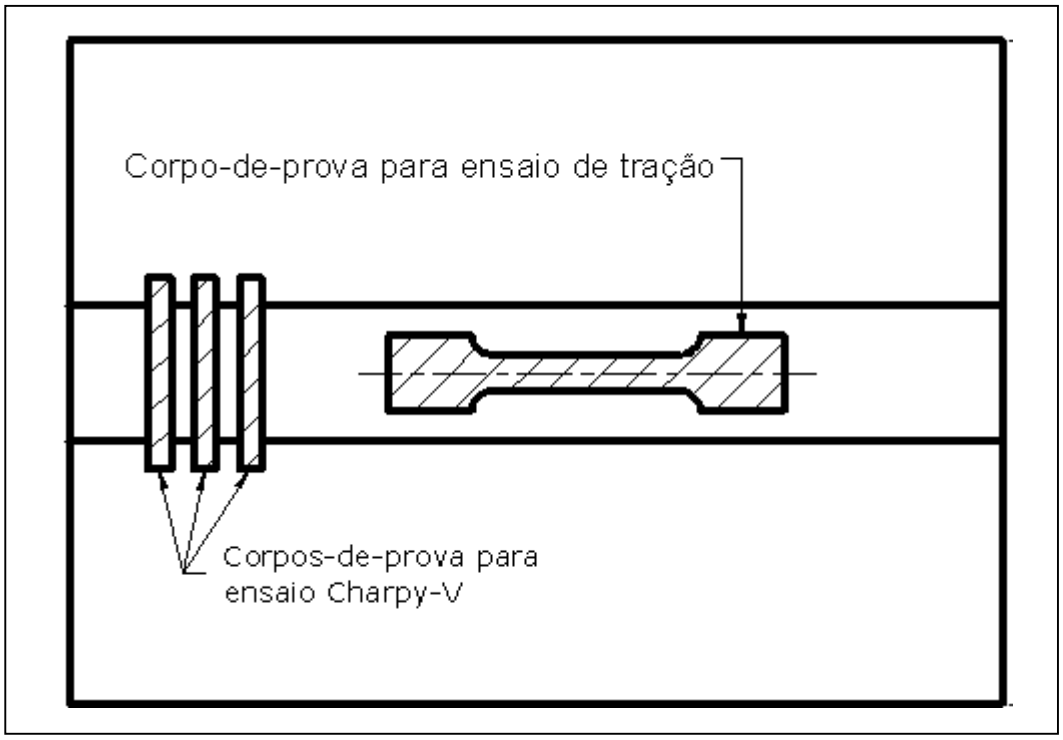


Figura II.4– Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada (Desenho esquemático).

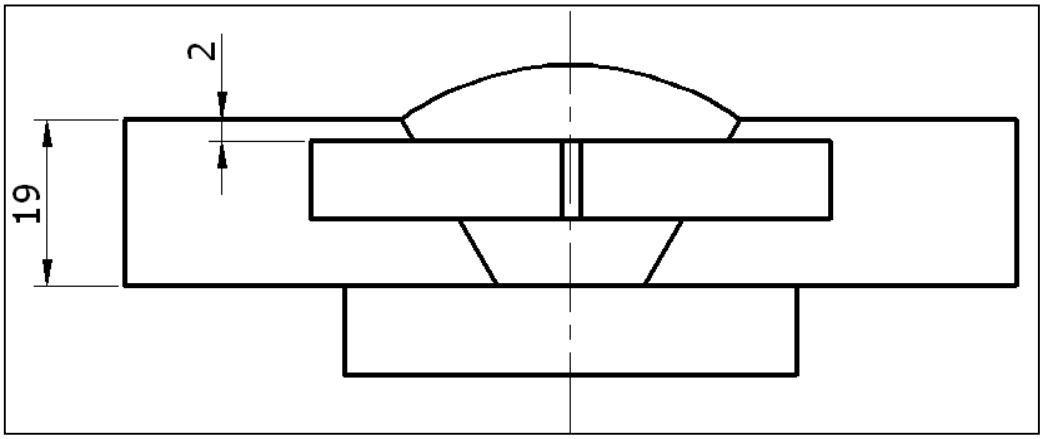


Figura II.5 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (mm)

II.6.3 – ENSAIOS DE DUREZA

Realizaram-se ensaios de dureza Vickers à temperatura ambiente, nas amostras metalográficas retiradas transversalmente ao cordão de solda. Na execução destes ensaios foi

utilizado um durômetro da marca WOLPERT, modelo DIA TESTOR 2 RC. A carga utilizada nos testes foi de 10 Kgf, com tempo de carregamento de 20 segundos (HV10/20).

Os pontos de teste foram tomados sobre uma reta vertical, que corresponde a linha de centro da junta soldada, indo do nível da superfície da chapa até a raiz da solda, nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V (Figura II.6).

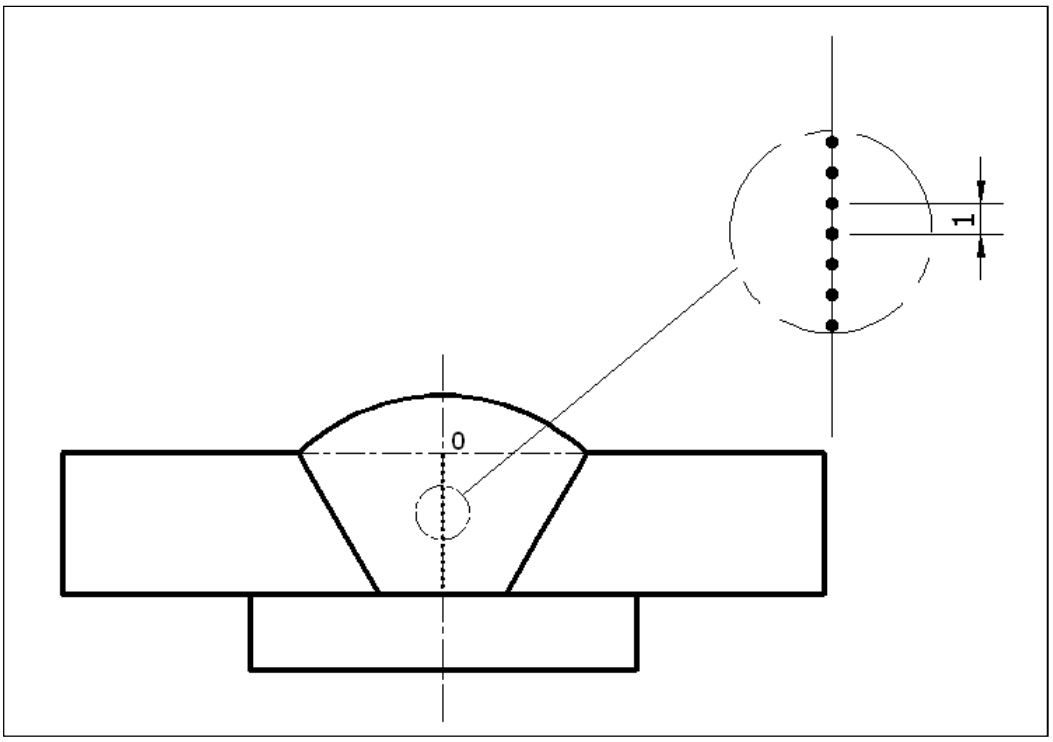


Figura II.6 – Localização e espaçamento entre as impressões nos ensaios de dureza Vickers (mm).

II.7 – ENSAIOS METALOGRÁFICOS

Realizou-se a análise metalográfica dos metais de solda, consistindo de macrografia, microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. As amostras foram preparadas através da técnica convencional de lixamento e polimento com pastas de diamante e granulometrias de 6, 3, 1 e ¼ µm, seguido de ataque químico com reagente nital 2% para a macrografia e 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 100x, sendo utilizado microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens, ao longo de três segmentos de 10mm a partir de 2mm da superficie, conforme esquematizado na Figura II.7.

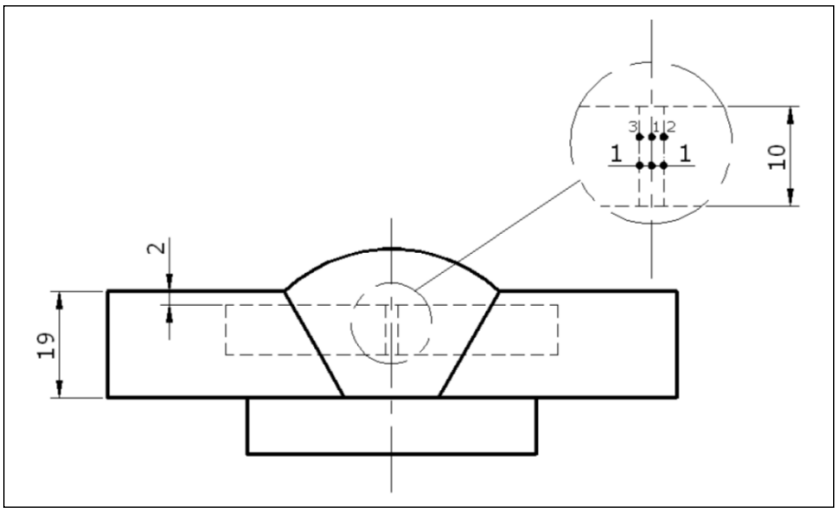


Figura II.7 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (mm).

As microestruturas foram avaliadas, nas condições de como soldado (CS) e após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) de 2 horas, onde as regiões analisadas também corresponderam à área do entalhe Charpy-V, sendo utilizado microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M.

As microestruturas também foram avaliadas, nas condições de como soldado (CS) e após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) de 2 horas, por microscopia eletrônica de varredura, sendo utilizado microscópico eletrônico de varredura da marca CAMSCAN, modelo 3200LV.

CAPÍTULO III – RESULTADOS

III.1 – PRODUTIVIDADE

A Tabela III.1 apresenta os valores da taxa de deposição em função do peso do metal depositado e do tempo total de arco aberto.

Tabela III.1 - Taxa de deposição dos processos eletrodo revestido e arame tubular

Preaquecimento	Peso do Metal de Solda (Kg)	Tempo de Arco Aberto (h)	Taxa de Deposição (Kg/h)
M200	3,51	0,592	5,92
M250	3,51	0,634	5,53

III.2 – ANÁLISE QUÍMICA

A Tabela III.2 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos.

Tabela III.2 - Composição química dos metais de solda (% em peso)

Metal de Solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq
M200	0,0506	0,4114	0,0206	0,0052	1,324	0,524	2,478	0,0238	0,020	0,012	0,549
M250	0,0463	0,4341	0,0202	<0,005	1,400	0,511	2,475	0,0241	0,022	0,012	0,555

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

III.3 – ENSAIOS MECÂNICOS

III.3.1 – ENSAIOS DE TRAÇÃO

A Tabela III.3 e a Figura III.1 apresentam 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 R3 [10], onde se notam as seguintes características principais:

a) verifica-se que os metais de solda atendem aos requisitos para todas as condições de análise, exceto para a resistência mecânica na condição de preaquecimento de 250°C com tratamento térmico pós-soldagem realizado por 3 horas;

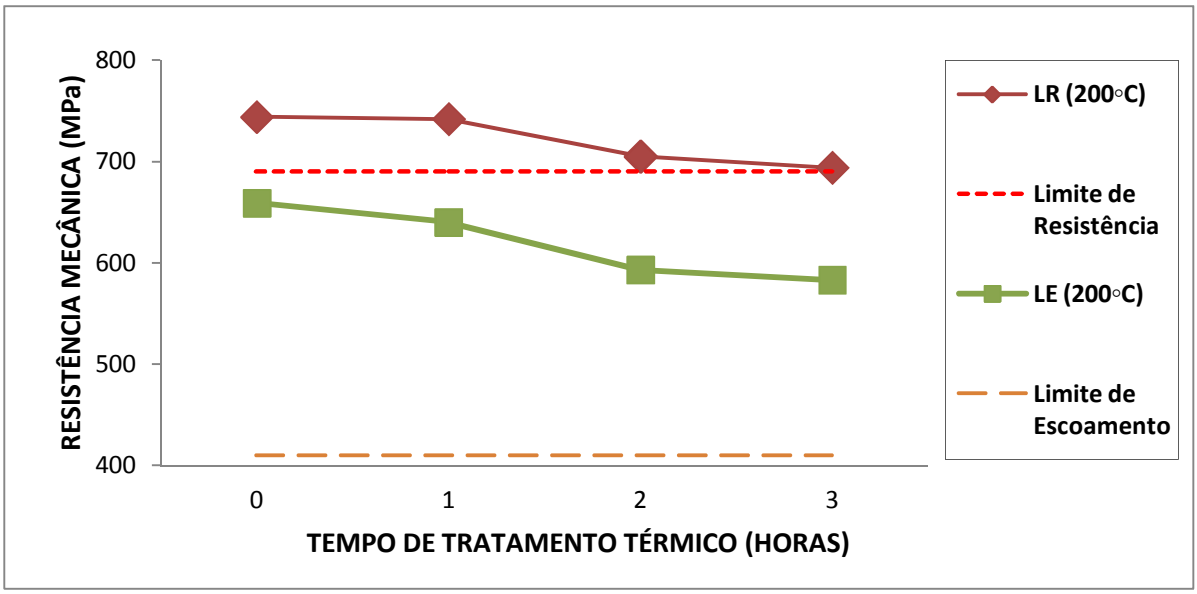
b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução contínua da resistência mecânica e do limite de escoamento, embora estas diferenças não sejam tão significativas;

c) todos os valores de limite de escoamento, alongamento e redução de área apresentam valores muito superiores aos mínimos requeridos para os aços grau R3 e;

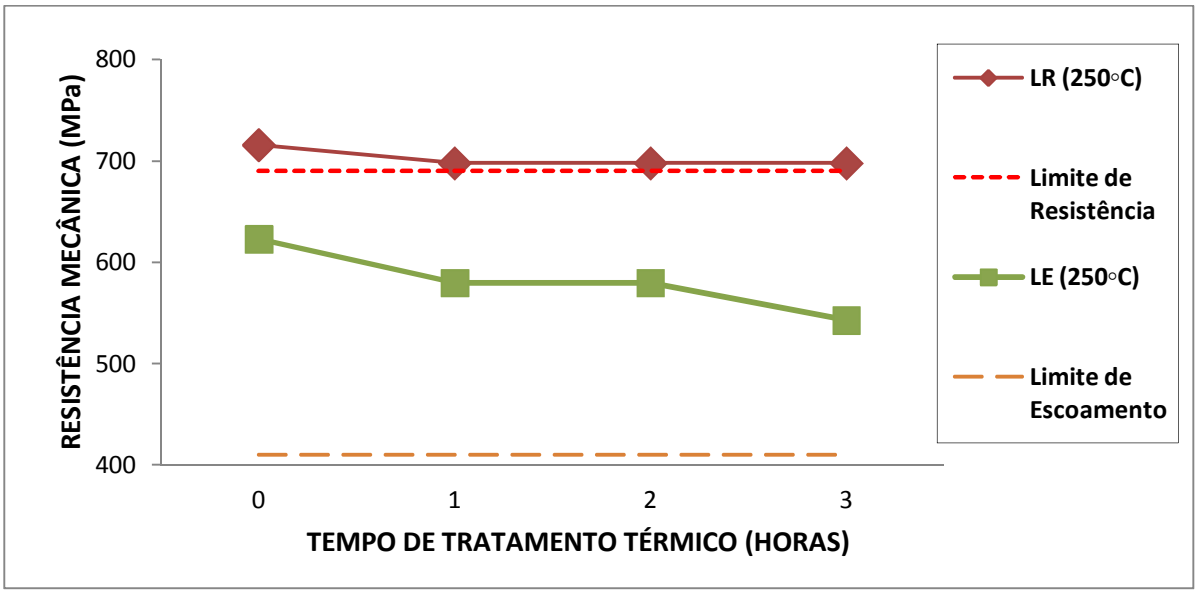
c) os maiores resultados de resistência mecânica foram obtidos para os metais de solda realizados com preaquecimento de 200°C.

Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de tração

Metal de solda	**Condição**	**LE (MPa)**	**LR (MPa)**	**Al (%)**	**RA (%)**
M200	Como Soldado	659	744	25,71	65,48
M200	TTPS – 1h	640	742	22,86	66,51
M200	TTPS – 2h	593	705	24,57	69,42
M200	TTPS – 3h	583	694	25,71	66,35
M250	Como Soldado	623	716	27,89	66,51
M250	TTPS – 1h	580	698	25,71	68,28
M250	TTPS – 2h	580	698	27,43	68,28
M250	TTPS – 3h	543	668	26,29	66,66
Mínimo R3 [1]	----------	410	690	17,00	50,00



(a) M200



(b) M250

Figura III.1 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico

III.3.2 – ENSAIO DE IMPACTO CHARPY–V

A Tabela III.4 e Figura III. 2 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado é referente aos aços de grau R3 [10] para acessórios de ancoragem, onde se notam as seguintes características principais:

a) verifica-se que os metais de solda atendem aos requisitos R3 para todas as condições de análise;

b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução da tenacidade ao impacto do metal de solda;

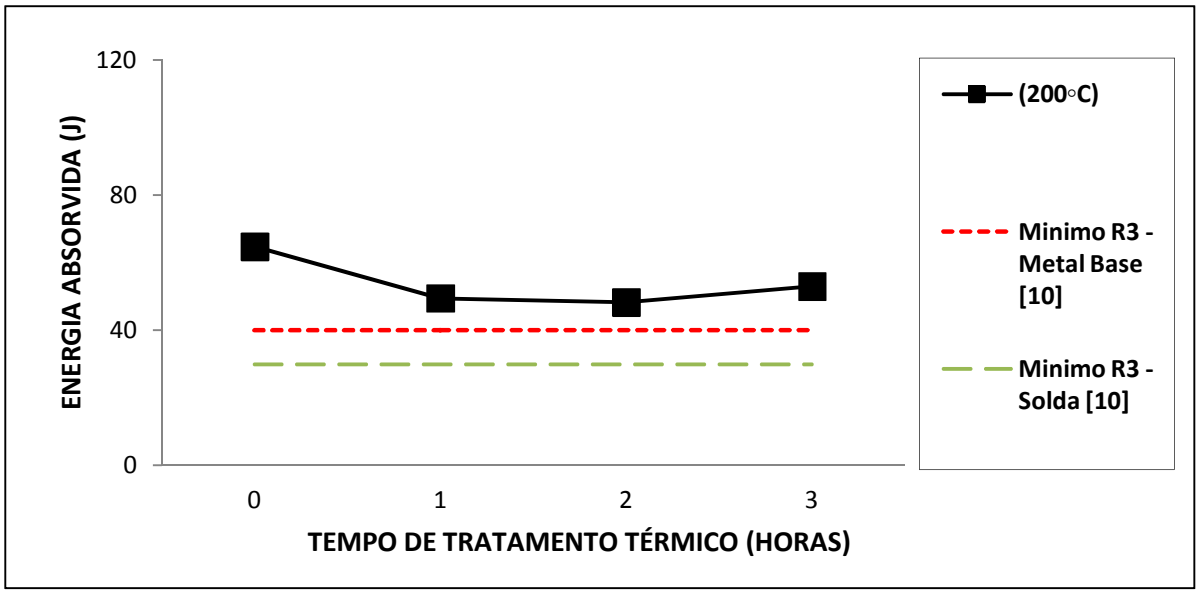
c) o aumento do tempo de tratamento térmico não modificou o comportamento da tenacidade ao impacto;

d) os resultados obtidos para os metais de solda realizados com preaquecimento de 250°C propiciaram uma melhoria significativa da tenacidade ao impacto e;

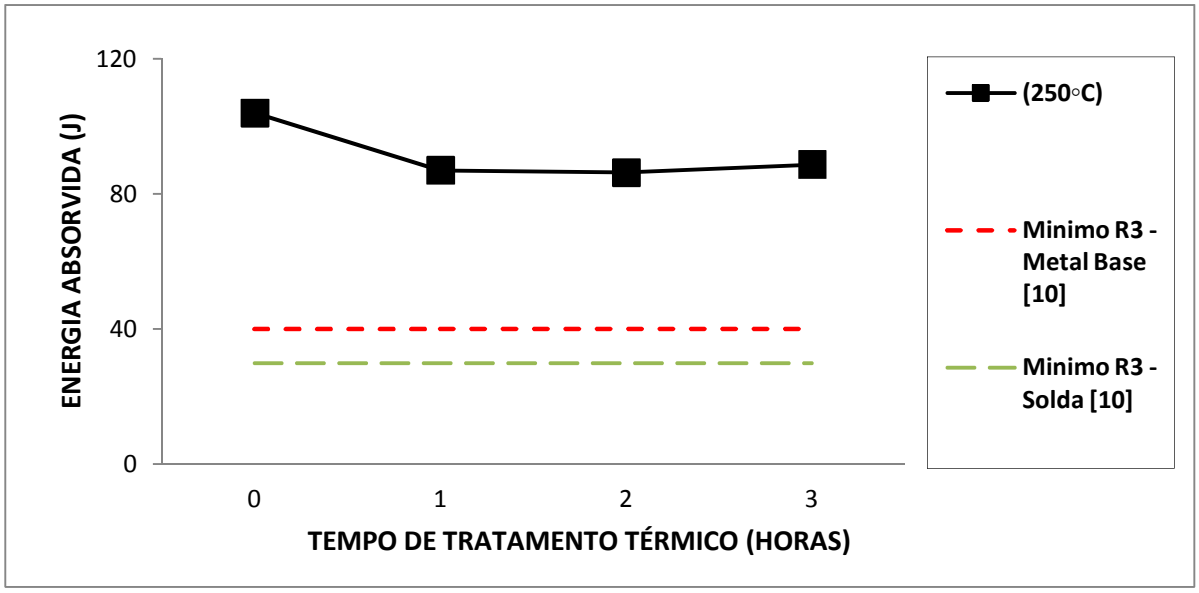
e) os melhores resultados de tenacidade ao impacto foram obtidos para a condição de como soldado.

Tabela III.4 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20°C, em Joules

Metal de solda	**Condição**	**1º Ensaio**	**2º Ensaio**	**3º Ensaio**	**Média**
M200	Como Soldado	54,5	64,5	75,5	64,8
M200	TTPS – 1h	51,5	60,5	36,5	49,5
M200	TTPS – 2h	36,5	61,5	47,0	48,3
M200	TTPS – 3h	52,0	59,5	47,5	53,0
M250	Como Soldado	102,0	115,0	95,0	104,0
M250	TTPS – 1h	60,0	90,5	110,5	87,0
M250	TTPS – 2h	94,0	77,0	88,0	86,3
M250	TTPS – 3h	89,0	90,0	87,0	88,7
Mínimo R3 – Metal Base [10]	----------				40,0
Mínimo R3 – Solda [10]	----------				30,0



(a) M200



(b) M250

Figura III.2 – Variação da energia absorvida com o tempo de tratamento térmico.

III.3.3 – ENSAIOS DE DUREZA

A Tabela III.5 e a Figura III.3 apresentam os perfis de dureza obtidos para as juntas soldadas nas condições CS e TTAT, medidos a partir da superfície da chapa, onde se notam as seguintes características principais:

a) os valores de dureza não apresentam grandes variações;

b) os maiores valores de dureza foram verificados para o metal de solda com preaquecimento realizado à 200℃, na condição de como soldado;

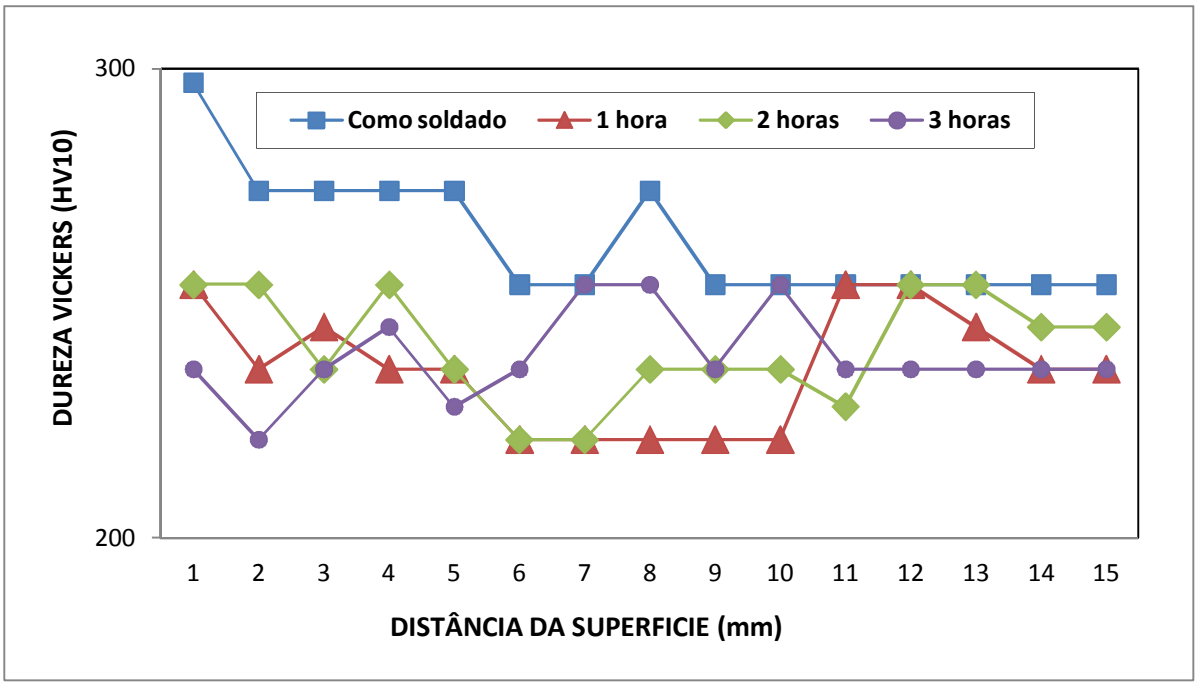
c) o aumento do tempo de tratamento térmico propiciou uma redução dos valores de dureza;

d) os maiores valores de dureza foram inferiores à 300HV e;

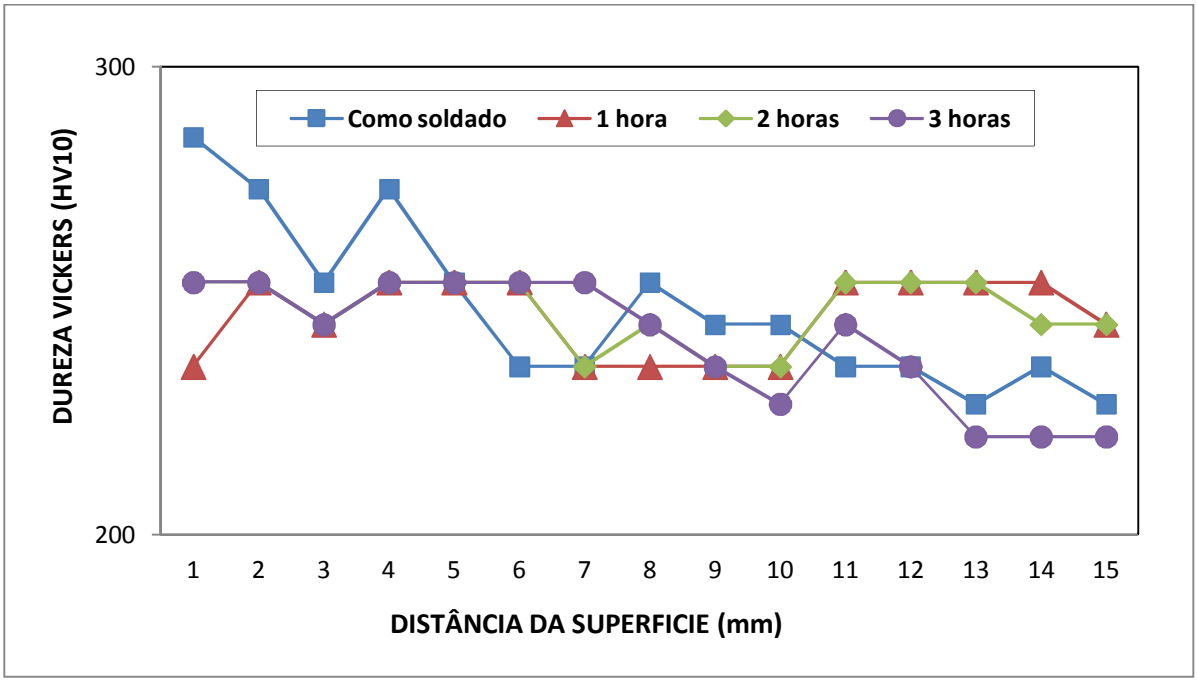
e) verificou-se uma redução na dureza na varredura da superfície para a raiz do metal de solda.

Tabela III.5 – Valores de dureza HV encontrados nas amostras soldadas M200 e M250 nas condições Como Soldado (CS) e após Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Distância da superfície (mm)	**M200**				**M250**			
	Como Soldado	**1 hora**	**2 horas**	**3 horas**	**Como Soldado**	**1 hora**	**2 horas**	**3 horas**
1	297	254	254	236	285	236	254	254
2	274	236	254	221	274	254	254	254
3	274	245	236	236	254	245	245	245
4	274	236	254	245	274	254	254	254
5	274	236	236	228	254	254	254	254
6	254	221	221	236	236	254	254	254
7	254	221	221	254	236	236	236	254
8	274	221	236	254	254	236	245	245
9	254	221	236	236	245	236	236	236
10	254	221	236	254	245	236	236	228
11	254	254	228	236	236	254	254	245
12	254	254	254	236	236	254	254	236
13	254	245	254	236	228	254	254	221
14	254	236	245	236	236	254	245	221
15	254	236	245	236	228	245	245	221



(a) M200



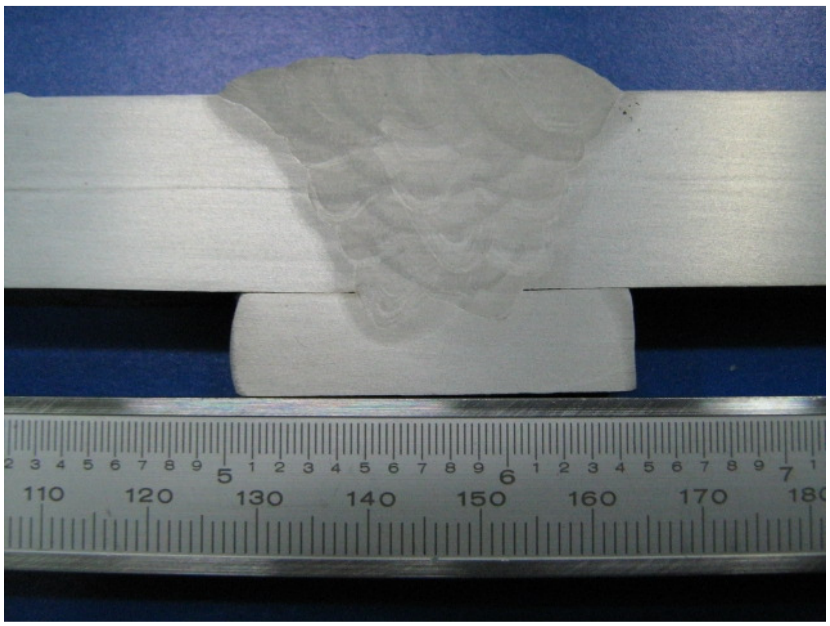
(b) M250

Figura III.3 – Perfil de dureza para soldagem dos metais de solda.

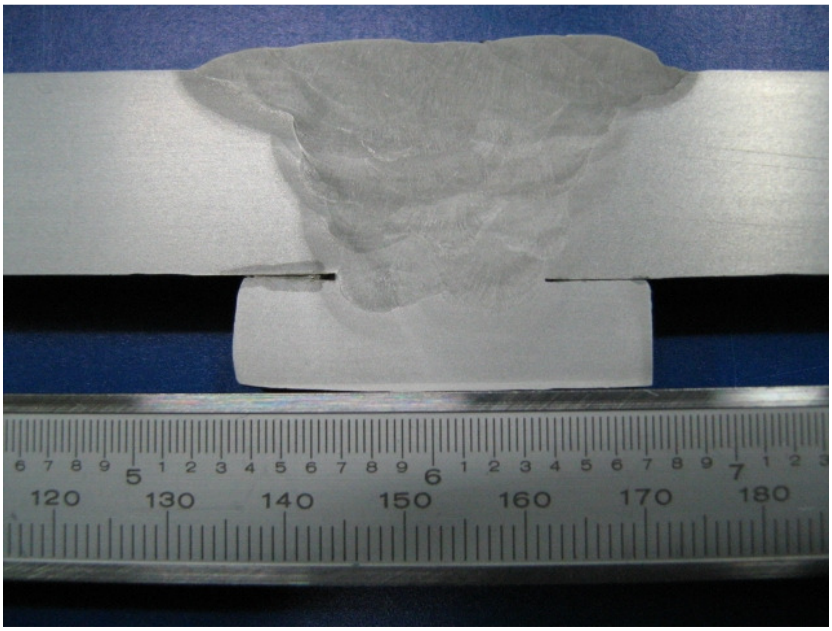
III.4 – ENSAIOS METALOGRÁFICOS DOS METAIS DEPOSITADOS

III.4.1 - MACROGRAFIA

A Figura III.4 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse.



a) M200



b) M250

Figura III.4 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas

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.4.1 - MICROGRAFIA

A Tabela III.6 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy–V. A contagem foi realizada conforme já descrito no item II.7.1.

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

Metal de solda	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
M200	46,7	53,3
M250	51,0	49,0

Conforme mostra a tabela III.6, as amostras com preaquecimento de 250°C apresentaram um percentual de região reaquecida ligeiramente inferior em comparação às amostras com preaquecimento a 200°C.

As Figuras III.5 a III.9 apresentam a caracterização microestrutural observada por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), nas condições como soldado e após TTPS de 2 horas para a região colunar do último passe e regiões colunar e reaquecida relativas a ponta do entalhe do corpo-de-prova de impacto Charpy–V.

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

a) De forma similar para os metais de solda com preaquecimento à 200°C e à 250°C, verificou-se que uma microestrutura constituída de Bainita (FS), Ferrita Acicular (FA) e Ferrita Poligonal (FP), em todas as regiões analisadas (Figuras III.5 e III.7);

b) A análise por MEV evidenciou a ocorrência de maior proporção de Ferrita Acicular (FA) no metal de solda M250, sendo as segundas fases predominantemente A-M para a condição de como soldado (Figura III.6);

c) Nas regiões colunar e reaquecida na região da ponta do entalhe Charpy–V de todas as condições, verificou-se a predominância de Bainita (FS), sendo que no metal de solda M250, notou-se também grande participação do constituinte Ferrita Acicular (FA) na região reaquecida na condição como soldado (Figura III.8);

d) O efeito do TTPS se traduziu em uma extensiva precipitação de carbetos (Figura III.8), notadamente no contorno de grão de ambos os metais de solda (Figura III.9).

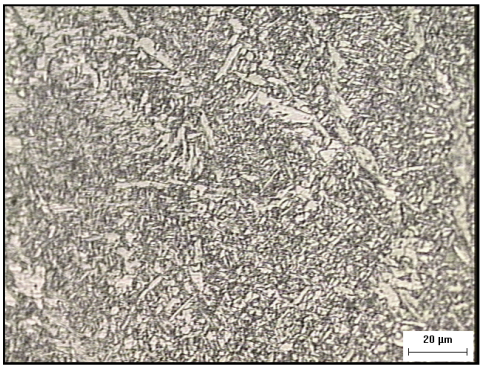
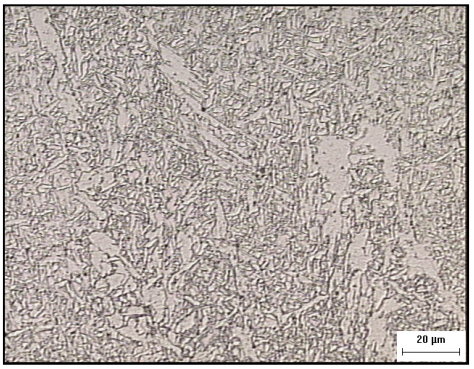
Metal de Solda	CS	TTPS
M200		
M250		

Figura III.5 – Aspecto microestrutural da região colunar do último passe dos metais de solda observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500x – Ataque: Nital 2%.

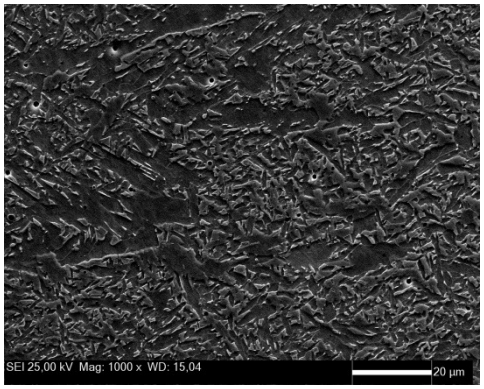
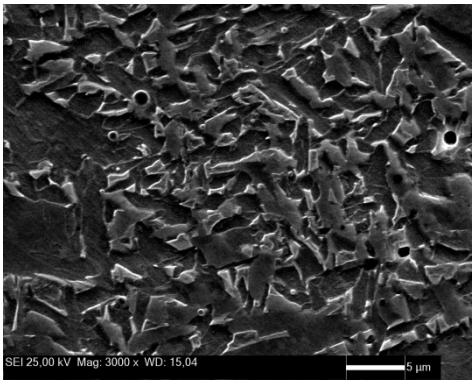
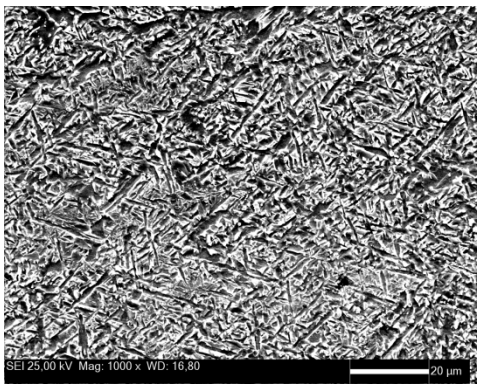
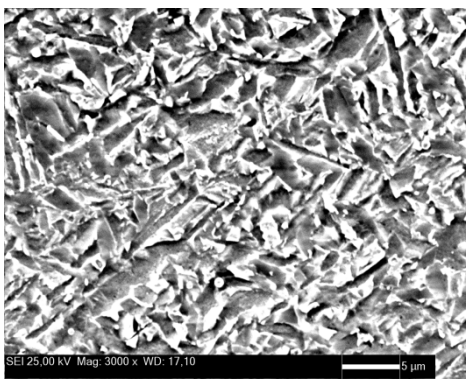
M200		
M250		

Figura III.6 – Aspecto microestrutural da região colunar do último passe dos metais de solda na condição de como soldado observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2%.

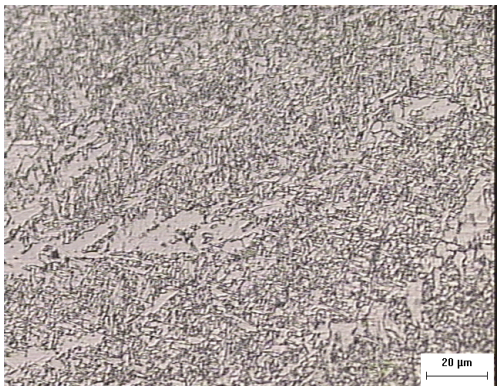
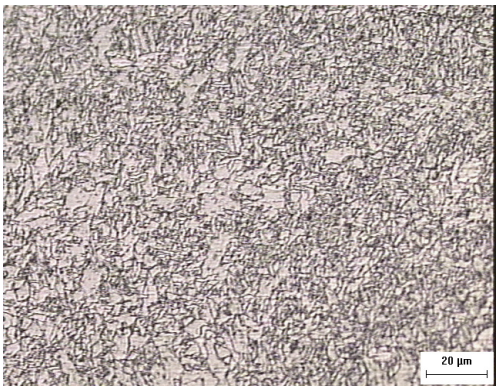
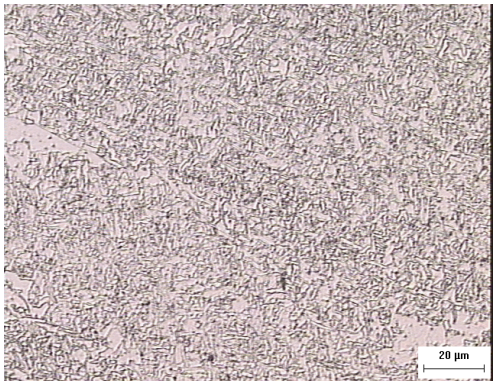
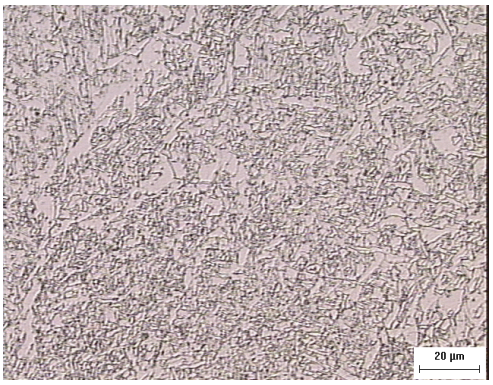
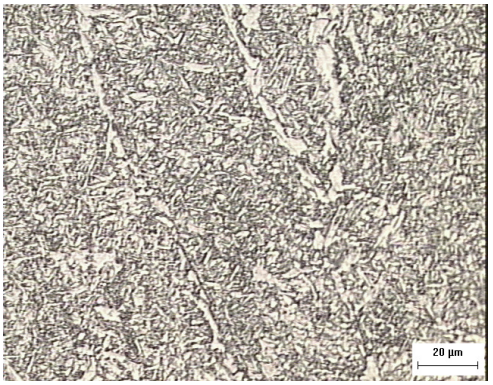
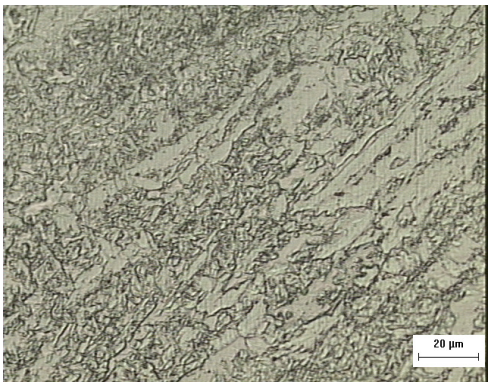
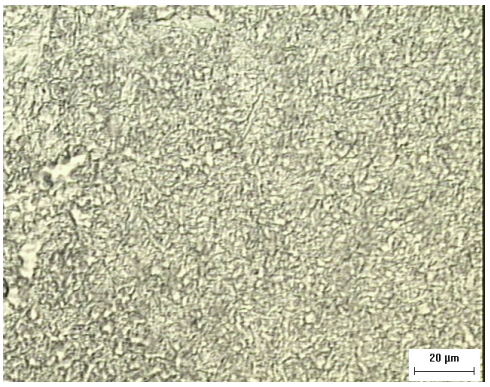
Condição	Região Colunar	Região Reaquecida
M200 CS		
M200 TTPS		
M250 CS		
M250 TTPS		

Figura III.7 – Aspecto microestrutural dos metais de solda M200 na região da ponta do entalhe Charpy–V observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500x. Ataque: Nital 2%

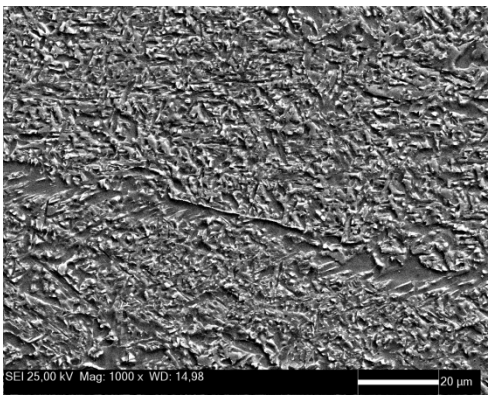
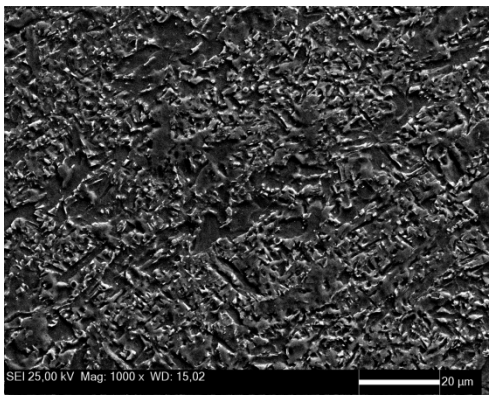
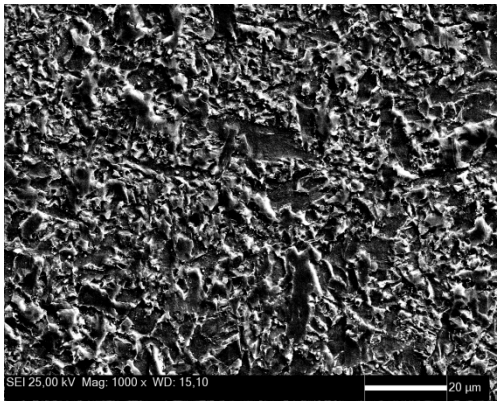
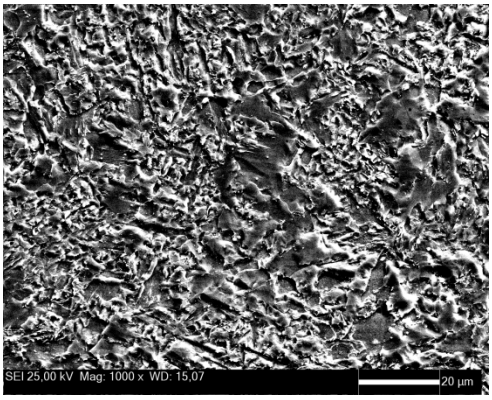
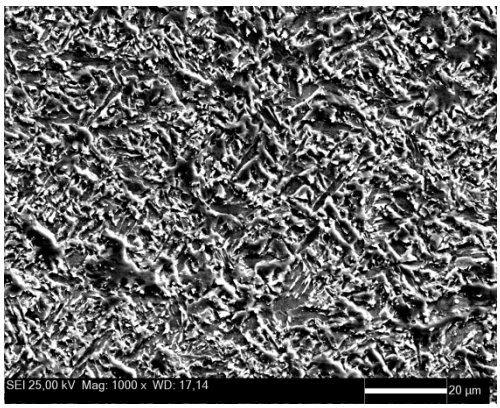
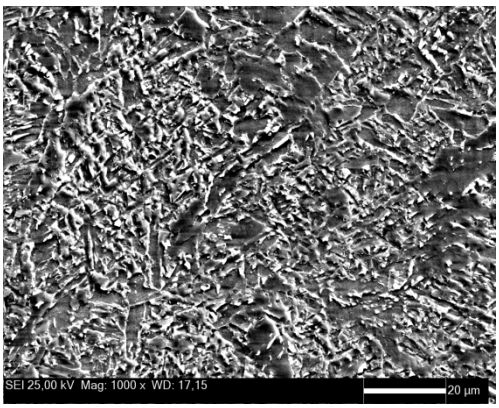
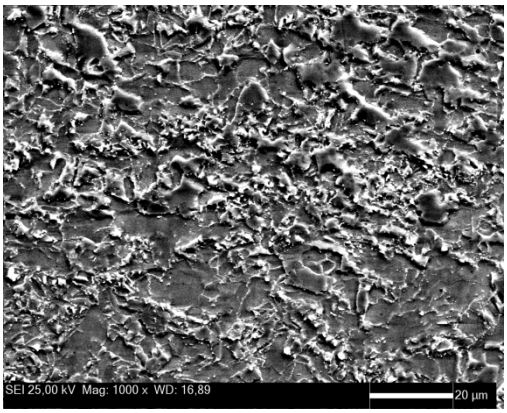
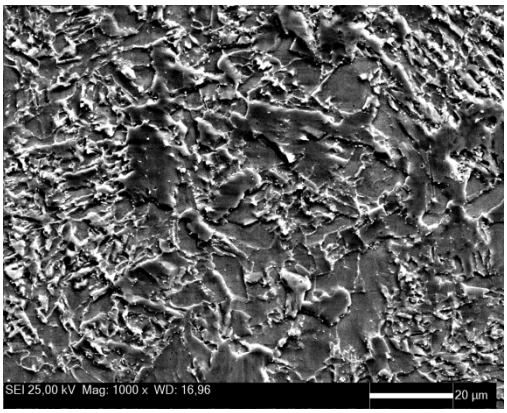
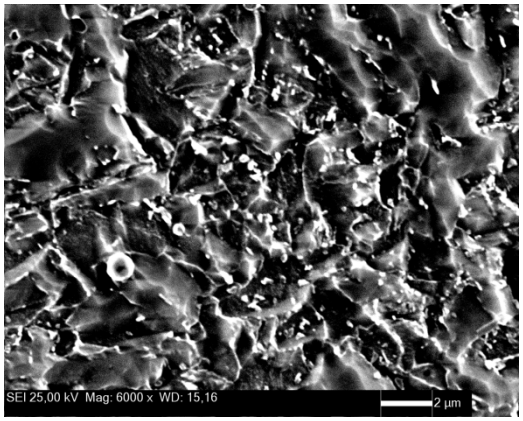
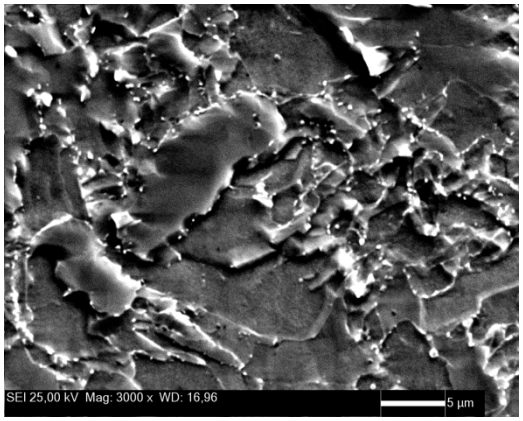
Condição	Região Colunar	Região Reaquecida
M200 CS		
M200 TTPS		
M250 CS		
M250 TTPS		

Figura III.8 – Aspecto microestrutural dos metais de solda M200 na região da ponta do entalhe Charpy–V observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2%



M200



M250

Figura III.9 – Ocorrência de precipitação de carbetos nos contornos de grão nos metais de solda após TTPS observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Ataque: Nital 2%

CAPÍTULO IV – DISCUSSÃO

IV.1 – INTRODUÇÃO

O presente trabalho dá continuidade à trabalho anterior [9], buscando avaliar a adequação de consumíveis à soldagem com requisitos desafiadores de resistência mecânica e tenacidade. Especificamente, avalia-se a possível melhoria da tenacidade ao impacto através da variação do tempo de realização do tratamento térmico pós-soldagem, uma vez que um aumento na temperatura do tratamento térmico não pode ser realizado para não impactar negativamente no metal base para o qual se está buscando o consumível adequado.

É importante ressaltar que o objetivo do projeto de pesquisa não é o desenvolvimento de um novo consumível e sim a adequação de consumíveis disponíveis no mercado à soldagem de componentes de ancoragem de plataformas marítimas, buscando o atendimento de requisitos muito severos, conforme apresentado na Tabela I.11 e não daqueles exigidos pelas normas de qualificação de consumíveis de soldagem, conforme definido na norma AWS 5.5 [48].

IV.2. SELEÇÃO DO CONSUMÍVEL

Como exposto anteriormente, a escolha do consumível para o presente estudo foi baseada no atendimento aos requisitos do metal base cujo procedimento de soldagem será qualificado. Buscou-se selecionar um consumível que não tivesse que atender nenhum requisito adicional relacionado a alguma norma particular. O arame tubular AWS E 110C-G se encontra de acordo com o buscado, uma vez que, conforme especificado pela AWS 5.28 [49], o mesmo deve atender apenas os requisitos acordados entre cliente e fornecedor. A opção pelo uso de consumível do tipo “metal cored” traz vantagens adicionais:

- MYERS [52] destaca que quando são comparados aos arames do tipo não metálico (flux-cored) apresentam uma alta eficiência de deposição, na faixa de 92–98%, ao passo que a faixa dos arames não metálicos é de 84–89%;

- FRENCH e BOSWORTH [53] apontam níveis de hidrogênio difusível menores do que 5ml/100g de metal depositado, em soldas executadas com arames de fluxo metálico, como um benefício destes tipos de consumíveis sobre os arames de fluxo não metálico.

- A vantagem dos arames “metal-cored” sobre os arames “flux-cored” também é somada pelo menor volume de escória e níveis de respingos que o primeiro tipo apresenta em

relação ao segundo, contribuindo, desta forma, para um aumento no ciclo de trabalho, aliado a otimização de custos operacionais referentes ao acabamento pós-soldagem [5].

- Taxa de deposição de cerca de 3 vezes a produzida pelo processo de eletrodos revestidos [52].

Essas vantagens representam um atrativo para a utilização desse tipo de consumível quando comparado a outros processos.

IV.3 - PRODUTIVIDADE

No presente trabalho foram obtidas taxas de deposição em torno de 5,92kg/h para preaquecimento de 200°C e 5,53kg/h para preaquecimento de 250°C, o que demonstra que não houve variações significativas de produtividade para as 2 condições de preaquecimento estudadas, estando essas taxas em conformidade com MYERS [52], que cita que a taxa esperada de deposição do processo arame tubular do tipo “metal cored” é entre 5,4 a 6,4 kg/h para um arame com diâmetro de 1,2mm. Em estudos de outros autores [9,54-55], taxas similares foram obtidas.

Os resultados encontrados no presente trabalho e na literatura [9,52,54-55] correspondem a cerca de 2 a 3 vezes a taxa de deposição esperada para o processo eletrodo revestido, que é de 2 a 3 kg/h, conforme comprovado por FARNEZE [9]. Sendo assim, em termos de produtividade, o processo de soldagem por arame tubular é muito mais atrativo para uso em processos de fabricação e reparo de equipamentos do que o processo de soldagem por eletrodo revestido.

No entanto, apesar da superioridade da produtividade em relação ao eletrodo revestido, a literatura [6,9,41,56] demonstra que geralmente os arames tubulares apresentam propriedades mecânicas inferiores aos processos com eletrodos revestidos, notadamente a tenacidade ao impacto.

IV.4 – PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS METAIS DE SOLDA

IV.4.1 – ENSAIO DE TRAÇÃO

De todas as condições analisadas, apenas a condição do preaquecimento a 250°C e tratamento térmico pós-soldagem realizado por 3 horas não atendeu aos requisitos IACS W22 para o grau R3 [10].

Comparando as 2 condições de preaquecimento, pode ser observado que a condição de preaquecimento de 200°C apresentou valores ligeiramente superiores em relação a condição de preaquecimento de 250°C, o que a torna a melhor opção em termos de resistência mecânica e limite de escoamento.

JORGE et al. [22], em estudo de metais de solda de alta resistência, encontraram valores mais elevados de resistência mecânica e propriedades mecânicas nas temperaturas de preaquecimento de 200°C do que 250°C, conforme apresentado na Tabela I.7. Os autores [22] afirmam que uma temperatura de preaquecimento superior provoca uma queda da resistência mecânica e limites de escoamento devido a uma interferência direta do preaquecimento na microestrutura formada. VOGAS [57], estudando metais de solda de alta resistência obtidos pelo processo flux-cored, também encontrou valores mais elevados para o preaquecimento de 200°C do que 250°C.

A realização do tratamento térmico pós-soldagem gerou uma ligeira redução nos valores de resistência mecânica e do limite de escoamento, comportamento também encontrado por FARAGASSO et al. [8] e por VOGAS [57], ao estudarem o comportamento metais de solda de alta e extra alta resistência variando o tempo do tratamento térmico. SUMAN [41] encontrou uma variação muito pequena nos valores de resistência mecânica com a realização de tratamento térmico pós-soldagem em juntas de soldadas de aço fundido de alta resistência mecânica.

Vale ressaltar que FARNEZE [9], estudando o mesmo consumível nas condições de como soldado e com preaquecimento a 200°C, encontrou valores de resistência mecânica e limite de escoamento superiores aos encontrados no presente estudo, conforme plotado nas Figuras IV.1 e IV.2.

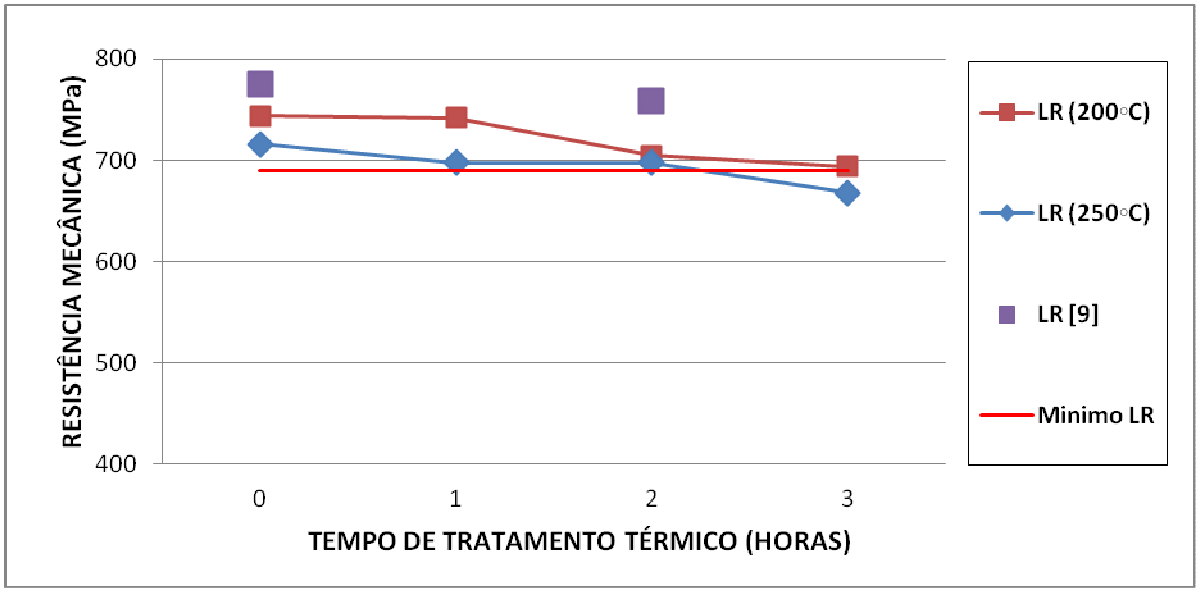


Figura IV.I – Resistência Mecânica (MPa) x Tempo de Tratamento Térmico (Horas)

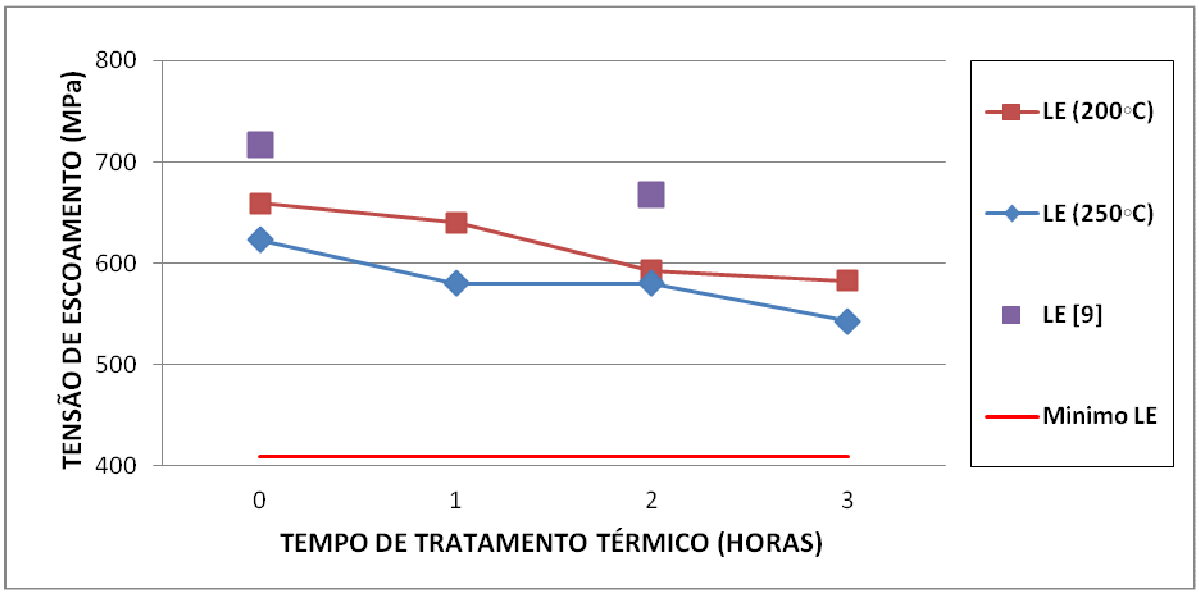


Figura IV.2 – Tensão de Escoamento (MPa) x Tempo de Tratamento Térmico (Horas)

Ao se buscar entender o possível motivo dessa variação e comparando a composição química encontrada no presente estudo, apresentada na Tabela III.2, com a composição química encontrada por FARNEZE [9], o teor de 0,0506% (em peso) de carbono encontrado no presente estudo contra 0,020% (em peso) poderia ser a causa dessa diferença, porém em estudo conduzido por KEEHAN [18], onde foi analisado a influência do carbono na composição química de um eletrodo revestido, a composição química que apresentou maior percentual em peso de carbono, apresentou os maiores valores de resistência mecânica, conforme apresentado na Tabela I.1. Sendo assim, não é possível justificar a diferença nos valores de

resistência mecânica e limite de escoamento nos teores de carbono.

SURIAN et al. [56] e RAMIREZ et al [58] apontam como outro fator importante o carbono equivalente. RAMIREZ [58] informa que com o aumento do carbono equivalente, a fração de produtos de baixa temperatura aumenta e a microestrutura se torna mais refinada. O aumento do carbono equivalente proporciona um aumento na resistência do metal de solda conforme tendência apresentada por SURIAN et al [56] e RAMIREZ et al [58].

No presente trabalho o carbono equivalente calculado foi 0,549 e 0,555, respectivamente M200 e M250 contra 0,581, encontrado por FARNEZE [9], confirmando o exposto, pois no estudo de FARNEZE [9] os valores de resistência mecânica e limite de escoamento foram maiores do que no presente estudo. Nas Figura IV.3 pode ser observado que os valores de resistência mecânica encontrados no presente estudo, na condição como soldado, e por FARNEZE [9] apresentaram valores próximos aos encontrados na literatura [56,58].

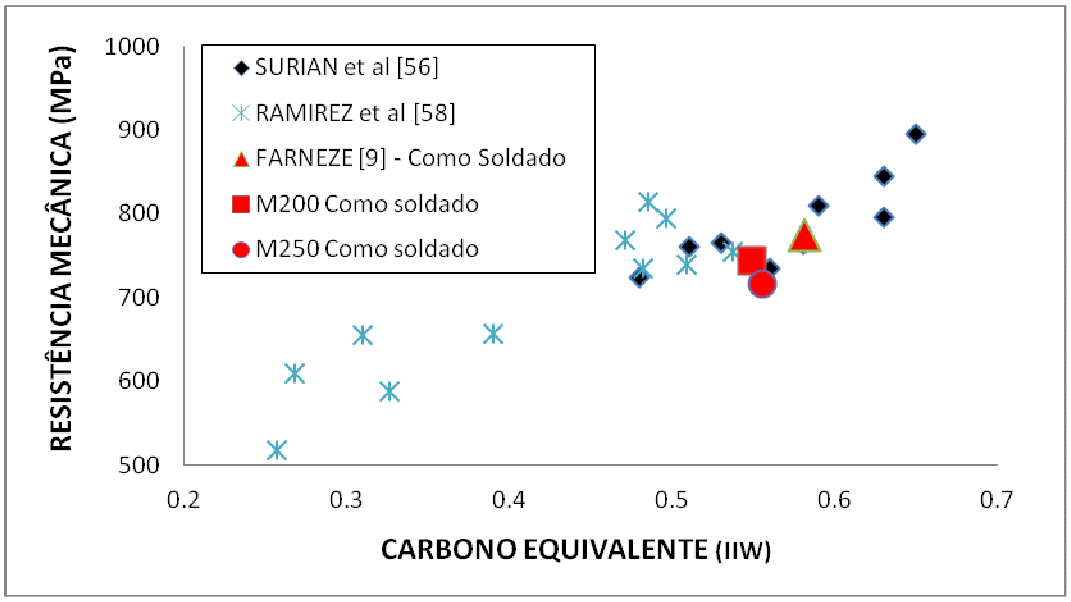


Figura IV.3 – Resistência mecânica x carbono equivalente [9,56,58[

Apesar de ter adotado o mesmo consumível e as mesmas condições de preaquecimento e tratamento térmico, FARNEZE [9] usou, como parâmetro de soldagem, um aporte térmico médio de 1,10kJ/mm enquanto o presente estudo foi adotado um aporte térmico médio de 1,24kJ/mm. Diversos autores [19-20,32,40-41] apontam o aporte térmico como fator diretamente impactante nas propriedades mecânicas, informando que um aumento no aporte térmico proporciona uma redução dos valores de resistência mecânica e limite de escoamento. SURIAN et al. [40], comparando eletrodos das classes 100, 110 e 120ksi, evidenciaram essa a

influência do aporte térmico nas propriedades mecânicas na Tabela I.8. RAMIREZ [58] encontrou a mesma tendência estudando metais de solda da classe 100ksi e 120ksi. VERCESI et al. [59-60] atribuem a queda nas propriedades de tração com o aumento do aporte térmico a perda de Mn e Si por oxidação. RAMINI et al [65] concluíram que com a diminuição do aporte térmico ocorre um aumento no limite de resistência, devido ao aumento da velocidade de resfriamento durante a decomposição da austenita. FARNEZE [9] colabora acrescentando que esta condição será favorável ao aparecimento de constituintes de baixa temperatura de transformação em metais de solda de alta temperabilidade.

SURIAN et al. [56] informam que metais de solda de aços de alta resistência são muitos sensíveis ao aporte térmico. No mesmo estudo, os autores [56] afirmam que, após anos de estudos, a obtenção de valores de tenacidade adequados não é mais o problema no desenvolvimento de metais de solda de alta resistência, concluindo que o foco atualmente tem sido como alcançar as exigências de resistência mecânica adequadas aos padrões exigidos atualmente. A resistência mecânica tem sido fator limitante dos consumíveis, conforme verificado também no presente estudo, pois todas as outras propriedades de tração foram muito acima do mínimo, salvo o limite de resistência mecânica, que é crítico.

Os efeitos do carbono equivalente inferior e aporte térmico superiores aos adotados no presente estudo comparados aos adotados por FARNEZE [9] podem ser apontados como as causas mais prováveis pelos valores inferiores de resistência mecânica em comparação aos encontrados por FARNEZE [9].

IV.4.2 – ENSAIO DE IMPACTO CHARPY–V

Todos os valores encontrados atendem aos critérios de aceitação referentes aos aços grau R3 [1]. A Figura IV.4 apresenta os valores encontrados no presente estudo e os valores encontrados por FARNEZE [9]. Em ambos os preaquecimentos, os valores de energia absorvida foram superiores aos obtidos por FARNEZE [9] nas condições como soldado e após tratamento térmico por 2 horas.

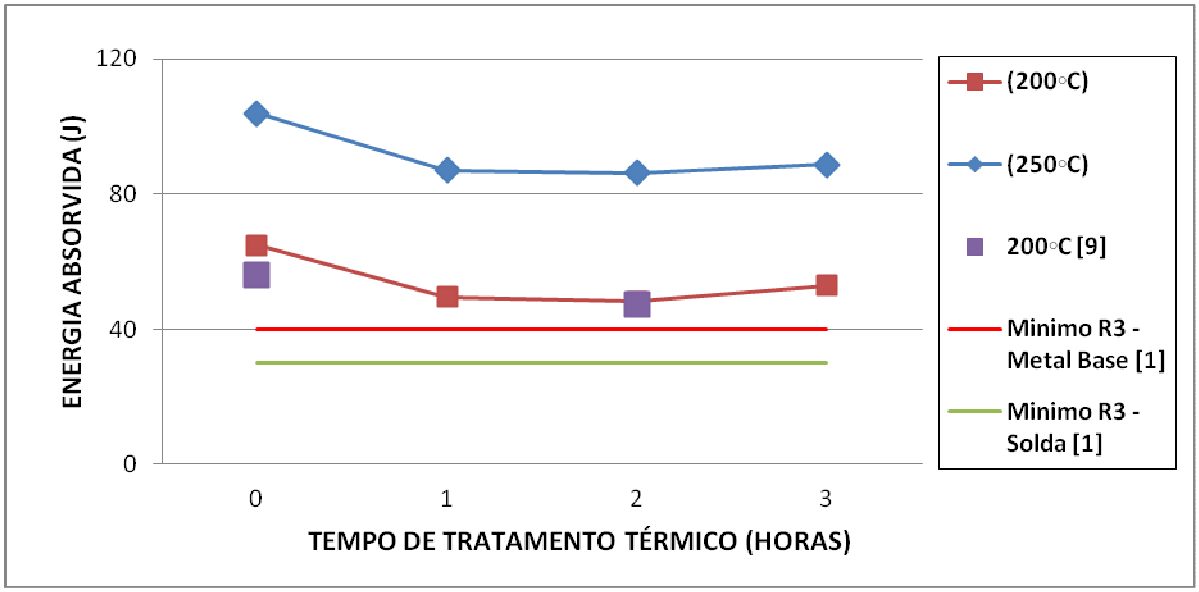


Figura IV.4 – Energia Absorvida (Joules) x Tempo de Tratamento Térmico (Horas)

Entre as condições de preaquecimento, pode ser observado que a condição de preaquecimento de 250°C apresentou valores muito superiores do que na condição de preaquecimento de 200°C. A literatura [29-30,34-38] apresenta a mesma relação entre maiores valores de preaquecimento versus maiores valores de tenacidade, conforme apresentado nas Figuras I.15 a I.17 [30] e na figura I.18 [43]. O aumento da temperatura de preaquecimento, conforme já exposto, influencia na taxa de resfriamento que, associada à composição química do metal de solda, proporcionou aumento dos valores de tenacidade.

JORGE et al. [22], estudando metais de solda de alta resistência usando as mesmas condições de preaquecimento, concluíram que uma temperatura de preaquecimento superior provoca aumento da energia absorvida no ensaio de impacto, conforme pode ser verificado na Tabela I.7 [22].

Na condição de preaquecimento de 200°C, os valores encontrados apresentaram valores muitos próximos aos valores encontrados no estudo conduzido por FARNEZE [9] enquanto que na condição de preaquecimento de 250°C os valores encontrados foram superiores ao encontrados por FARNEZE [9].

Na análise metalográfica da amostra M200 na condição como soldado, conforme Figuras III.5 e III.7, pode se verificar uma microestrutura constituída de Bainita (FS), Ferrita Acicular (FA) e Ferrita Poligonal (FP) enquanto FARNEZE [9] encontrou Martensita (M) e Bainita [FS]. A presença de microconstituintes como Bainita (FS), Martensita (M) e Ferrita Poligonal (FP) pode justificar os valores de tenacidade ao impacto encontrados.

Na análise metalográfica da amostra M250, conforme Figuras III.6 e III.8, foi detectado

a predominância de Ferrita Acicular (FA). Dentro do binômio microestrutura e tenacidade a ocorrência deste microconstituinte em maior proporção está vinculada a maiores valores de tenacidade. Desta forma, os melhores valores de tenacidade da amostra M250, em relação à amostra M200, estão associados a presença predominante deste microconstituinte.

Em ambos os preaquecimentos, os valores de tenacidade ao impacto apresentaram uma redução com a realização do tratamento térmico, mesmo comportamento encontrado por FARNEZE [9]. Com a variação do tempo de duração do tratamento térmico não houve modificação considerável no resultado.

VOGAS [57], trabalhando com as mesmas condições de materiais e métodos do presente estudo, porém usando arame tubular tipo “flux cored”, também experimentou uma tendência de diminuição dos valores de tenacidade com a realização de tratamento térmico pós-soldagem. O autor [57] atribui, em seu estudo, que a queda dos valores de tenacidade estaria associada a uma precipitação de carbetos após o tratamento térmico pós-soldagem nos contornos de grão. JORGE et al [62] e SALVADOR [67] corroboram com estes resultados, afirmando que a precipitação de carbonetos no contorno de grão durante o tratamento térmico causa fragilização.

No presente trabalho, a análise microestrutural também permitiu verificar a ocorrência deste tipo de precipitação de carbetos no contorno de grão, conforme Figura III.9, o que justifica a queda de tenacidade. Adicionalmente, verifica-se nesta figura que a precipitação foi mais intensa para a amostra M200, o que é a causa da maior queda de tenacidade desta amostra em relação à amostra M250.

IV.4.3 – ENSAIO DE DUREZA

Analisando o comportamento da dureza ao longo dos pontos de teste verifica-se uma redução dos valores encontrados da superfície para a raiz do metal de solda, o que segundo FARNEZE [9] pode ser atribuído ao ciclo de reaquecimento proveniente da soldagem multipasse. VOGAS [57] encontrou o mesmo comportamento, também justificado pelo ciclo de reaquecimento da solda. Na soldagem multipasse a superposição dos cordões de solda promove tratamentos térmicos nos passes anteriores.

Entre os dois preaquecimentos estudados os maiores valores de dureza foram identificados para o metal de solda com preaquecimento de 200°C. Comparando as propriedades mecânicas de 2 corpos de prova, MARTINS et al. [29] também encontraram os maiores valores de microdureza no corpo de prova de menor temperatura de preaquecimento,

corroborando com o resultado encontrado. MARTINEZ et al. [37] e REIS SOBRINHO [35] também obtiveram maiores valores de dureza na condições de menor preaquecimento. VOGAS [57] associa essa variação de dureza a velocidade de resfriamento que, em função do preaquecimento a 200°C, proporciona uma maior velocidade de resfriamento.

Ao se analisar a Figura III.3 pode ser constatado que os maiores valores foram encontrados para a condição como soldado apesar de não haverem variações significativas entre as condições como soldado e com tratamento térmico pós-soldagem.

Um ponto a ser ressaltado é que, comparando o comportamento da dureza com tratamento térmico de 200°C por 2 horas do presente trabalho e do estudo realizado por FARNEZE [9] nas mesmas condições, verifica-se que os mesmos apresentaram resultados diferentes. No estudo realizado por FARNEZE [9], houve aumento dos valores médios de dureza com o tratamento térmico. FONTES [63] afirma que podem existir efeitos metalúrgicos impostos por tratamentos térmicos pós-soldagem, os quais podem afetar as propriedades da junta soldada. Esses efeitos, segundo o autor [63], dependem dos parâmetros de soldagem adotados (principalmente aporte térmico e preaquecimento), da composição do metal de solda (tipo de consumível), dentre outros. Comparando a composição química do metal de solda obtida por FARNEZE [9] com a composição química do metal de solda obtida no presente estudo, apresentada na Tabela III.2, não foram identificadas variações significativas que pudesse justificar esse comportamento.

VOGAS [57] usando os mesmos parâmetros de preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem, porém trabalhando com arame tubular tipo flux cored em metais de solda de alta resistência, notou que os valores de dureza não apresentaram grandes variações entre a condição como soldado e com preaquecimento e que o aumento do tempo de tratamento térmico na propiciou uma redução dos valores de dureza, sendo os mesmos inferiores a 300HV.

IV.5 – CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE OS RESULTADOS

Dentro da proposta de melhoria da tenacidade ao impacto, o uso do preaquecimento de 250°C proporcionou essa melhoria, tanto na condição como soldado (CS) como na condição pós-tratamento térmico. Essa melhoria poderia definir o preaquecimento de 250°C como melhor condição para soldagem com o consumível E110C-G, porém essa condição proporcionou uma queda nos valores de resistência mecânica, tanto na condição como soldado (CS) e como na condição pós-tratamento térmico. Os valores de resistência mecânica obtidos foram muito próximos dos limites mínimos aceitáveis [10].

Diante do exposto e com base nos resultados obtidos sugere-se adotar como procedimento de soldagem com o consumível E110C-G a condição de preaquecimento de 200°C e tratado termicamente com 1 hora. Na escolha, levou-se em consideração o melhor resultado de resistência mecânica e a necessidade da realização de tratamento térmico pós-soldagem para alivio das tensões residuais.

Apesar da condição de preaquecimento de 250°C ter apresentado resultados de tenacidade ao impacto superiores, os resultados de resistência mecânica nessa condição estão muito próximos aos limites mínimos aceitáveis, não sendo aconselhável o uso dessa condição. Na condição de 200°C, os valores de resistência mecânica nas condições como soldado e tratado termicamente com 1 hora proporcionam uma maior segurança em relação aos limites aceitáveis, porém os valores de tenacidade ao impacto apresentaram resultados praticamente idênticos aos encontrados por FARNEZE [9].

Em relação ao tempo de tratamento também não há mudança devido á dispersão dos resultados.

No caso do presente estudo, essa questão pode ser evidenciada, pois com o aumento do tempo do tratamento térmico pós-soldagem, em busca de melhores resultados de tenacidade ao impacto, verificou-se uma redução dos valores de resistência mecânica, o que pode inviabilizar a utilização desse procedimento.

CONCLUSÕES

A análise e apresentação dos resultados encontrados no presente estudo possibilitaram as seguintes conclusões:

b) Com exceção da condição com preaquecimento a 250°C e tratamento térmico pós-soldagem por 3 horas, todas as demais condições atenderam aos requisitos da norma IACS W22 para o grau R3;

c) O uso do preaquecimento a 250°C proporcionou uma melhoria sobre a tenacidade em relação ao preaquecimento de 200°C, porém provocou uma redução nos valores de resistência mecânica em relação ao preaquecimento a 200°C;

d) A realização de tratamento térmico pós-soldagem, em ambos os preaquecimentos, provocou uma redução nos valores de resistência mecânica e tenacidade ao impacto, não havendo modificação do comportamento das propriedades com o aumento do tempo de realização do tratamento térmico;

e) A queda da tenacidade observada foi devido a precipitação de carbetos após tratamento térmico pós-soldagem nos contornos de grão e;

e) O melhor conjunto de resultados foi obtido para a condição de preaquecimento à 200°C com tratamento térmico pós-soldagem por 1 hora.

SUGESTÕES

Baseado nas observações e conclusões realizadas no presente estudo, permite-se sugerir:

a) Realização de um estudo metalográfico mais detalhado através de microscopia eletrônica de transmissão, possibilitando uma melhor compreensão das mudanças ocorridas nas microestruturas;

b) Desenvolver estudo similar, com variação do aporte térmico visando entender a influência deste parâmetro de soldagem nas propriedades do metal de solda, notadamente na resistência mecânica e;

c) Desenvolver estudo com a mesma metodologia utilizando arame tubular com diferente composição química visando obter melhor conjunto de propriedades mecânicas para soldagem do aço Grau R3.

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., BOTT, I. S., SUMAM, J. A., SOUZA, L. F. G.; "Efeito de Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem nas Propriedades de Aço Fundido de Elevada Resistência para Sistemas de Ancoragem de Plataformas Marítimas", Revista Soldagem & Inspeção, v.9, n.4, pp. 205-212, Dezembro, 2004

[3] JORGE, J. C. F., SOUZA, L.F.G., SANTOS FILHO, O.R., SANTOS FILHO, A.M.F., GUIMARÃES, F.H.B., BOTT, I.S.; "Relação Tenacidade/Microestrutura da ZTA de Aço Fundido ASTM A 148 GR. 80 50 para Acessórios de Ancoragem de Plataformas de Petróleo", Revista Soldagem & Inspeção, v.9, n.4, pp.192-197, Dezembro, 2004

[4] 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", In: XXXII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do XXXII CONSOLDA, 2006

[5] JORGE,J.C.F., SUMAM, J.A., DA SILVA, W.A., SANTOS FILHO, O.R., SOUZA, L.F.G.; "Influência da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metais de Solda de Alta Resistência", In: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do XXXIII CONSOLDA, 2007

[6] JORGE,J.C.F., 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", In: 2nd Latin American Welding Congress, São Paulo, 2008

[7] 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", Anais do VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica, 2010

[8] 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", IN: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem, Anais do CONSOLDA, 2011

[9] FARNEZE, H. N.; *Estudo Comparativo de Metais de Solda de Aços de Alta Resistência Obtidos pelos Processos Eletrodo Revestido e Arame Tubular*, Dissertação de Mestrado, CEFET/RJ/PPTEC, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007

[10] IACS, International Association of Classification Societies, W22, Offshore Mooring Chain, June, 2011

[11] PERINI, F.G.; *Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga Soldados*; Dissertação de Mestrado, Universidade de Caxias do Sul, RS, Brasil, 2008

[12] FARNEZE, H. N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G; BOTT, I.B. ; "Estudo Comparativo de Metais de Solda de Aço de Alta Resistência obtidos pelos Processos Eletrodo Revestido e Arame Tubular para Aplicação em Equipamentos de Amarração Offshore"; Soldagem & Inspeção; v.14; n.2; pp.151-160, São Paulo, Abril/Junho, 2009

[13] MENDOZA, A.R.; *Relationship between Microstructure, Properties and HICC Resistance of HSLA Steel Weld Metals*, Ph.D. Thesis, University of Leeds, 2008

[14] KEEHAN, E.; KARLSSON, H.; ANDRÉN, O. e BHADESHIA, H.K.D.H.; "New Developments With C-Mn-Ni High-Strength Steel Wel Metals, Part A – Microstructure"; Welding Journal, v.85, n.9, pp.200s-210s; Set, 2006

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

[16] LIU, S.; BRACARENSE, A.Q.; "Desenvolvimento da Soldagem de Aços de Alta Resistência e Baixa Liga"; Soldagem & Materiais, ABS, v.6, n.2, pps 17-32, Brasil, 1994.

[17] SVENSSON, L.E; "Consumables for Welding High Strength Steels"; ESAB AB; Svetsaren nº 1; Goteborg, Sweden; 1999.

[18] 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", v.11, n.1 pps. 19-24; 2006.

[19] 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 Cutting Expertise – Air Liquide; pp. 13-25; France, Mai, 2009

[20] ALEXANDRE, J.A.S.; *Soldabilidade dos Aços de Extra Elevada Resistência do Tipo 690 MPa*; Dissertação de Mestrado, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova Lisboa, Lisboa, Portugal, 2010

[21] HARRISON, P.; FARRAR, R.; “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals. Part 1 – Microstructural Development”; *Metal Construction*, Vol. 19, pp. 392R-399R; Julho, 1987

[22] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.S.; FILHO, O.R.S.; 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 1: Propriedades Mecânicas”, XXXVII Congresso Nacional de Solda, Natal, RN, 2011

[23] ZHANG, Z.; FARRAR, A; “Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals”, Welding Journal, v. 76, n. 5, pp.183s-196s, May, 1997

[24] TAYLOR, D.S.; EVANS, G.M.; “Development of MMA Electrodes for Offshore Fabrication”, *Metal Construction*, v. 15, n.8, pp. 438 – 443, Aug. 1983

[25] KEEHAN, E.; *Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals*, Ph.D. Thesis , Chalmers University of Technology and Goteborg University, Goterborg, Sweden, 2004

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

[27] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; THUVANDER, M.; BERGQUIST, E.; “Microstructural Characterisation of As-deposited and Reheated Weld Metals”, Welding in The World, v.51, n.3-4, pps. 44-49, Londres, 2007

[28] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; MURUGANANTH, M; ANDRÉN, H.O.; BHADESHIA, H.K.D.H.; “High Strength Steel Weld Metals – Developments with Ni and Mn”; Japan Welding Society, 7th International Welding Symposium, pp. 797-802; Kobe, Japan, November, 2001

[29] MARTINS, W. P.; NASCIMENTO, C.C.F; MENESES, V.A.; PAIVA, A.E.M.; LEAL, V.S.; “Influencia dos Parâmetros de Soldagem no Comportamento Microestrutural e nas Propriedades Mecânicas de Juntas Soldadas em Aços ARBL”; *6º COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*; Caxias do Sul, RS, 2011

[30] SILVA, G.G.; KOBAYASHI, Y.; “Análise da Influência da Temperatura de Preaquecimento na Formação de Microfases em Cordão de Solda obtido pelo Processo de Soldagem à Arco Elétrico com Proteção Gasosa e Arame Consumível”; 4º COBEF – Congresso Brasileiro de Fabricação; Estância de São Pedro, Campinas/SP; 2007

[31] METALS HANDBOOK; “Welding, Brazing & Soldering”; V.6, 9th Ed.; American Society for Metals; 1993

[32] POPOVIC, O.; BURZIC, M.; PROKIC-CVETKOVIC, R.;MILUTINOVIC, Z.; “The Effect of Heat Input on the Weld Toughness of Surface Welded Joint”; 14th International Research / Expert Conference “Trends in the Development of Machinery and Associated Technology”; TMT 2010, Mediterranean Cruise, September, 2010

[33] YUE, X.; LIPPOLD, J.C.; ALEXANDROV, B.T.; BABU, S.S.; “Continuous Cooling Transformation Behavior in the CGHAZ of Naval Steels”; Welding Journal, Vol. 91, pp. 67s-75s; March, 2012

[34] 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 Mestrado, UNESP, Bauru, SP, Brasil, 2008

[35] REIS SOBRINHO, J.F.; ALCÂNTARA, N.G.; “Influências dos parâmetros de soldagem na microestrutura da zona afetada termicamente – ZAT da junta soldada de um aço de alta resistência”; II CONNEPI – Congresso de Pesquisa e Inovação da Rede Norte Nordeste de Educação Tecnológica; João Pessoa, PB; 2007

[36] SRIVASTAVA, B.K.; TEWARI, S.P.; PRAKASH, J. A Review on effect of preheating and/or post welding heat treatment (PWHT) on mechanical behavior of ferrous metals – International Journal of Engineering Science and Tecnology – Vol. 2(4) 625-631 – 2010

[37] MARTINEZ, A.; MIGUEL, V.; COELHO, J.; NAVARRO, A.; CALATAYUD, A.; MANJABACAS, M.C.; “Influencia de La Técnica de Soldadura Multipasada y de los Tratamientos Térmicos de Precalientamento y Post-Soldadura em el Comportamiento de Uniones GMAW de um Acero Microaleado HARDOX 400”; Revista de Metalurgia, n.47, Madrid, Espanha; Enero-Febrero, 2011

[38] FRAGA, F.E.N; TREVISAN, R.E.; “Influência da Temperatura de Pré-Aquecimento em Cordões de Solda usando o Teste G-BOP”; 4º Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, São Pedro, SP; 2007

[39] ALÉ, R.M.; REBELLO, J.M.A.; CHARLIER, J.; Efeito da Adição de Elementos de Liga (Cu e Ni) nas Propriedades Mecânicas e Microestrutura da ZAC de aços C-Mn microligados ao Nb, Tese de Doutorado, Coordenação dos Programas de Pós-Graduação em Engenharia, COPPE/UFRJ, Dezembro, 1994

[40] SURIAN, E.S.; VEDIA, L.A.; “All-Weld-Metal Design for AWS E10018M, E11018M and E12018M Type Electrodes”; Welding Journal, pp. 217s-228s; June, 1999

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

[42] WELDING COMPANY KOBE STEEL LTD; Welding of “Offshore” Strucutures Part 2: How to Select Welding Consumables. Technical Highlight, Kobelco Welding Today, v.6, n.2, pp.3-7, April, 2003

[43] TESOURO, N. F.; *Aspectos Estruturais no Comportamento de Estruturas Offshore*, Dissertação de Mestrado em Engenharia Civil, Faculdade de Ciências e Tecnologia, Universidade Nova de Lisboa, Lisboa, Portugal, 2010

[44] DET NORSKE VERITAS; “Certification of Offshore Mooring Chain – Certification Notes 2.6”, 1993

[45] AMERICAN BUREAU OF SHIPPING; “Certification of Offshore Mooring Chain”, New York, 1999

[46] LLOYDS REGISTER OF SHIPPING; “Rules and Regulations for the Classification of Ships”, Part 2, Chapter 4, London, 1978

[47] API Recommended Practice 2I, In-Service Inspection of Mooring Hardware for Floating Drilling Units, February, 1997

[48] AWS 5.5, Specification for Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding, 1996

[49] AWS 5.28, Specification for low alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding, 1996

[50] MIL 22200-1F, Electrodes, welding, mineral covered, iron-powder, low hydrogen medium and high tensile steel , as welded or stress-relieved weld application, 1981

[51] ASTM A370-05, Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2005

[52] MYERS, D,; “Metal Cored Wires: Advantages e Disadvantages”, *Welding Journal*, v.81, n.9, pp.39-42, September, 2002

[53] FRENCH, I.E.; BOSWORTH, M.R.A.; “A Comparasion of Pulsed and Conventional Welding with Basic Flux Cored and Metal Cored Welding Wires”; Welding Journal, Vol.74, n.6, pp.197s-205s, June, 2005

[54] JOAQUIM, R.; Arame Tubular, Disponível em <http://www.ebah.com.br/content/ ABAAAA1WIAG/processo-soldagem-com-eletrodo-revestido>, Acesso em: 24/06/2012

[55] PECLY, P. H.R.; ANTUNES, E.S.; “Estudo Econômico Comparativo entre os Processos de Soldagem Arame Tubular (Semi-Automatizado e Mecanizado) e Eletrodo Revestido”. XXVIII Congresso Nacional de Soldagem, CT20, São Paulo, SP, Novembro, 2002

[56] SURIAN, E.S.; RAMINI DE RISSONE, N.M.; SVOBODA, H.G.; REP, R.; DE VEDIA, L.A.; “SMAW, FCAW, and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge is Tensile Properties”, *Welding Journal*, v.89, pp. 54s-64s, March, 2010

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

[58] RAMIREZ, E.J.; “Examining the mechanical properties of high-strength steels weld metals”, *Welding Journal*, pp. 32-38, January, 2005

[59] VERCESI, J.; SURIAN, E.; “The effect of Welding Parameters on High-Strength SMAW All Weld Metal – Part 1: AWS E11018M”; *Welding Journal*, v. 75, n. 6, pp. 191s-196s, 1996

[60] VERCESI, J.; SURIAN, E.; “The effect of Welding Parameters on High-Strength SMAW All Weld Metal – Part 2: AWS E11018M and E12018M”; *Welding Journal*, v. 77, n. 4, pp. 164s-171s, 1997

[61] SURIAN, E.; RISSONE, M. R.; VEDIA, L.; “Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties”, *Welding Journal*, v. 84, n. 4, pp. 53s-62s, April 2005

[62] JORGE, C.F.J.; REBELLO, J.M.A.; SOUZA, L.F.G.; “Influence of Welding Procedure on the Microestructure and Toughness of High Strength Ferritic Steel Weld Metals”; Revue de la Soudure, v.56, n.3, pp.4-12, Bélgica, 2000

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

[64] RAMIREZ, E.J.; “Characterization of High Strenght Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nommetallic Inclusions”, *Welding Journal*, v. 87, pp. 65s-75s, March, 2008

[65] RAMINI DE RISSONE, N.M.; SVOBODA, H.G.; SURIAN, E.S.; DE VEDIA, L.A.; “Influence of Procedures Variables on C-Mn-Ni-Mo Metal Cored Wire Ferritic All-Weld Metal”, *Welding Journal*, v. 84, n. 9, pp. 139s-148s, September, 2005

[66] EVANS, G.M.; “Effect of Molybdenum on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metals Deposits”, Joining Materials, pp. 239-246, November, 1988

[67] SALVADOR, L.S.F.; *Efeito da Composição Química e Tratamento Térmico Pós Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Aços de Alta Resistência*; Dissertação de Mestrado em Tecnologia, CEFET, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1997