CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

EFEITO DO PREAQUECIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR TIPO FLUX CORED

Paulo Vinício Brown Duarte Vogas

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
Julho / 2012

EFEITO DO PREAQUECIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR TIPO FLUX 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.

Paulo Vinício Brown Duarte Vogas

Aprovada por:

_____

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

_____

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

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

Prof[a]. Ivani de Souza Bott, Ph.D. (DEMA/PUC-RIO)

Rio de Janeiro
Julho / 2012

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

V877 Vogas, Paulo Vinício Brown Duarte
Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de aço de alta resistência obtidos por processo arame tubular tipo flux cored /Paulo Vinício Brown Duarte Vogas.—2012
xi, 70f. : il.col. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2012.
Bibliografia : f. 67-70
Orientadores: Jorge Carlos Ferreira Jorge [e] Luís Felipe Guimarães de Souza.

1.Engenharia mecânica 2.Metais-Tratamento térmico 3.Soldagem I.Jorge,Jorge Carlos Ferreira(orient.) II.Souza, Luís Felipe Guimarães de (orient.) III.Título.

CDD 621

RESUMO

EFEITO DO PREAQUECIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR TIPO FLUX CORED

Paulo Vinício Brown Duarte Vogas

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 preaquecimento e do tratamento térmico pós-soldagem em metal de solda de aço de alta resistência pelo processo de arame tubular tipo flux 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 flux cored da classe AWS E 110T5-G com 1,2mm de diâmetro, preaquecimento de 200 e 250℃, 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 por microscopia ótica e eletrônica de varredura 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℃ 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; Arame tubular; Alta resistência; Tratamento pós-soldagem.

Rio de Janeiro
Julho / 2012

ABSTRACT

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

Paulo Vinício Brown Duarte Vogas

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 flux cored tubular electrodes. Previous studies on this program has already analyzed the effect of post weld heat treatment with other type 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 110T5-G flux cored electrode by FCAW process, with 1,2 mm diameter, pre-heating of 200 and 250℃, direct current, flat positioned and heat input average of 1,6KJ/mm. After welding, tensile, Charpy-V impact and hardness tests and metallographic examination, both by optical and scanning electron microscopy were perfomerd, 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℃ 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; High strength; Post weld heat treatment.

Rio de Janeiro
July / 2012

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1
I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3
I.1 – Consumíveis de aços de alta resistência do tipo “metal cored” e “flux cored” 3
I.1.1 – Processo de Soldagem tipo arame tubular 3
I.1.2 – Características do processo de soldagem com arames tubulares com eletrodos do tipo metal cored 6
I.1.3 – Características do processo de soldagem com arames tubulares com eletrodos do tipo flux cored 8
I.1.4 – Análise comparativa entre os processos de soldagem do tipo metal cored e flux cored 9
I.2 – Influência do tratamento térmico pós-soldagem na microestrutura e tenacidade do metal de solda de aços de alta resistência 13
I.2.1 – Principais características do tratamento térmico pós soldagem 13
I.2.2 – Principais efeitos do TTPS na tenacidade dos aços de alta resistência 16
II – MATERIAIS E MÉTODOS 23
II.1 – Materiais 23
II.1.1 – Material de Base 23
II.1.2 – Materiais de Adição 23
II.2 – Procedimentos de soldagem 23
II.3 – Tratamentos térmicos 26
II.4 – Análise de produtividade 27
II.5 – Análise química 27
II.6 – Ensaios mecânicos 27
II.6.1 – Ensaios de Tração 27
II.6.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 27
II.6.3 – Ensaios de Dureza 29
II.7 – Ensaios metalográficos 29
III – RESULTADOS 31
III.1 – Taxa de deposição 31
III.2 – Aanálise química 31
III.3 – Ensaios mecânicos 32
III.3.1 – Ensaios de Tração 32
III.3.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V 34
III.3.3 – Ensaios de Dureza 36
III.4 – Ensaios metalográficos dos metais depositados 37

III.4.1 – Macrografia 37
III.4.2 – Micrografia 38
IV – DISCUSSÃO 50
IV.1 – Introdução 50
IV.2 – Produtividade 50
IV.3 – Propriedades mecânicas do metal de solda 51
IV.3.1 – Ensaio de tração 51
IV.3.2 – Ensaio de Impacto 53
IV.3.3 – Ensaio de dureza 56
IV.4 – Propriedades microestruturais do metal de solda 57
IV.5 – Considerações sobre resultados 61
V – CONSIDERAÇÕES FINAIS 63
CONCLUSÕES 65
SUGESTÕES DE CONTINUIDADE 66
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 67

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 - Processo de fabricação de arame tubular 3
Figura I.2 - Princípio do arame tipo tubular 4
Figura I.3 - – Aspecto esquemático dos processos arame tubular “auto-protegido” e com proteção adicional gasosa 5
Figura I.4 - Equipamento básico para o processo de soldagem com arames tubulares 6
Figura I.5 - Processo de soldagem com arame tubular e proteção gasosa 7
Figura I.6 – Classificação AWS para arames tubulares em soldagem de aços de baixa liga 8
Figura I.7 – Classificação dos arames tubulares do tipo flux cored para soldagem de aços de baixa liga, segundo AWS 9
Figura I.8 – Eficiência de deposição de diversos processos de soldagem 10
Figura I.9 – Percentagem de ferrita com segunda fase alinhada e ferrita primária em função do Ceq 11
Figura I.10– Energia absorvida x conteúdo de Nitrogênio 12
Figura I.11 – Mudanças de temperaturas e tensões durante a soldagem 14
Figura I.12 – Distribuição típica longitudinal (a) e transversal (b) de um cordão de solda 14
Figura I.13 – Relação entre tempo e temperatura no alívio de tensões dos aços 15
Figura I.14– Diagrama mostrando a evolução da tenacidade (5 daJ/cm²) – Influência do tratamento térmico de alívio de tensões na tenacidade de cordões de solda de aço C-Mn de baixa liga 18
Figura I.15 – Variação da energia absorvida ao impacto Charpy-V para variações de percentuais de manganês no metal de solda 19
Figura .I.16 - Energia Charpy-V do metal de solda na condição como soldada e após TTPS em função do teor de níquel 20
Figura I.17 – Influência dos teores de Ni e Mn na tenacidade após TTPS 21
Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada 24
Figura II.2 – Detalhe da seqüência de soldagem com arame tubular 24
Figura II.3 – Aspecto das juntas após a soldagem 24
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. 28
Figura II.5 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada. 28
Figura II.6 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers. 29
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. 30
Figura III.1 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico para o 33

preaquecimento de 200ºC
Figura III.2 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 250ºC 33
Figura III.3 – Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 200ºC 35
Figura III.4 – Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 250ºC 35
Figura III.5 – Perfil de dureza Vickers para os metais de solda com preaquecimento à 200ºC 36
Figura III.6 – Perfil de dureza Vickers para os metais de solda com preaquecimento à 250ºC 37
Figura III.7 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas 38
Figura III.8 – Aspecto microestrutural dos metais de solda na região colunar do último passe quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 40
Figura III.9 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 41
Figura III.10 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 42
Figura III.11 – Aspecto microestrutural dos metais de solda na região colunar do último passe quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%. 43
Figura III.12 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque 44
Figura III.13 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2% 45
Figura III.14 – Aspecto microestrutural das regiões colunares do último passe dos metais de solda com preaquecimento de 200 e 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2% 46
Figura III.15 – Aspecto microestrutural das regiões colunares e reaquecidas dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2% 47
Figura III.16 – Aspecto microestrutural das regiões colunares e reaquecidas dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2% 48
Figura III.17 – . Detalhe microestrutura da região de transição colunar x reaquecida na 49

região do entalhe Charpy-V, da amostra com TTPS de 3 horas (preaquecimento a 200℃). Aumento de 1000X. Ataque Nital 2%
Figura III.18 – . Detalhe microestrutura da região colunar da amostra com TTPS de 2 horas (preaquecimento a 250℃). Aumento de 1000X. Ataque Nital 2% 49
Figura IV.1 - Comparação entre os resultados de resistência mecânica obtidos por FARNEZE , SURIAN e pelo presente estudo 52
Figura IV.2 - Comparação entre os resultados de tenacidade obtidos por FARNEZE e pelo presente estudo 55
Figura VI.3 – Comparação dos resultados de dureza de FARNEZE e SURIAN para eletrodos de arames tubulares e eletrodos revestidos da classe de 110 Ksi 56
Figura IV.4 – Aspecto microestrutural da região colunar do metal de solda da amostra como soldado para (A) processo de soldagem arames tubulares do tupo metal cored, obtido por FARNEZE (B) processo de soldagem com arame tubular do tipo flux cored obtido pelo presente estudo 58
Figura IV.5 – Influência das quantidades de Mn e Ni na porcentagem de ferrita acicular (FA) no metal de solda 60

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 – Tratamentos témicos típicos para alívio de tensões 16
Tabela II.1 – Composição química dos consumíveis conforme dados dos fabricantes 23
Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 200ºC 25
Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 250ºC 26
Tabela III.1 - Taxa de deposição dos processos eletrodo revestido e arame tubular 31
Tabela III.2 - Composição química dos metais de solda 31
Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de tração 32
Tabela III.4 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20ºC, em Joules 34
Tabela III.5 - Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda 38
Tabela IV.1 – Resultados das propriedades mecânicas para todas as amostras 62

INTRODUÇÃO

Levando-se em consideração a crescente demanda e utilização de equipamentos e campos de exploração de petróleo e gás na área offshore, a necessidade de estudos técnico-científicos de equipamentos para tais aplicações é crescente.

Em muitos equipamentos, que são submetidos a condições severas, há grande desenvolvimento de processos de fabricação e recuperação por soldagem, que ajudam a obter uma vida útil maior para os mesmos.

A presente proposta faz parte de um amplo projeto de pesquisa intitulado “Vida em Fadiga de Amarras de Ancoragem”, no qual se estuda o comportamento de diversos equipamentos utilizados na ancoragem de navios, plataformas de petróleo e outros sistemas de operação flutuantes.

Dentro deste projeto, já foram desenvolvidos diversos estudos [1-18], os quais têm mostrado que as amarras de aço podem ser consideradas como o ponto crítico para a garantia da operação segura destas unidades offshore.

Para a soldagem de amarras, alguns consumíveis vêm sendo desenvolvidos, de forma a melhor atender às necessidades de resistência e tenacidade. Dentre estes se destacam os eletrodos de arames tubulares da classe AWS E 110C-G e AWS 110T5-G com 110 Ksi de limite de resistência, que se caracterizam pelo baixo carbono e presença de elementos de liga que aumentam a temperabilidade do aço, como o Ni e o Mn.

A presente proposta dá continuidade a trabalhos anteriores [10, 18] e visa a avaliação das propriedades mecânicas de metais de solda de aços de alta resistência para aplicação na soldagem de amarras de aço.

Estudos anteriores [10, 18] analisaram a viabilidade da aplicação do processo de soldagem arame tubular na recuperação de elos de amarras de aço. Porém verificou-se que a tenacidade ao impacto apresentou resultados muito próximos dos limites mínimos aceitáveis [19] para utilização em recuperação de componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo.

O presente estudo propõe analisar o mesmo processo de soldagem, porém com consumíveis diferentes e tratamento térmico pós-soldagem, de forma a comparar com os resultados anteriores, para futuramente selecionar o melhor processo de soldagem, consumível e tratamento térmico levando-se também em consideração a relação custo x benefício de cada um para a referida aplicação. Através da análise do efeito do preaquecimento e do tempo de tratamento térmico pós-soldagem, objetiva-se encontrar a melhor configuração para a soldagem de amarras com arames tubulares do tipo flux cored em metais bases de alta resistência da classe IACS W22 Grau R3, abrindo um leque de opções para a utilização deste tipo de arame tubular em reparos de amarras de ancoragem.

Ainda, pretende-se obter resultados com uma melhor relação tenacidade x microestrutura para o metal de solda, de forma a atender com maior segurança aos requisitos por norma [19,20]. Para tanto, pode-se dividir o presente trabalho nos seguintes objetivos específicos:

a) Analisar os efeitos nas propriedades mecânicas e microestruturais da utilização de diferentes temperaturas de preaquecimento, de 200 °C e 250 ℃ para o metal de solda.
b) Realizar uma avaliação da influência dos diferentes tempos de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades microestruturais e mecânicas do metal de solda.
c) Avaliar o desempenho comparativo as soldagem com arame tubular flux cored em relação à outros procedimentos[10,18,21].

Para melhor atingir aos objetivos delineados para o presente estudo, os capítulos foram divididos e programados da seguinte forma:

- Capítulo I: Constitui uma revisão bibliográfica dividida em duas partes. A primeira parte tem por objetivo comparar os processos de soldagem com arames tubulares do tipo metal cored e flux cored, envolvendo o estado da arte para ambos os tipos de arames tubulares, em especial para a mesma classe de resistência à do presente estudo, de 110 Ksi. A segunda parte do capítulo aborda a influência o tratamento térmico pós-soldagem na tenacidade do metal de solda, levando-se em consideração o estado da arte para aços de alta resistência e metais de solda obtidos com arames tubulares metal cored e flux cored.
- Capítulo II: Consiste na apresentação da metodologia, dos materiais utilizados, maiores detalhes dos equipamentos utilizados nos ensaios mecânicos e metalográficos e parâmetros utilizados na soldagem para a obtenção dos corpos-de-prova estudados.
- Capítulo III: Apresenta os resultados referentes às propriedades mecânicas e metalográficas das amostras utilizadas.
- Capítulo IV: Realiza-se a discussão e comparação dos resultados apresentados no capítulo III, assim como a comparação com resultados obtidos por outros estudos.
- Capítulo V: São apresentadas as principais conclusões do estudo e sugestões para trabalhos futuros.

CAPÍTULO I - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1. Avaliação Comparativa entre Consumíveis de Aços de Alta Resistência do Tipo “Metal Cored” e “Flux Cored” para Soldagem pelo Processo Arame Tubular

Os consumíveis denominados de “metal cored” e “flux cored” têm origem a partir do processo de soldagem MIG/MAG onde o arame sólido é substituído por consumíveis do tipo arame tubular que diferem em particular pela natureza do material de preenchimento.

I.1.1 Processo de Soldagem tipo Arame Tubular

O processo de soldagem com arames tubulares conhecido pela sigla FCAW (Soldagem a arco com fluxo protegido) tem o seu desenvolvimento iniciado no final da década de 50 quando, os primeiros arames tubulares começaram a ser desenvolvidos e utilizados. O principal objetivo deste processo é o aumento da produtividade do processo de soldagem, além de facilitar a aplicação pelo soldador, permitindo soldagens em diferentes posições [22]. Este tipo de arame é composto de uma lâmina metálica que é conformada com um fluxo em seu interior, conforme Figura I.1.

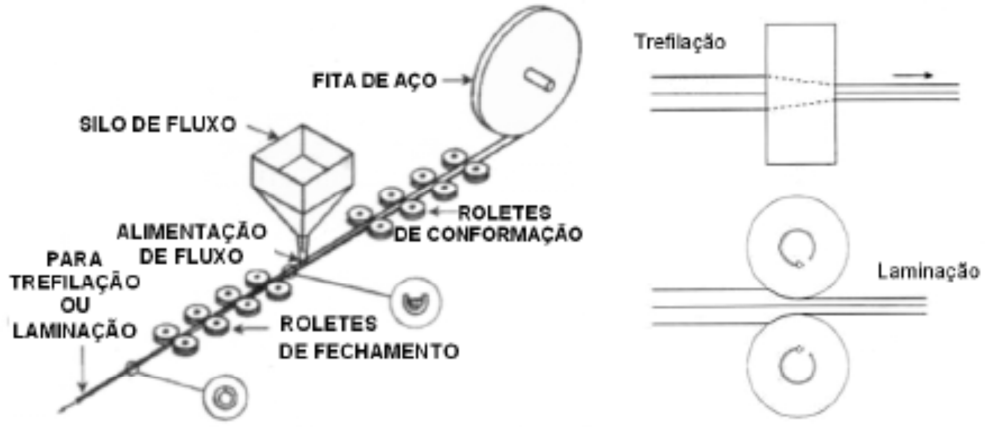


Figura I.1 - Processo de fabricação de arame tubular [22]

O fluxo interno ao arame tubular geralmente é composto por minerais, metais aditivos e outros materiais que auxiliam na formação da escória e auxiliam na estabilização do arco elétrico. A Figura I.2 apresenta a estrutura básica de um arame tubular.

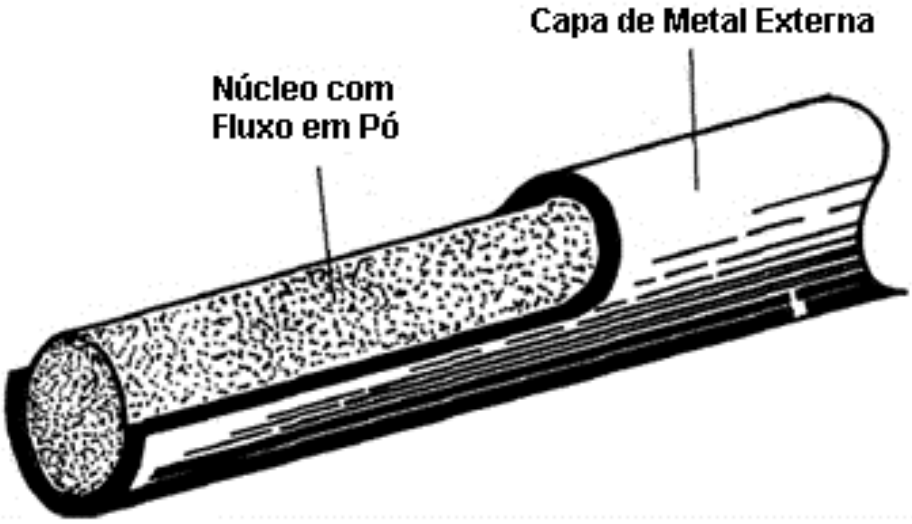
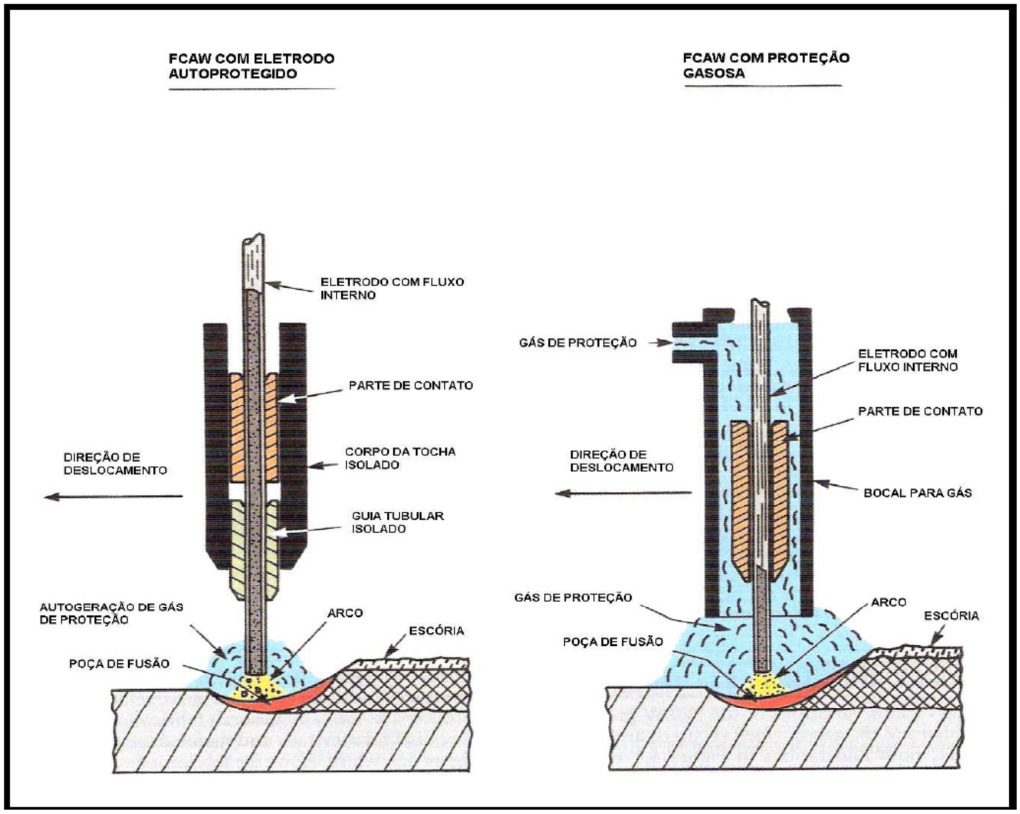


Figura I.2 – Estrutura básica de um arame tubular [22].

O processo de soldagem com arames tubulares (FCAW) é bem similar ao processo MIG/MAG (GMAW), porém utiliza-se um arame tubular com fluxo interno. Este processo consiste em um eletrodo tubular com fluxo em seu interior sendo também conhecido como “auto-protegido” e definido como FCAW-S [23], onde não há necessidade de gases de proteção; e outro tipo de arame tubular onde a proteção adicional gasosa se faz necessária é definido como FCAW-G [23].

A Figura I.3 ilustra os dois tipos de proteção para o processo FCAW.



(A) (B)

Figura I.3 – Aspecto esquemático dos processos arame tubular “auto-protegido” (A) e com proteção adicional gasosa (B) [24].

Similarmente ao processo MIG, os equipamentos básicos são os mesmos aplicados para o processo com arames tubulares (FCAW), utilizando parâmetros similares para corrente e alimentação do eletrodo. A única diferença nesta configuração é que, no caso da soldagem com eletrodos tubulares auto protegidos, não há necessidade de um sistema de controle e condução dos gases até a peça de trabalho. A Figura I.4 representa o esquema básico para o processo de soldagem com arames tubulares.

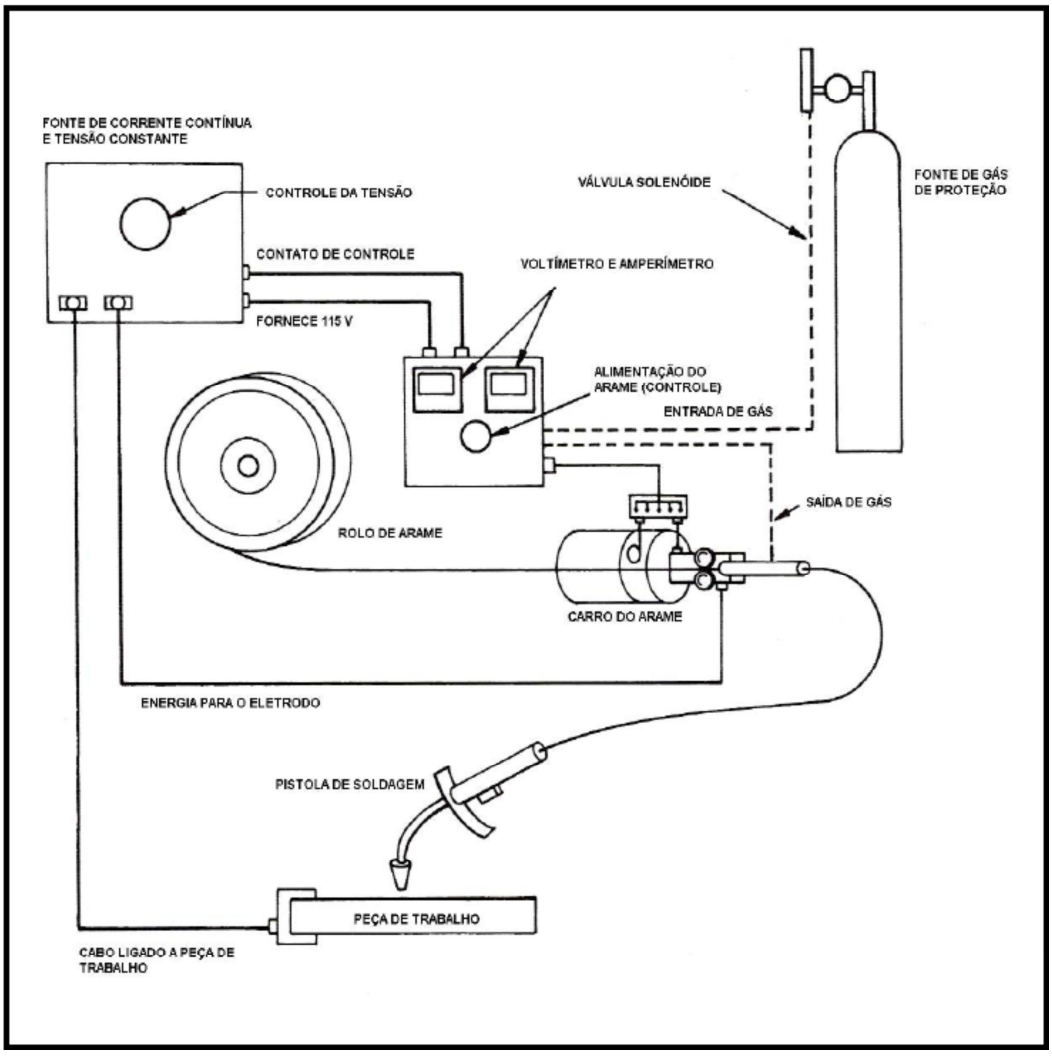


Figura I.4 - Equipamento básico para o processo de soldagem FCAW [23].

I.1.2 Características Processo de Soldagem de Arame Tubular com Eletrodos do Tipo Metal Cored

De acordo com a American Welding Society os arames do tipo metal cored (ou núcleo metálico) classificados dentro da mesma especificação para arames sólidos tendo a mesma classificação básica para o nível de resistência mecânica e composição química sendo a distinção feita pela letra “C” de “arame compósito”. Algumas de suas características são similares aos arames tubulares do tipo “flux cored” (ou núcleo com fluxo) e outras as do arame sólido tradicional. A natureza metálica do núcleo, no tipo metal cored, eleva a capacidade de condução de corrente o que aumenta as taxas de deposição para os mesmos níveis de corrente de um arame sólido [23, 24]. Os componentes do núcleo metálico são elementos de liga como o Mn e o Si, e em alguns casos, Ni, Cr e Mo. São utilizados como elementos estabilizadores de arco o Na e o K sendo o pó de Fe utilizado como balanço. Contendo poucos elementos formadores de escória e a utilização de gás de proteção sua utilização se mostra

bastante semelhante ao arame sólido convencional. A Figura I.5 apresenta o aspecto esquemático dos elementos do processo.

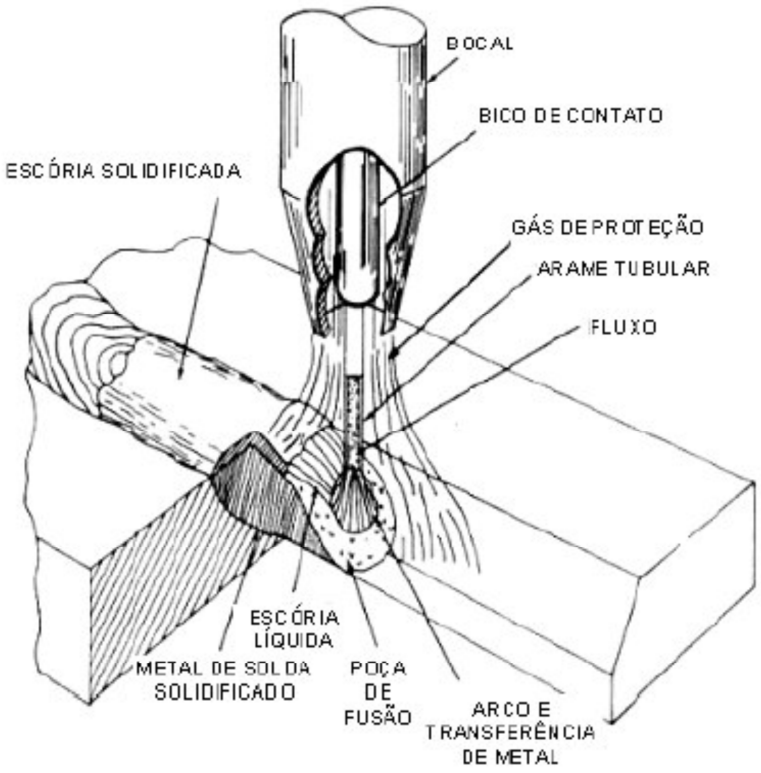


Figura I.5 - Processo de soldagem arame tubular com proteção gasosa, FCAW-G [23].

Assim como em arames sólidos convencionais, este tipo de arame produz pouca escória, permitindo a sua melhor e mais eficiente utilização em soldas multipasse. As suas altas taxas de deposição, comparadas a outros tipos de eletrodos, facilitam na produtividade do processo, uma vez que maiores velocidades de soldagem podem ser utilizadas [23].

De acordo com MYERS [24], o desenvolvimento dos arames tubulares propiciou uma melhoria nas condições de penetração da junta; obtenção de transferência metálica suave; redução do índice de respingos e maior facilidade de utilização pelo soldador em relação aos arames sólidos.

A Figura I.6 apresenta a classificação dos arames tubulares tipo metal cored conforme a seção A 5.28 da AWS [23].

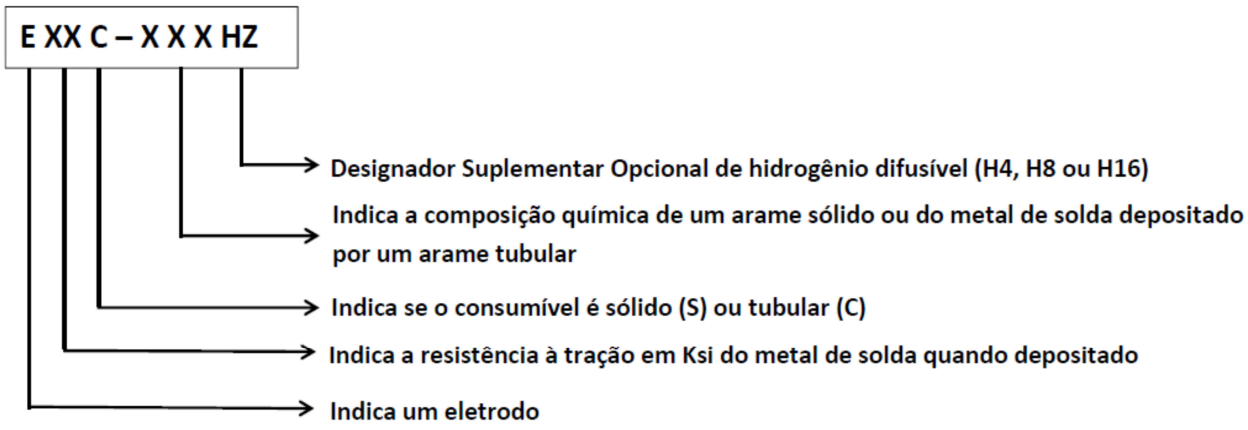


Figura I.6 – Classificação AWS para arames tubulares em soldagem de aços de baixa liga [23].

I.1.3 Características do Processo de Soldagem de Arame Tubular com Eletrodos do tipo Flux Cored

Os arames tubulares do tipo flux cored (ou núcleo com fluxo) são caracterizados por conter em seu núcleo não-metálico produtos minerais e compostos, que possuem a função de estabilizar o arco e formar escória. Este tipo de arame é subdividido em dois tipos: rutílicos e básicos [23].

Os arames rutílicos são caracterizados pela presença do rutilo (TiO_2) em seu fluxo, assim como no revestimento de eletrodos. Sua principal função é atuar como anti-oxidante do metal de solda e formador de escória.

Os arames do tipo flux cored básicos foram desenvolvidos com seu fluxo contendo basicamente fluoreto de cálcio (CaF_2) na forma de fluorita, que atua como proteção atmosférica do arco, uma vez que ele se volatiza facilmente no arco, além de também atuar como antioxidante.

Os eletrodos de arame tubular do tipo flux cored são classificados conforme AWS A 5.18, como mostra a Figura I.7.

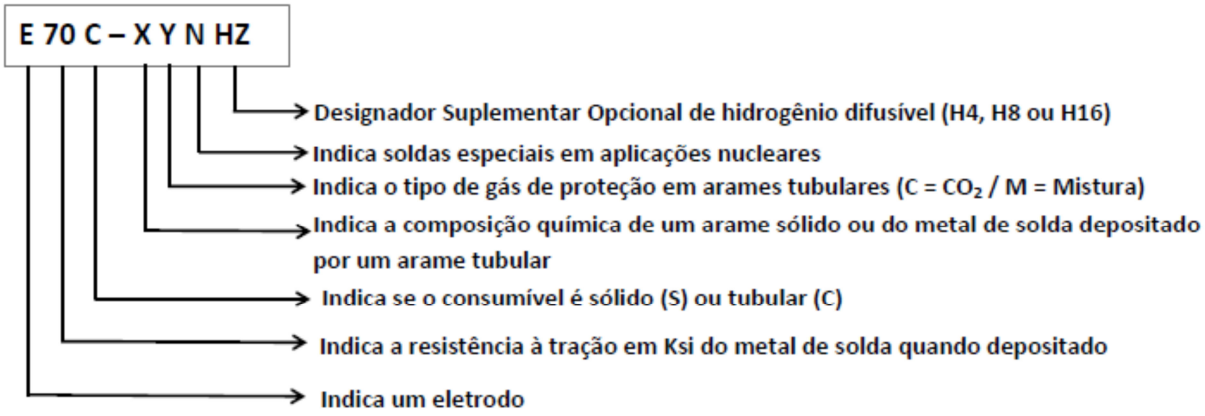


Figura I.7 – Classificação dos arames tubulares do tipo flux cored para soldagem de aços de baixa liga, segundo AWS[23].

I.1.4 Análise Comparativa entre os Processos de Soldagem do tipo Metal Cored e Flux Cored

Em geral, consumíveis do tipo flux cored rutílicos apresentam melhores perfis de cordão, para uma boa faixa de corrente de soldagem e são mais facilmente utilizados em diferentes posições do que consumíveis do tipo metal cored, devido, principalmente, a escória que melhor protege a poça de fusão, enquanto consumíveis do tipo metal cored apresentam uma alta taxa de deposição, com uma menor formação de escória [24]. No entanto, tanto eletrodos tipo flux cored básicos, como metal cored, são mais vantajosos, com relação às propriedades mecânicas, nível de hidrogênio difusível e taxas de deposição [24].

Segundo estudo anterior, FRENCH e BOSWORTH [25] concluem que a combinação do tipo de fonte com pulso e eletrodo tipo flux cored básicos resultam, comparativamente com eletrodos metal cored em:

- maior faixa de correntes de soldagem;
- melhor perfil de filete de solda;

No entanto, também se observou que eletrodos tipo metal cored obtiveram um desempenho melhorado quando combinados com uma corrente de soldagem pulsada, resultando:

- bom perfil de cordão e penetração adequada;
- melhores propriedades de impacto à baixa temperatura;

Ainda, segundo MYERS [24], a grande vantagem dos eletrodos do tipo metal cored está relacionada ao seu menor volume de escória e respingo, melhorando o aspecto de acabamento da solda. O autor [24] discute ainda a importância de se considerar as relações entre a taxa de deposição e a eficiência de deposição, sendo esta última relacionada com a quantidade de consumível que se tornou metal de solda depositado. As perdas são atribuídas à formação de escória, fumos e respingos. Foi demonstrado que a eficiência de deposição para soldagem com eletrodos do tipo metal cored é superior ao processo com eletrodo flux cored, conforme representado pela Figura I.8, onde faz-se uma abordagem comparativa entre diferentes processos de soldagem em função de diferentes correntes de soldagem, avaliando as diferentes eficiências de deposição.

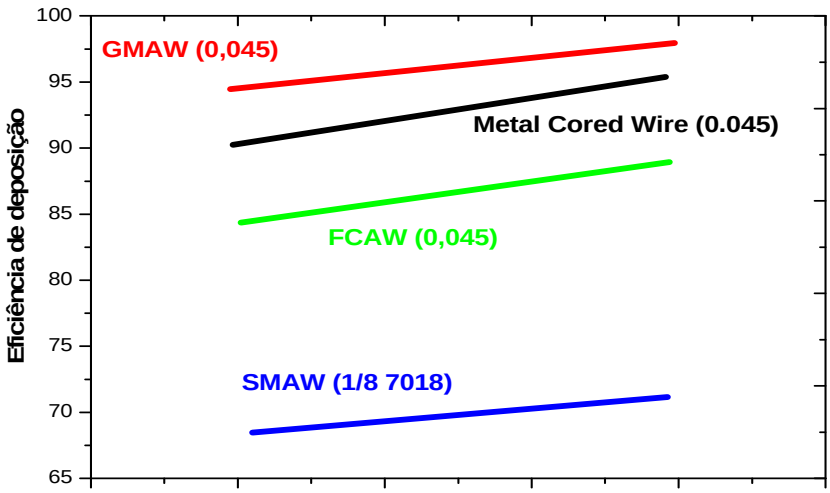


Figura I.8 – Eficiência de deposição de diversos processos de soldagem de acordo com MYERS [24].

O autor [24] ainda observa as vantagens do consumível do tipo metal cored se restringiriam para aplicações automatizadas, por uma transferência por curto-circuito ou corrente pulsada.

Estudos anteriores [25] já demonstraram que o processo de soldagem com eletrodos do tipo metal cored e flux cored se diferenciam em vários aspectos, quanto às propriedades químicas, mecânicas e micorestruturais do metal de solda [24-26], mesmo com eletrodos de mesma classe de resistência como os de 110 Ksi, objeto deste estudo.

Dentre os diversos fatores que diferenciam as propriedades das juntas soldadas com eletrodos tipo metal cored e flux cored, podem-se citar como principais os seguintes:

a) Propriedades Químicas

É verificado que, para os eletrodos tipo metal cored, os teores de Mn, Si e C no metal de solda aumentam à medida que diminuem a concentração de CO_2 da mistura de proteção [25]. Além disso, se verifica que há um aumento da concentração de nitrogênio em metais de solda produzidos por eletrodos tipo flux cored do que com o tipo metal cored. Esses valores mais elevados de nitrogênio podem estar associados com a composição do fluxo para o eletrodo tipo flux cored.

b) Caracterização Microestrutural

Em geral, já se sabe que em eletrodos tipo metal cored para o nível de resistência de aproximadamente 110 Ksi, ocorre a maior presença de ferrita com segunda fase não alinhada na microestrutura. Ainda, à medida que há menor índice de oxigênio na composição do metal de solda, se obtém menor incidência de ferrita acicular na microestrutura deste tipo de consumível [26,27]. Com relação aos consumíveis do tipo flux cored, há maior incidência de ferrita de segunda fase, devido, principalmente aos elevados teores de cromo e molibidênio do metal de solda [10]. Em outro estudo RISSONE e SURIAN [27] verificaram que em ambos os tipos de eletrodos há aumento do percentual de ferrita de com segunda fase à medida que há aumento do carbono equivalente (Ceq) do metal de solda, conforme ilustrado pela Figura I.9.

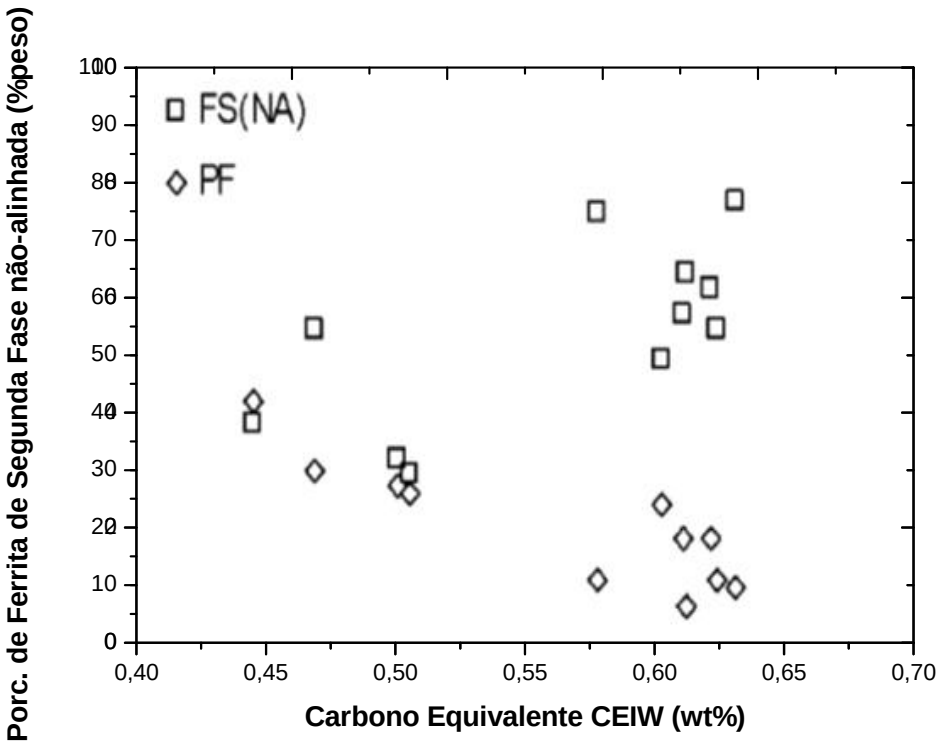


Figura I.9 – Percentagem de ferrita com segunda fase alinhada e ferrita primária em função do Ceq [27].

c) Propriedades de Tração e Dureza

Para os eletrodos tipo metal cored, o aumento do teor de elementos de liga promove um aumento da resistência, através do aumento do percentual de constituintes de menor temperatura de transformação. Em ambos os consumíveis, o metal de solda apresenta valores de dureza que aumentam em função do menor aporte térmico e consequente menor velocidade de resfriamento [27].

d) Tenacidade ao Impacto Charpy-V

Em ambos os tipos de arames tubulares, a tenacidade é influenciada diretamente com o teor de nitrogênio no metal de solda. O conteúdo de nitrogênio estaria associado a um efeito negativo na tenacidade do metal de solda para processos com arames tubulares [27]. Em geral os arames tubulares do tipo flux cored apresentam menores teores de oxigênio, porém há um considerável aumento de nitrogênio na composição do metal de solda, o que a princípio, é responsável pelo menor nível de tenacidade [27], conforme apresentado na Figura I.10.

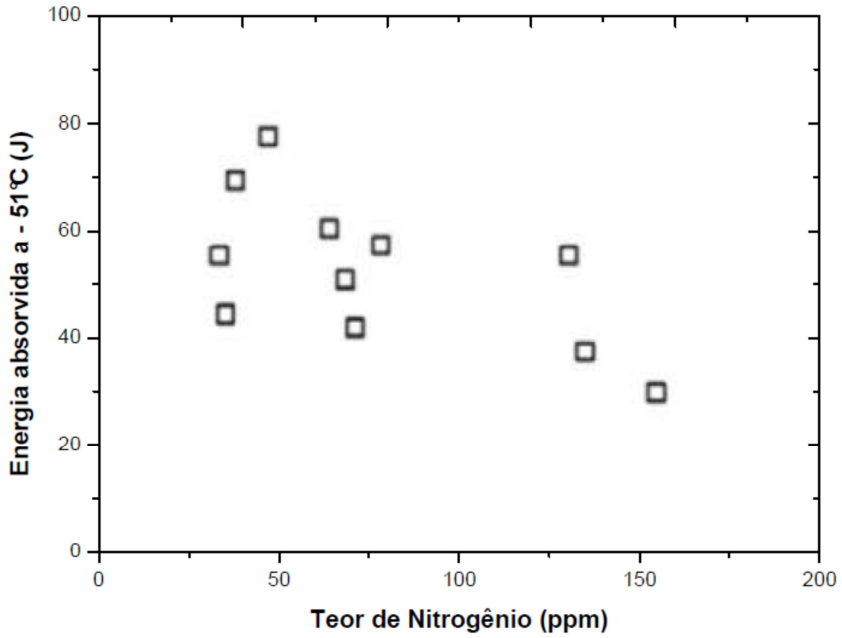


Figura I.10– Energia absorvida x conteúdo de Nitrogênio [27]

e) Produtividade

MYERS [24] destaca que de uma forma geral, o processo com eletrodos do tipo metal cored têm uma vantagem quanto à produtividade em relação aos eletrodos flux cored, dependendo do tipo de transferência e do gás de proteção utilizado. Ainda, o autor verifica que a produtividade de eletrodos tipo metal cored quando utilizados em processos automatizados

com controle de pulso, conseguem combinar uma boa produtividade com um perfil melhor de cordão de solda. Além disso, outra vantagem dos arames tubulares do tipo metal cored é que produzem um cordão de solda praticamente sem escória, ao contrário dos eletrodos tipo flux cored. HUISMAN [29] e LYTTLE [30] também destacam que o processo com eletrodos do tipo metal cored é mais indicado para processos robotizados ou automáticos, devido aos melhores resultados nesta configuração.

I.2. Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem na Microestrutura e Tenacidade dde Metal de Solda de Aços de Alta Resistência

I.2.1 Principais Características do Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Em geral o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) para alívio de tensões envolve aquecimento abaixo da temperatura crítica de transformação de fase do aço, permanecendo um período a uma determinada temperatura, geralmente proporcional à espessura da peça, seguido de resfriamento ao ar [31]. Segundo definição da AWS [32], o tratamento pós-soldagem (TTPS) consiste no aquecimento do aço até temperaturas abaixo da zona crítica, com a finalidade de aliviar as tensões resultantes de trabalho mecânico, corte, soldagem ou qualquer processo termomecânico.

A Australian Standards [33] também define o tratamento térmico pós-soldagem como uma ferramenta para alcançar ou recuperar as propriedades mecânicas de um material requeridas por um projeto.

Este tratamento é necessário, devido às tensões geradas por deformações parciais pela dilatação térmica e transformações de fase, durante o processo de soldagem. Estas tensões são inferiores ao limite de escoamento do material, porém podem ocasionar a fragilização e distorção geométrica do material [31].

As Figuras I.11 e I.12 ilustram as variadas tensões residuais de soldagem e suas distribuições pelo cordão de solda.

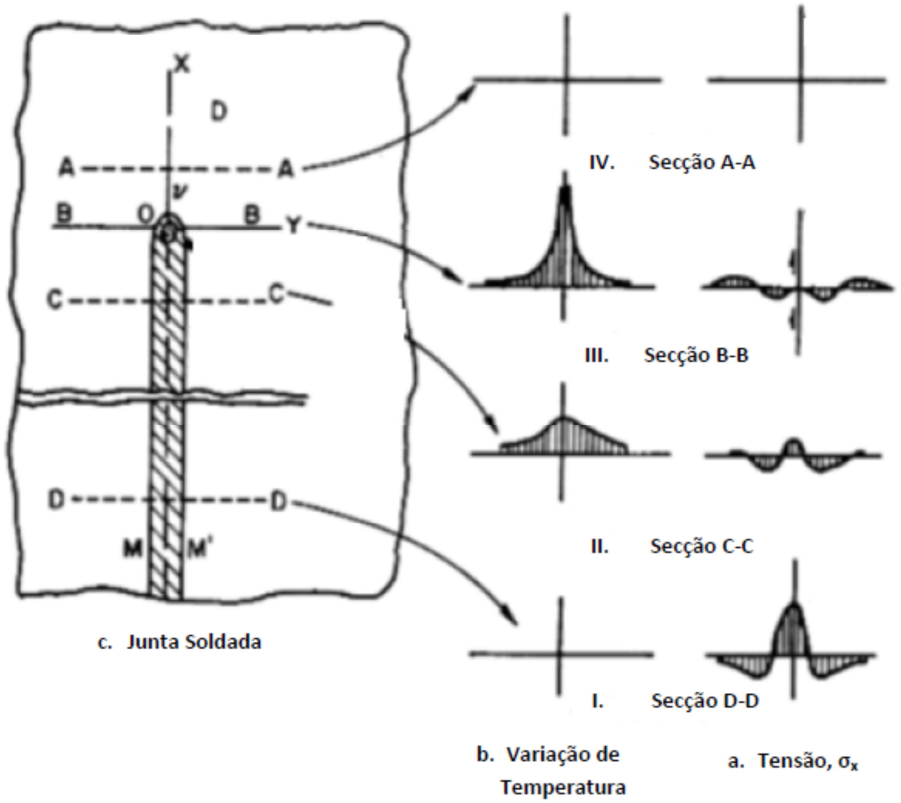


Figura I.11 – Mudanças de temperaturas e tensões durante a soldagem [32]

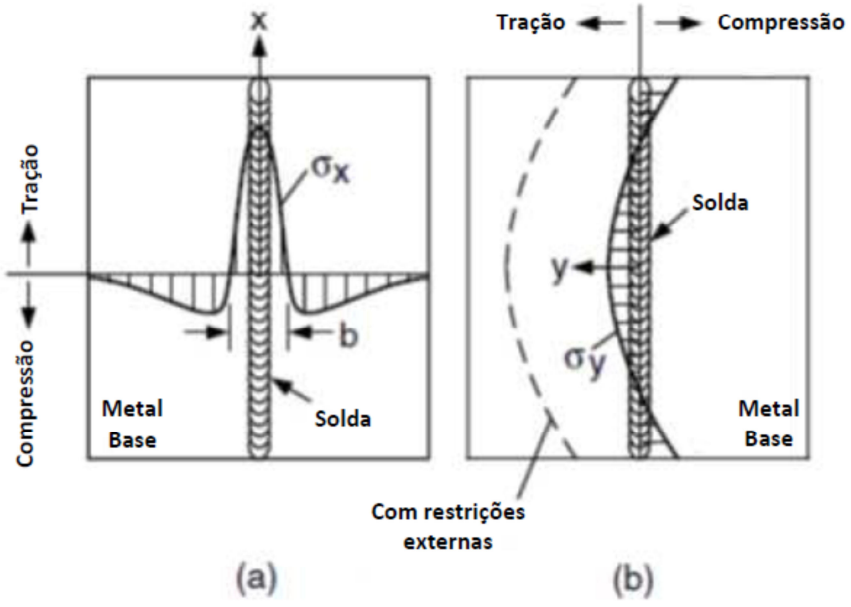


Figura I.12 – Distribuição típica longitudinal (a) e transversal (b) de um cordão de solda [32].

As tensões residuais transversais no cordão de solda são relativamente baixas, sendo máximas na metade do cordão. Porém, na seção longitudinal as tensões são maiores pela diferença de temperatura e deformação do metal de base e metal de solda. No caso de as extremidades da peça estiverem restringidas, ocorre uma concentração destas tensões como reação a restrição na seção longitudinal da solda [32].

O tratamento de alívio de tensões varia em função do tempo e temperatura, conforme ilustra a Figura I.13.

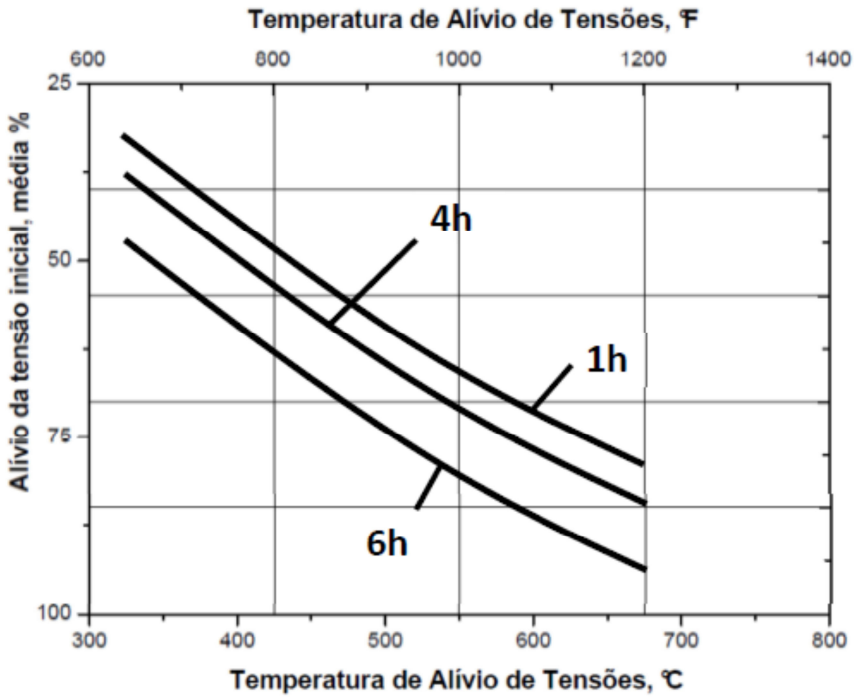


Figura I.13 – Relação entre tempo e temperatura no alívio de tensões dos aços [31].

Além dos parâmetros tempo e temperatura, existem outros fatores que influenciam na magnitude das tensões residuais e na relação tempo x temperatura dos tratamentos térmicos para alívio de tensões, como espessura da peça, tipo de aço e elementos de liga.

A Tabela I.1 apresenta diferentes faixas de temperaturas para TTPS, conforme material base e composição de determinados elementos de liga.

Tabela I.1 – Tratamentos témicos típicos para alívio de tensões [32]

Material	Temperatura de encharcamento (℃)
Aço Carbono	595-680
Aço C com 1/2% Mo	595-720
Aço com 1/2% Cr - 1/2% Mo	595-720
Aço com 1% Cr - 1/2% Mo	620-730
Aço com 11/4% Cr - 1/2% Mo	705-760
Aço com 2 % Cr - 1/2% Mo	705-760
Aço com 21/4% Cr - 1 % Mo	705-770
Aço com 5 % Cr - 1/2% Mo (tipo 502)	705-770
Aço com7 % Cr - 1/2% Mo	705-760
Aço com 9 % Cr - 1/2% Mo	705-760
Aço com 12 % Cr (Tipo 410)	760-815
Aço com 16% Cr (Tipo 430)	760-815
Aço com 11/4 % Mn - 1/2% Mo	605-680
Baixas Ligas de Cr-Ni-Mo	595-680
Aços com 2-5% Ni	595-650
Aços com 9% Ni	550-585
Aços temperados e revenidos	540-550

O TTPS não só proporciona a redução das tensões residuais, como também uma estabilidade dimensional, aumento da resistência a corrosão e redução do percentual de hidrogênio dissolvido [34]. Apesar de consistir num reaquecimento à temperaturas abaixo da zona crítica de transformação do metal base, outras transformações ocorrem no metal de solda, como a precipitação de carbonetos e a decomposição da austenita retida [32]. Estes efeitos podem afetar as propriedades da junta da solda de uma forma geral, dependendo do processo de soldagem, parâmetros composição química do metal base e preaquecimento do metal base.

I.2.2 Principais Efeitos do TTPS na Tenacidade dos Aços de Alta Resistência

De uma forma geral, o TTPS propicia uma redução nas propriedades de tração e uma melhoria nas propriedades de impacto, contribuindo para a tenacidade, à medida que se tem um maior revenimento da martensita e um alívio das tensões em metais de solda de alta resistência [6].

Principalmente para juntas soldadas com metais de alta resistência, em aplicações que necessitem de uma alta tenacidade, combinada com resistência mecânica, o TTPS é a principal forma de atingir esta combinação. Contudo, verifica-se que a aplicação do TTPS em determinadas condições pode causar a prejuízo para a tenacidade. Os principais fenômenos

responsáveis pela queda de tenacidade após o TTPS são a fragilização ao revenido por segregação de impurezas; a precipitação de carbonetos e a presença e decomposição parcial ou total de constituintes A-M, dependendo de sua morfologia e distribuição, em função da composição química [31].

Segundo TRINDADE et al. [35], apesar da decomposição do constituinte A-M geralmente ser benéfica para a tenacidade, pode ser prejudicial, principalmente quando o constituinte A-M se apresenta com morfologia alongada e se concentra ao longo dos contornos de grãos da austenita prévia, propiciando posições preferenciais para fratura por clivagem.

Em outro estudo, JORGE et al. [36] observaram o fenômeno benéfico da decomposição do constituinte A-M na tenacidade, após TTPS. Segundo estudos anteriores [34,37], durante o TTPS, a austenita retida pode se decompor em precipitados de carbono, que transformam-se em cementita ou carbonetos ligados. Este processo é responsável pela fragilização na ZTA pela decomposição de constituintes A-M, após reaquecimento à 350℃ [34]. Se sabe também que elementos formadores de carbonetos, como o Ti, Mo, V e Nb, quando dissolvidos no cordão de solda, irão precipitar carbonetos à temperaturas entre 500 e 750℃, no reaquecimento provocado pelo TTPS, aumentando a dureza do material no resfriamento [34]. A Figura I.14 apresenta a variação da tenacidade em função do tempo para um determinada temperatura de TTPS e do tipo de resfriamento, mostrando o efeito do ciclo térmico de alívio de tensões na tenacidade Charpy 5 da/cm² do cordão de solda.

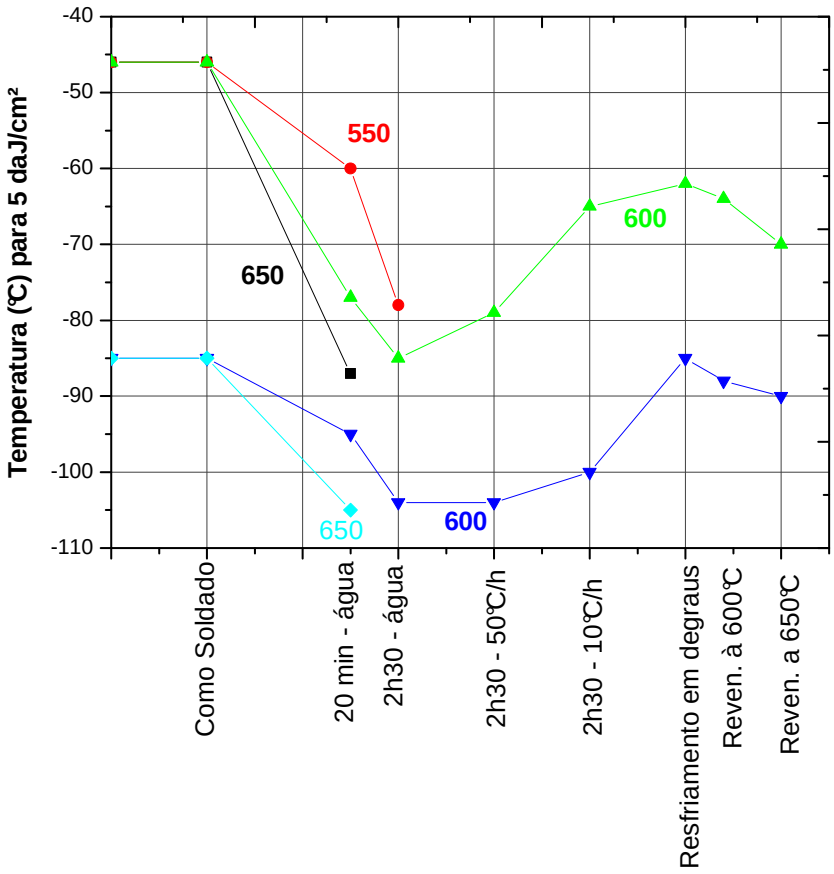


Figura I.14– Diagrama mostrando a evolução da tenacidade (5 daJ/cm²) após vários tratamentos de alívio de tensões [34].

WIDGERY et al [37] já haviam verificado a queda considerável de tenacidade para metais de solda realizada com arames tubulares do tipo flux cored rutílicos convencionais após TTPS. No entanto, ao se evitar microligantes como o nióbio e o vanádio, observou-se uma queda de tenacidade menor após TTPS.

Segundo OLIVEIRA e REBELLO [34], em cordões C-Mn, o TTPS é benéfico para a tenacidade quando o teor de Mn está na faixa entre 0,7 e 1%. Isto se deve pela maior precipitação de carbonetos nas regiões reaquecidas. Quando o teor de Mn está entre 1 e 1,5%, não há alterações na tenacidade após TTPS. Neste caso, há tanto a esferoidização quanto a precipitação de carbonetos. No entanto, com teores de Mn acima de 1,5 %, se observa a perda de tenacidade, quando a microestrutura é predominantemente de ferrita acicular supersaturada de carbono.

Em eletrodos com classe de resistência de 110 Ksi, SURIAN et al. [38] verificaram um aumento do percentual de ferrita acicular na microestrutura do metal de solda a medida que se tem teores mais altos de manganês no metal de solda ao mesmo tempo que esta variação da

composição de manganês esta associada a uma tenacidade menor, conforme mostra Figura I.16.

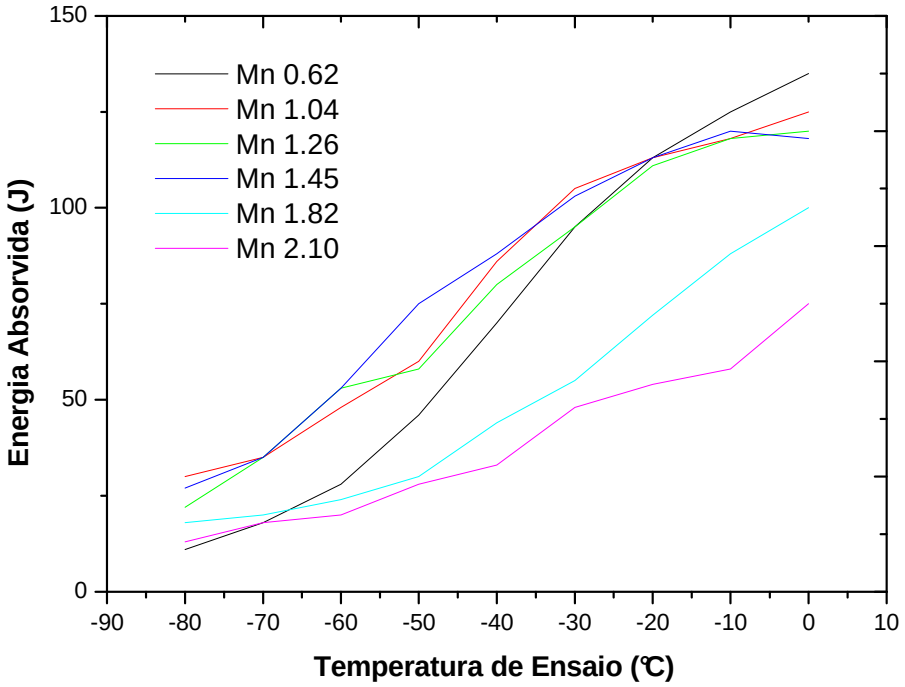


Figura I.15 – Variação da energia absorvida ao impacto Charpy-V para variações de percentuais de manganês no metal de solda [38].

SURIAN et al. [39] também conseguiram obter para eletrodos de 110 Ksi, uma combinação de resistências entre 669 e 770 MPa, com durezas na faixa entre 255 e 275 HV_{10} e energias absorvidas no ensaio de impacto Charpy–V a -51℃ entre 45 e 55 Joules, após TTPS. Neste estudo, SURIAN et al. [39] ainda verificam um grande percentual de ferrita acicular na região colunar, variando de 66 a 74 % e de ferrita com segunda fase, entre 17 e 20 %, após TTPS.

Em outro estudo, ZHANG e FARRAR [40] também associam a queda de tenacidade a percentuais superiores a 75% de ferrita acicular. Percentuais de ferrita acicular abaixo deste percentual na microestrutura podem ser benéficos para uma maior tenacidade, uma vez que asseguram percentuais menores de martensita [41].

Para esta mesma classe de resistência de eletrodos, FARNEZE et al. [10] obtiveram a combinação de resistências entre 668 e 717 MPa, com durezas entre 206 e 275 HV_{10} e energia absorvida à -60℃ entre 10 e 20 Joules, com soldas realizadas por eletrodos tubulares do tipo metal cored após TTPS e entre 18,5 e 38,5 Joules para soldas realizadas com eletrodos revestidos.

No estudo de FARNEZE et al. [10] foi encontrada uma microestrutura com alto percentual de martensita, ferrita com segunda fase alinhada e ferrita acicular na região colunar para soldas com eletrodo revestido e para soldas com arames tubulares, após TTPS. Os autores também associam uma tenacidade maior em soldas com eletrodos revestidos do que com arames tubulares à ocorrência maior de percentuais de ferrita acicular, que estariam também associados aos diferentes teores de Mn e Ni. Neste estudo [10], é observado um baixo efeito do TTPS na tenacidade dos metais de solda. Isto é associado aos teores de Mn e Ni, que, em presença de teores de Mo provocam estabilidade microestrutural, inibindo efeitos do reaquecimento.

Segundo TRINDADE et al. [35], embora o níquel seja normalmente benéfico para a tenacidade do metal de solda dos aços C-Mn de baixa liga, verifica-se que há uma diminuição do patamar superior de energia após o TTPS para ligas com teores mais elevados de níquel, entre 1,83% e 3,11%, o que pode ser associado à ocorrência de uma precipitação mais grosseira e evolução dos carbonetos.

A Figura I.16 representa a variação da tenacidade em função do teor de níquel para soldas como soldado (CS) e após TTPS de 2 horas a 600℃, para um metal base uma aço de baixa liga C-Mn-Ni, ASTM A36, com arco submerso, onde se observa uma influência negativa de teores de níquel para a tenacidade do metal de solda após TTPS.

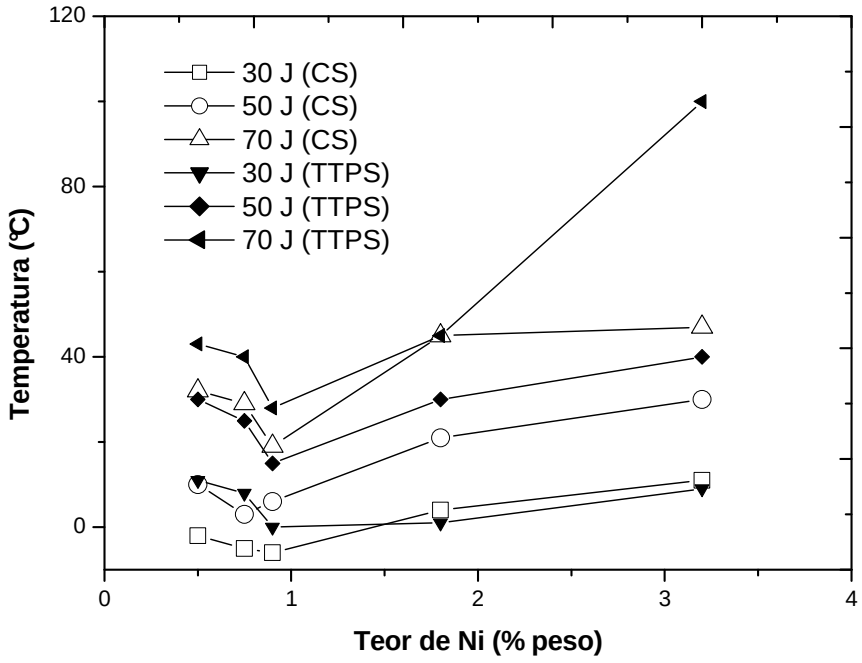


Figura .I.16 - Energia Charpy-V do metal de solda na condição como soldado (CS) e após alívio de tensões (TTPS) em função do teor de níquel [35].

Com relação ao teor de níquel, EVANS [41] também verifica que um alto teor de níquel, combinado com manganês tende a promover uma microsegregação destes componentes nas regiões reaquecidas à baixas temperaturas, contribuindo para a redução da tenacidade, conforme ilustra a Figura I.17.

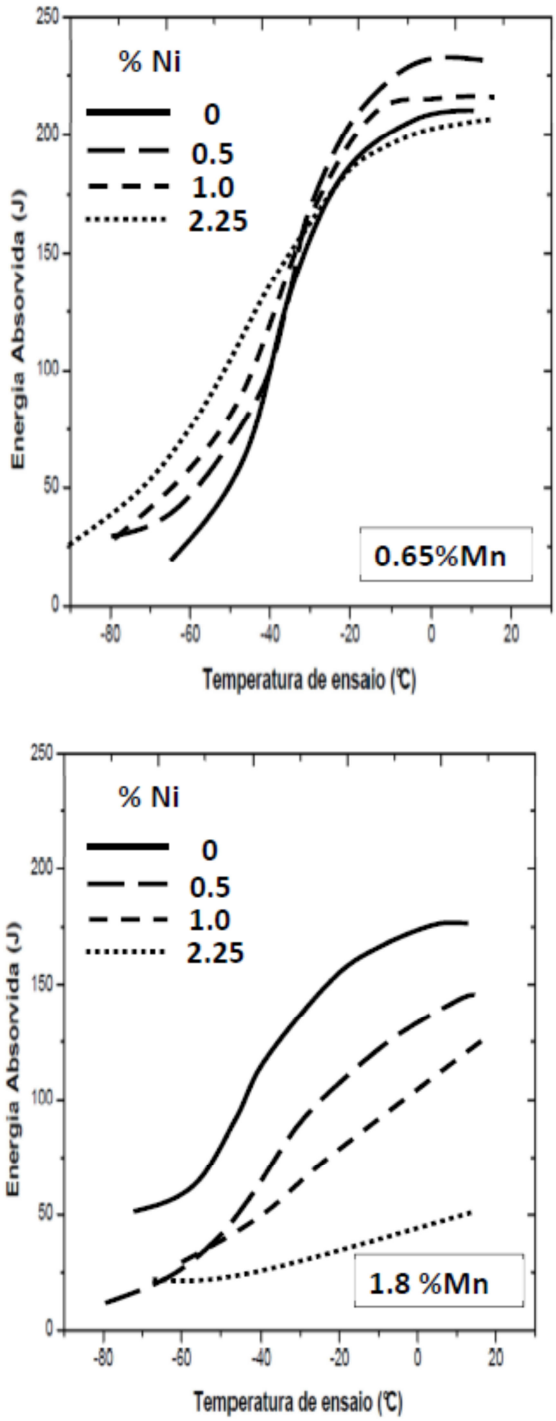


Figura I.17 – Influência dos teores de Ni e Mn na tenacidade após TTPS [41].

A recuperação e a recristalização do cordão de solda também é considerada benéfica para a tenacidade em alguns casos, considerando que o microconstituínte A-M seja decomposto de blocos grosseiros de martensita em ripas, associada a carbetos bainíticos, localizados nos contornos de grãos [34].

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – Materiais

II.1.1 – Material de Base

As juntas soldadas foram obtidas utilizando-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 nas dimensões de 700 mm X 300 mm X 19 mm.

II.1.2 – Materiais de Adição

Como material de adição, foi utilizado o arame tubular do tipo AWS E 110T5-G [42] com 1,2 mm de diâmetro. A Tabela II.1 apresenta a composição química do metal depositado, conforme informado pelo fabricante.

Tabela II.1 – Composição química dos consumíveis conforme dados do fabricante.

CONSUMÍVEL	Elementos (% em peso)						
	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni
AWS E 110T5-G	0,052	0,560	0,021	0,009	1,800	-	2,900

II.2 – Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas a partir das chapas 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.

As juntas foram preaquecidas às temperaturas de 200 e 250℃ e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, utilizando-se uma mistura de 75%Ar-25%CO_2 como gás de proteção.

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.

Os metais de solda foram identificados como F200 para o metal depositado com preaquecimento à 200 ºC e F250 para o metal depositado com preaquecimento a 250 ºC.

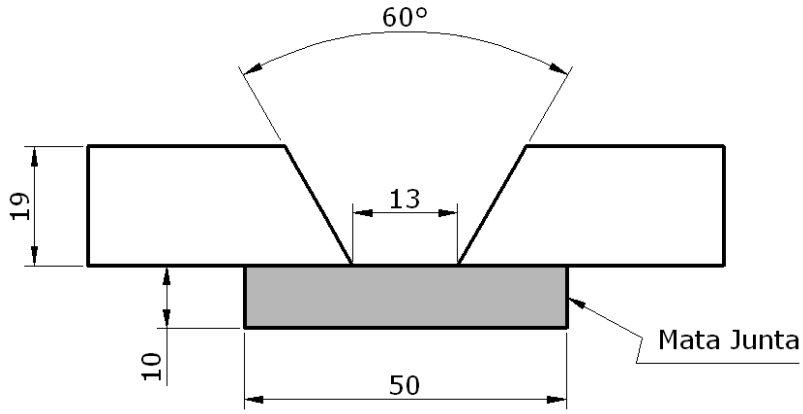
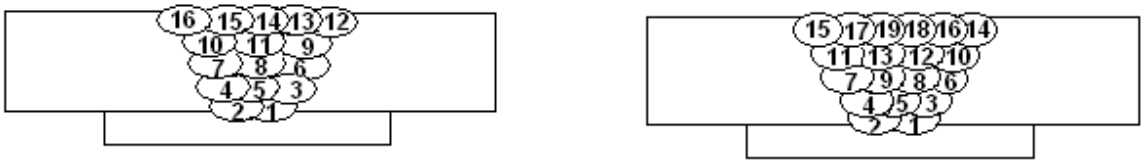


Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada (cotas em mm)



F200 F250

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



F200 F250

Figura II.3 – Aspecto das juntas após a soldagem.

As Tabelas II.2 e II.3 apresentam os resultados do acompanhamento dos parâmetros durante a realização das soldagens.

Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 200ºC.

Número		**Diam.**	**Corrente**		**Tensão**	**Tempo de**	**AT**
Passe	**Camada**	**(mm)**	**Tipo**	**Valor (A)**	**(V)**	**Arco (s)**	**(kJ/mm)**
01	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	132	1,61
02	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	141	1,72
03	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	102	1,24
04	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	101	1,23
05	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	135	1,64
06	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	146	1,78
07	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	136	1,66
08	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	141	1,72
09	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	154	1,88
10	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	138	1,68
11	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	167	2,03
12	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	127	1,55
13	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	117	1,43
14	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	106	1,29
15	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	120	1,46
16	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	139	1,69
MÉDIA		-----	-----	281-299	31-32	-----	**1,60**

Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com preaquecimento de 250ºC.

Número		Diam.	Corrente		Tensão	Tempo de	AT
Passe	Camada	(mm)	Tipo	Valor (A)	(V)	Arco (s)	(kJ/mm)
01	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	132	1,61
02	01	1,2	CC^+	281-299	31-32	141	1,72
03	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	102	1,24
04	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	101	1,23
05	02	1,2	CC^+	281-299	31-32	135	1,64
06	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	146	1,78
07	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	136	1,66
08	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	141	1,72
09	03	1,2	CC^+	281-299	31-32	154	1,88
10	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	138	1,68
11	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	167	2,03
12	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	127	1,55
13	04	1,2	CC^+	281-299	31-32	117	1,43
14	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	106	1,29
15	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	120	1,46
16	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	139	1,69
17	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	136	1,66
18	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	138	1,68
19	05	1,2	CC^+	281-299	31-32	88	1,07
MÉDIA		-----	-----	281-299	31-32	-----	**1,58**

II.3 – Tratamentos Térmicos

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 580℃ por 1, 2 e 3 horas, sendo estas condições com paradas à condição da junta como soldada.

II.4 – Análise da Produtividade

Para se avaliar a produtividade média ao processo de soldagem utilizou-se a Taxa de Deposição (TD) estimada como parâmetro comparativo. Esta taxa foi calculada pela relação entre peso do metal depositado (kg) e tempo total médio do arco aberto (horas) [43], conforme abaixo:

$$TD = \frac{Peso\ Metal\ Depositado}{Tempo\ Total\ Arco\ Aberto}(Kg\ /\ h) \quad \text{(Eq. II.1)}$$

II.5 – Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica 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 [20], 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 temperatura de -20℃, em corpos-de-prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A 370-05 [20] e retirados transversalmente ao cordão de solda conforme mostrado na Figura II.4, a 2 mm da superfície da chapa. O entalhe foi posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.5. Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinus Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 J.

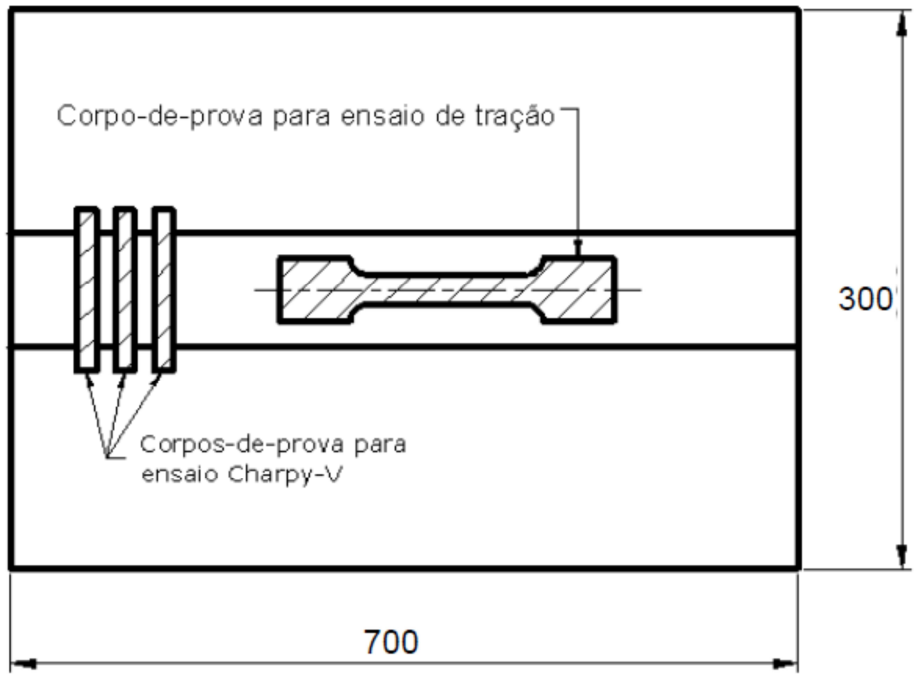


Figura II.4– Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada. (Cotas em mm).

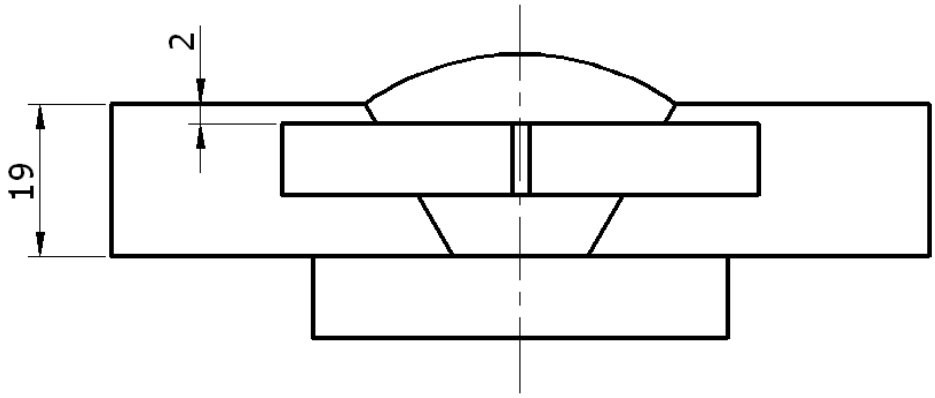


Figura II.5 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada. (Cotas em mm).

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.

Os pontos de teste foram tomados sobre uma reta vertical, que corresponde à 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).

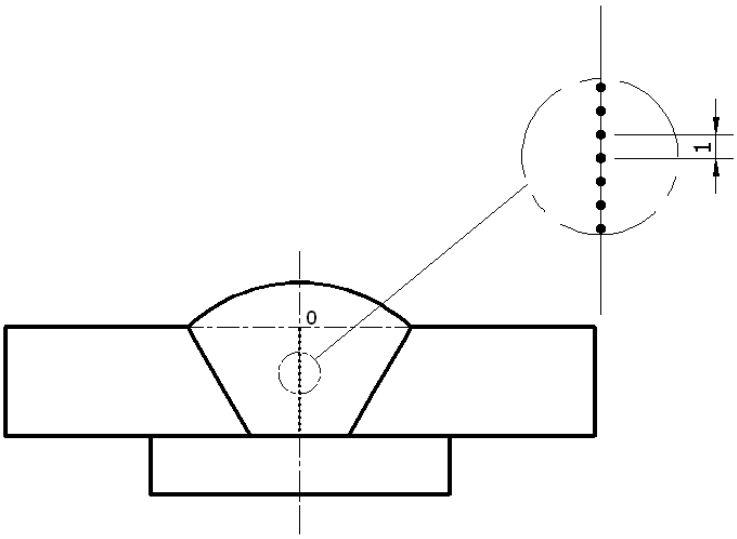


Figura II.6 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers. (Cota em mm).

II.7 – Ensaios Metalográficos

Realizou-se a análise metalográfica dos metais de solda, consistindo de macrografia, microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. A preparação das amostras consistiu da técnica convencional de lixamento e polimento, seguido de ataque químico com reagente nital 10% para a macrografia e 2% para a micrografia.

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, onde os percentuais foram obtidos considerando-se a média da contagem, por microscopia ótica ao longo de três segmentos de 10 mm (Figura II.7). As microestruturas foram avaliadas, tanto nas regiões

colunares, quanto nas reaquecidas dos metais de solda, nas condições de como soldado (CS) e após tratamento térmico (TTPS), onde as regiões analisadas também corresponderam à área do entalhe Charpy-V, além das regiões colunares do último passe de solda.

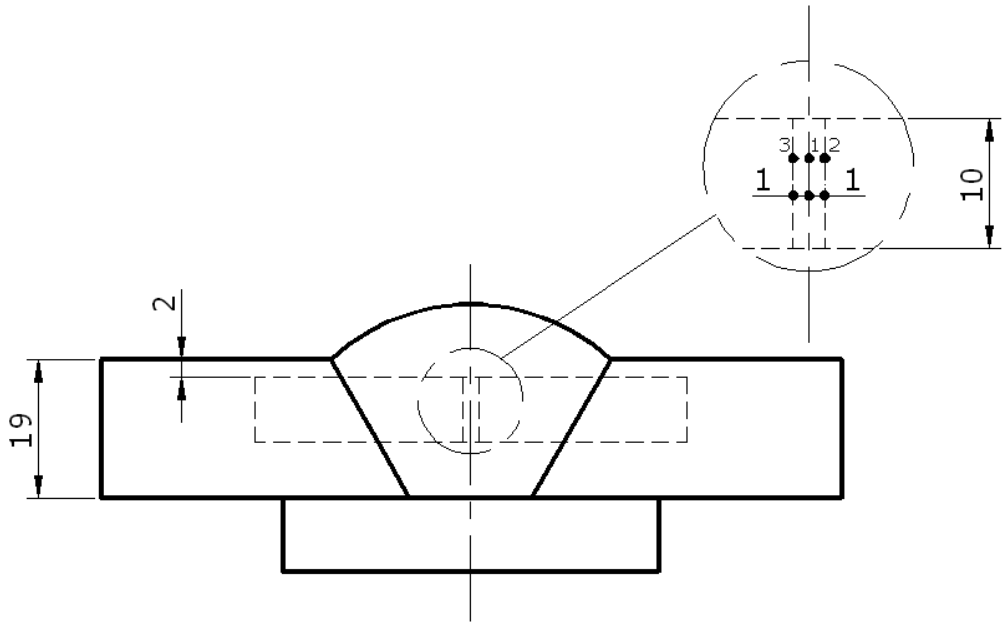


Figura II.7 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3. (Cotas em mm).

CAPÍTULO III - RESULTADOS

III.1 – Taxa de Deposição

A Tabela III.1 apresenta os valores das taxas de deposição estimadas em função do peso do metal depositado e a média dos tempos totais do arco aberto para as soldagens com preaquecimento a 200℃ (F200) e a 250℃ (F250).

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

Metal de Solda	Preaquecimento	Peso do Metal de Solda (Kg)	Tempo de Arco Aberto (h)	Taxa de Deposição (Kg/h)
F200	200 ℃	3,51	0,584	6,01
F250	250 ℃	3,51	0,684	5,13

A partir dos cálculos das taxas de deposição para os diferentes preaquecimentos de 200 e 250℃, se observa que ambas são bem próximas, com uma taxa de deposição um pouco maior para as soldas com preaquecimento a 200℃.

III.2 – Análise Química

A Tabela III.2 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos, onde foram verificados teores pouco significativos dos elementos Molibdênio, Cromo e Vanádio.

Tabela III.2 - Composição química dos metais de solda obtidos.

Metal de Solda	Elemento (% em peso)										
	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq
F200	0,059	0,441	0,018	0,005	1,487	0,006	2,345	0,035	0,178	0,052	0,494
F250	0,044	0,519	0,019	0,005	1,686	0,006	2,791	0,038	0,018	0,052	0,531

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

III.3 – Ensaios Mecânicos

III.3.1 – Ensaios de Tração

A Tabela III.3 e as Figura III.1 e Figura III.2 apresentam os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação para os aços de grau R3 [19] empregados 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) As variações de resistência mecânica após os tratamentos térmicos são bem pequenas, com variações máximas de 7,6% para os metais de solda com preaquecimento a 200℃ e 6% para os metais de solda com preaquecimento a 250℃.

c) A realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou um aumento da resistência mecânica em relação à condição de como soldado para o metal de solda com preaquecimento de 200ºC e para a para um TTPS de 1 hora com preaquecimento de 250℃.

d) Todos os valores de limite de escoamento, alongamento e redução de área estão bem superiores aos mínimos requeridos para os aços grau R3.

e) Os resultados mais elevados de resistência mecânica foram obtidos para os metais de solda obtidos com preaquecimento de 200ºC.

f) O aumento do tempo de tratamento propiciou uma redução contínua do limite de resistência para o metal de solda com preaquecimento à 250ºC, o que não foi observado para o metal de solda com preaquecimento à 200ºC, onde o maior valor de resistência mecânica ocorreu para o tempo de tratamento térmico de 2 horas.

Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de tração.

Metal de solda	Condição	LE(MPa)	LR(MPa)	Al(%)	RA(%)
F200	Como Soldado	622	698	22,86	64,27
F200	TTPS – 1h	622	712	25,14	61,11
F200	TTPS – 2h	661	751	21,43	57,87
F200	TTPS – 3h	619	727	22,86	62,71
F250	Como Soldado	599	690	22,86	62,57
F250	TTPS – 1h	631	732	25,71	61,47
F250	TTPS – 2h	622	697	25,43	62,07
F250	TTPS – 3h	603	695	22,84	60,22
Mínimo R3 [19]	----------	410	690	17,00	50,00

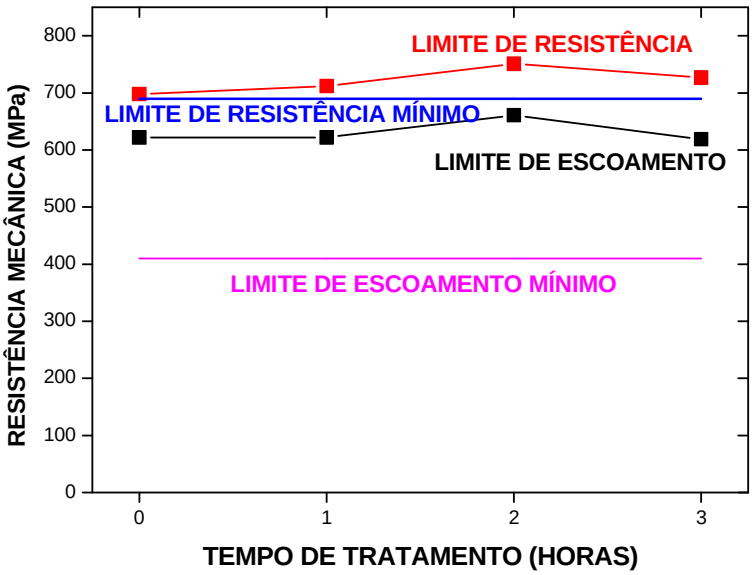


Figura III.1 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 200ºC.

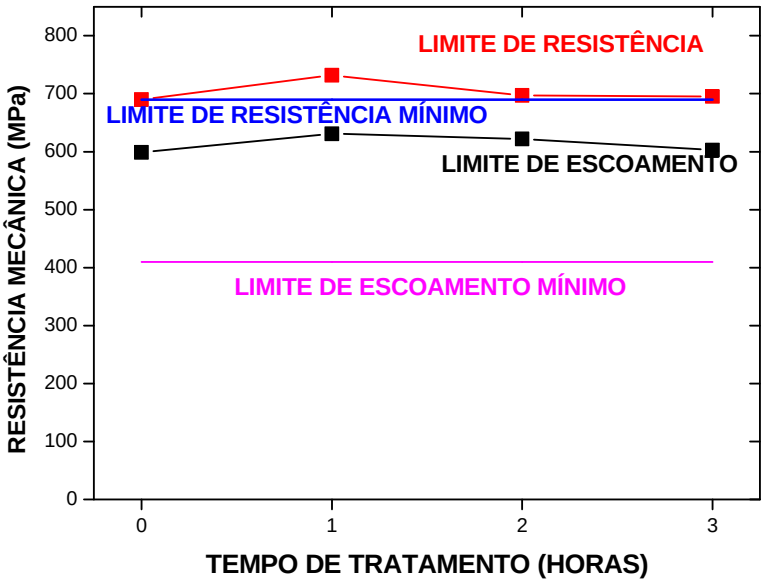


Figura III.2 – Variação da resistência mecânica com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 250ºC.

III.3.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V

A Tabela III.4 e as Figura III.3 e Figura III.4 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação para os aços de grau R3 [19] empregados 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 contínua da tenacidade ao impacto do metal de solda para ambas as condições de análise.

c) Para metais de solda com preaquecimento a 200℃ e 250ºC verifica-se uma redução máxima em torno de 37% nos valores médios de tenacidade, proporcional ao maior tempo de TTPS, de 3 horas.

d) Os melhores resultados de tenacidade ao impacto foram obtidos para a condição de como soldado.

e) Os resultados obtidos para os metais de solda realizados com preaquecimentos de 200 e 250ºC apresentaram valores significativamente próximos, quando se compara cada condição de análise separadamente.

f) Mesmo para os menores valores de tenacidade obtidos para as amostras com TTPS de 3 horas e preaquecimentos a 200 e 250 ℃, os valores de médios de tenacidade foram superiores aos valores mínimos exigidos para o metal base [19] em 23,7 e 27%, além de superiores em 65 e 69,3 % em relação aos valores mínimos exigidos para o metal de solda [19], respectivamente.

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

Metal de solda	Condição	Energia Absorvida (joules)			
		1º Ensaio	2º Ensaio	3º Ensaio	Média
F200	Como Soldado	86,0	79,5	75,0	80,2
F200	TTPS – 1h	69,0	80,5	70,5	73,3
F200	TTPS – 2h	58,0	77,5	56,0	63,8
F200	TTPS – 3h	47,5	62,0	39,0	49,5
F250	Como Soldado	79,0	74,0	77,5	76,8
F250	TTPS – 1h	64,0	61,0	74,0	66,3
F250	TTPS – 2h	77,0	69,0	53,0	66,3
F250	TTPS – 3h	59,0	49,0	44,5	50,8
Mínimo R3 – Metal Base [19]	----------				40,0
Mínimo R3 – Solda [19]	----------				30,0

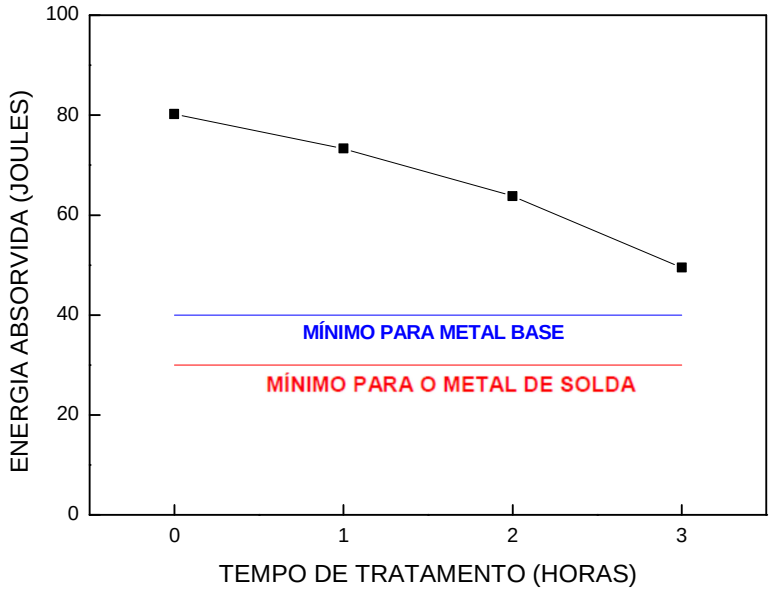


Figura III.3 – Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 200ºC.

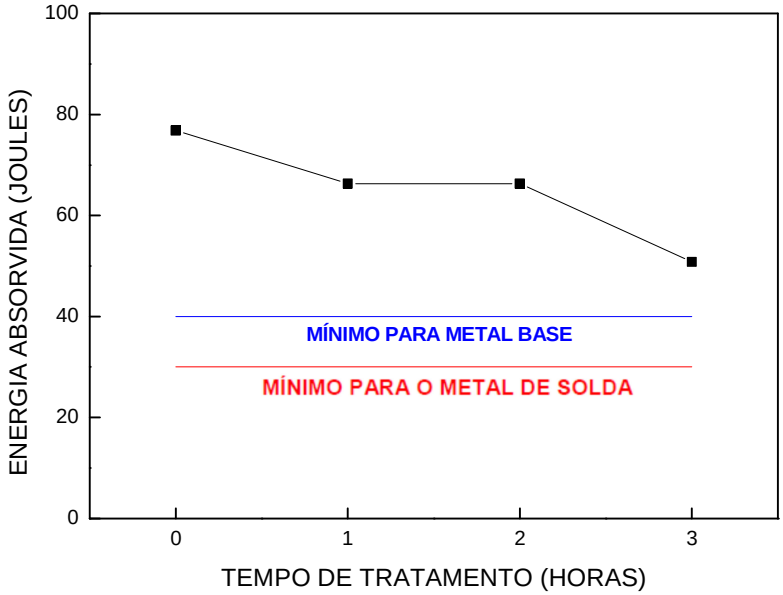


Figura III.4 – Variação da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy V com o tempo de tratamento térmico para o preaquecimento de 250ºC.

III.3.3 – Ensaios de Dureza

As Figura III.5 e Figura III.6 apresentam os perfis de dureza Vickers com carga de 10 kgf obtidos para as juntas soldadas nas condições CS e TTPS, medidos a partir da superfície da chapa até 14 mm de distância da superfície, totalizando 15 medições para cada amostra, conforme descrito no item II.6.3, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os valores de dureza não apresentam variação significativa.

b) Os maiores valores de dureza foram verificados para o metal de solda com preaquecimento realizado à 200ºC, na condição de como soldado.

c) O aumento do tempo de tratamento térmico não propiciou uma redução dos valores de dureza.

d) Os maiores valores de dureza foram inferiores à 300 HV.

e) Não se verificou uma redução significativa no perfil de dureza entre a superfície e a raiz do metal de solda.

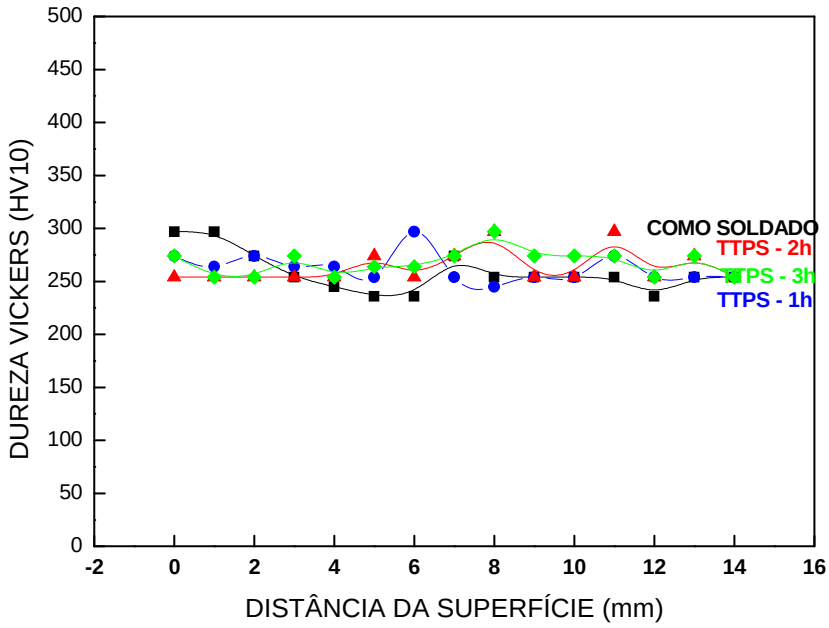


Figura III.5 – Perfil de dureza Vickers para os metais de solda com preaquecimento à 200ºC.

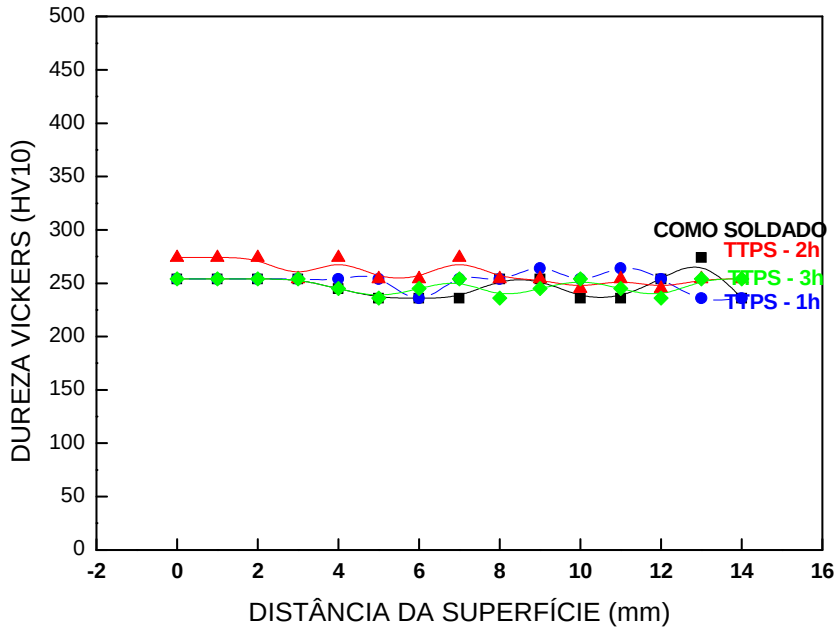


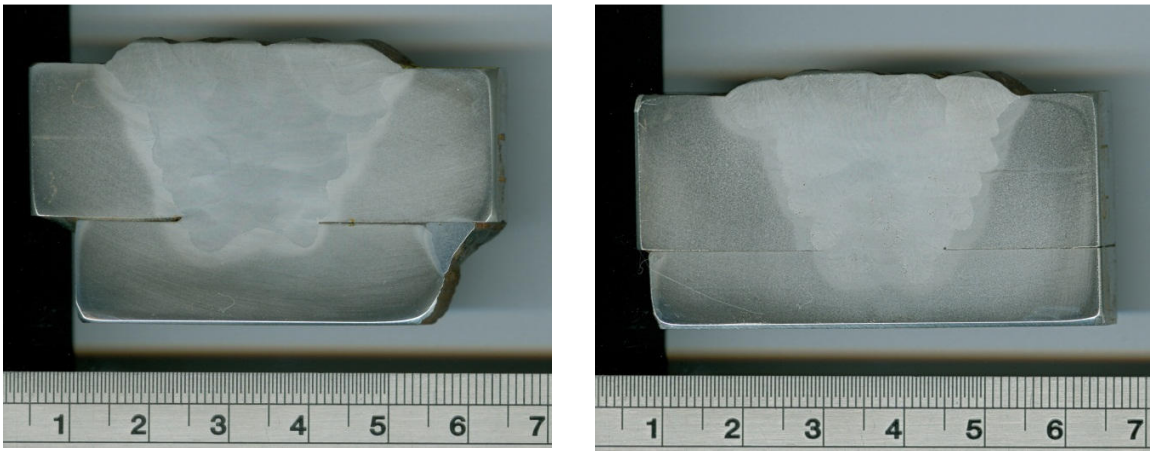
Figura III.6 – Perfil de dureza Vickers para os metais de solda com preaquecimento à 250ºC.

III.4 – Ensaios Metalográficos dos Metais Depositados

III.4.1 - Macrografia

A Figura III.7 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse.

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



F200 **F250**

Figura III.7 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas.

III.4.2 – Micrografia

A Tabela III.5 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V. A contagem foi realizada conforme já descrito no item II.7.

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

Metal de Solda	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
F200	60	40
F250	45	55

Conforme mostra a Tabela III.5, as amostras com preaquecimento de 250℃ apresentaram um percentual maior de região reaquecida em comparação às amostras com preaquecimento a 200℃.

As Figuras III.8 a III.10 apresentam a caracterização microestrutural observada por microscopia ótica (MO) nas condições como soldado, após TTPS de 1,2 e 3 horas para a região colunar do último passe e regiões colunar e reaquecida relativas à ponta do entalhe do corpo-de-prova de impacto Charpy-V. A mesma sequência é aplicada nas Figuras III.11 a III.16 para microscopia eletrônica de varredura (MEV).

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

a) De forma similar para as amostras com preaquecimento à 200℃ e à 250℃, verificou-se uma microestrutura constituída de bainita (FS E FSNA) e martensita (M), com pequena ocorrência de ferrita acicular (FA).

b) Em ambos os preaquecimentos, se verifica a precipitação de carbetos nos contornos de grãos da austenita prévia.

c) Nas amostras com maior tempo de TTPS se nota um aumento da precipitação de carbetos nos contornos de grãos, com decoramento do contorno de grão da autenita prévia, conforme ilustram as Figura III.17 e Figura III.18.
d) Em alguns casos, se observou ainda a presença de constituinte A-M nos contornos de grão da austenita prévia, conforme mostrado na Figura III.18.
e) Não foram verificadas diferenças significativas na análise das micrografias das amostras com preaquecimento de 200℃ e 250℃.

A Figura III.18 também apresenta o mapeamento para um aumento de 3000X, para as regiões colunares do último passe das amostras com preaquecimento à 200 e a 250℃.

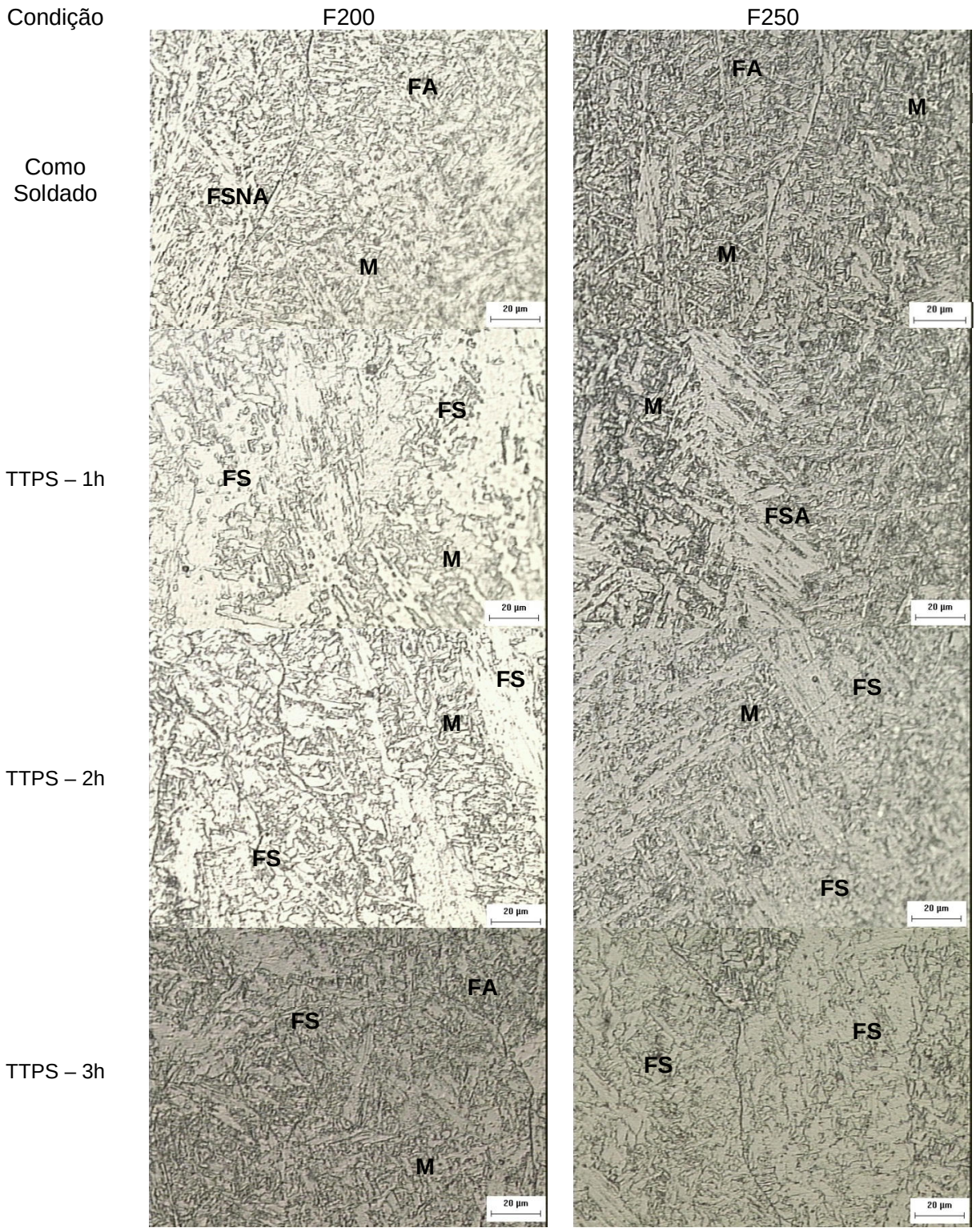


Figura III.8 – Aspecto microestrutural dos metais de solda na região colunar do último passe quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

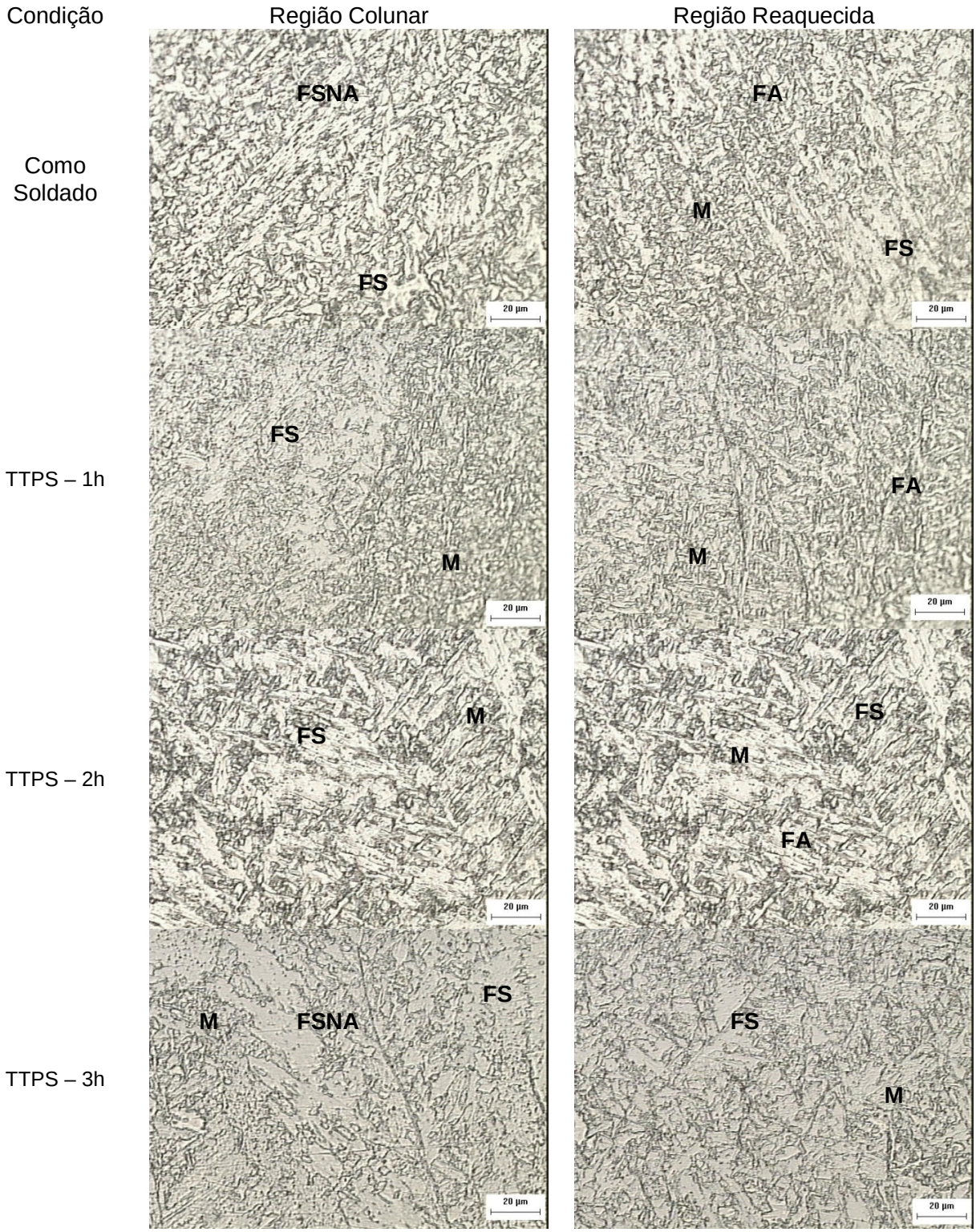


Figura III.9 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

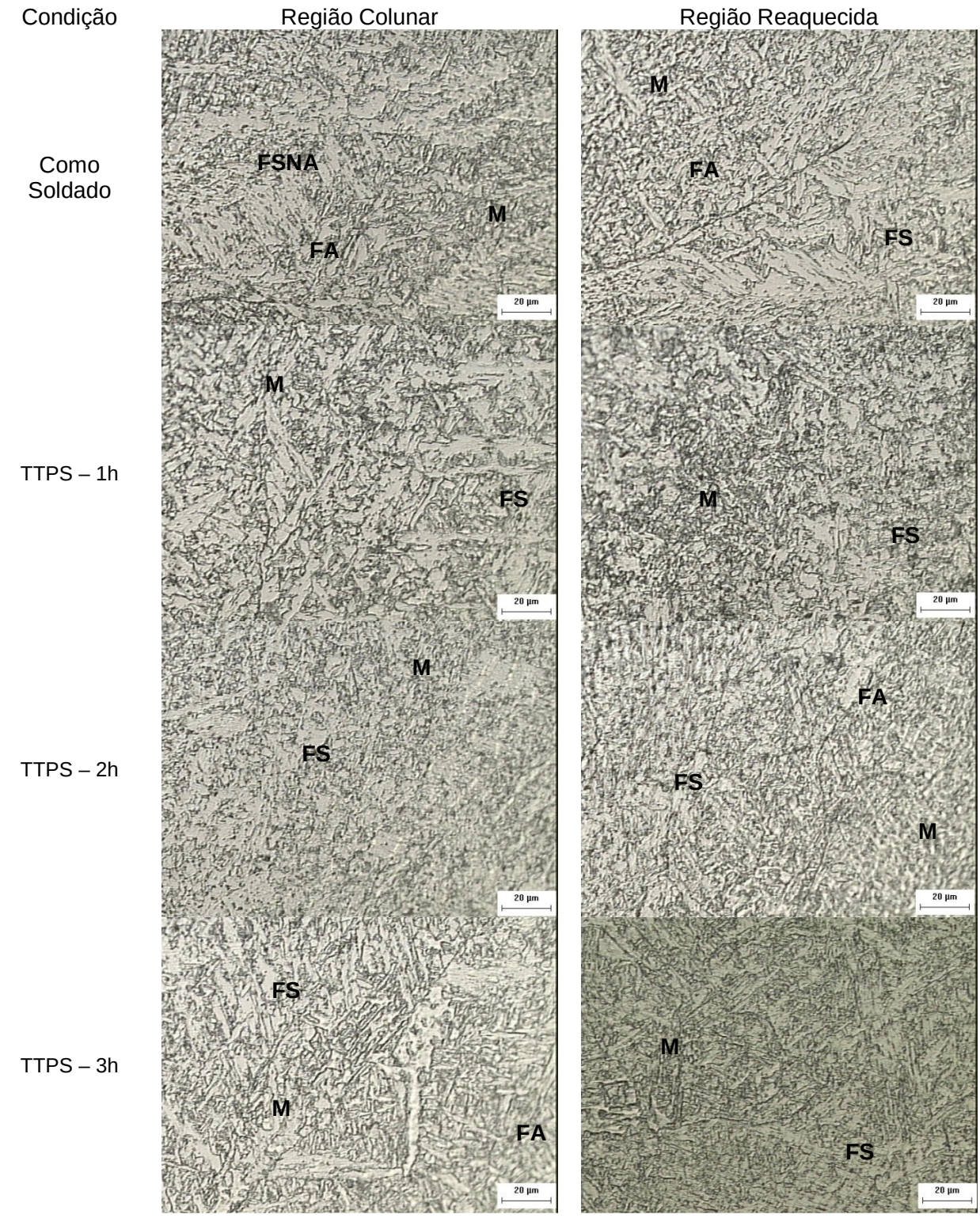


Figura III.10 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

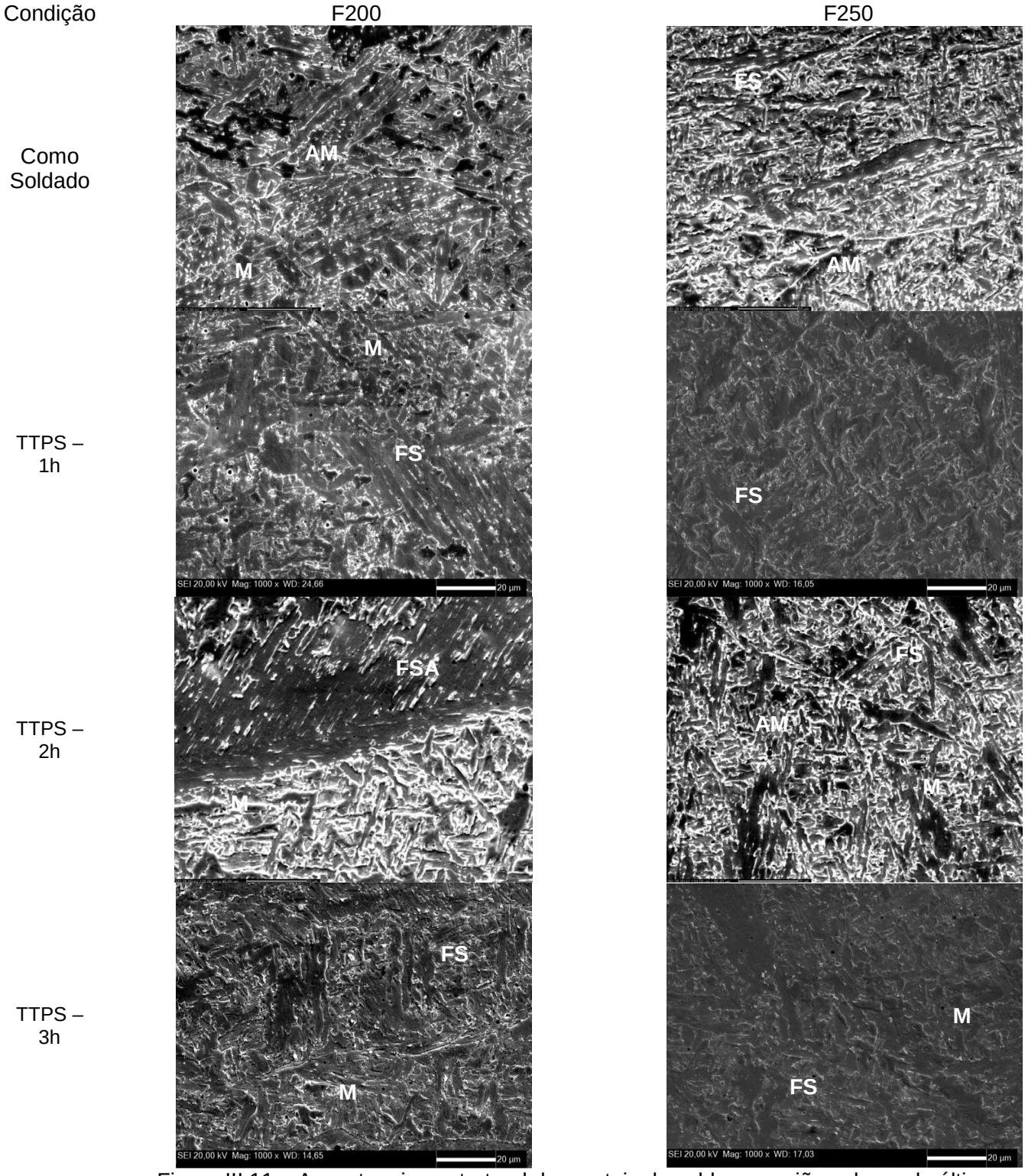


Figura III.11 – Aspecto microestrutural dos metais de solda na região colunar do último passe quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.

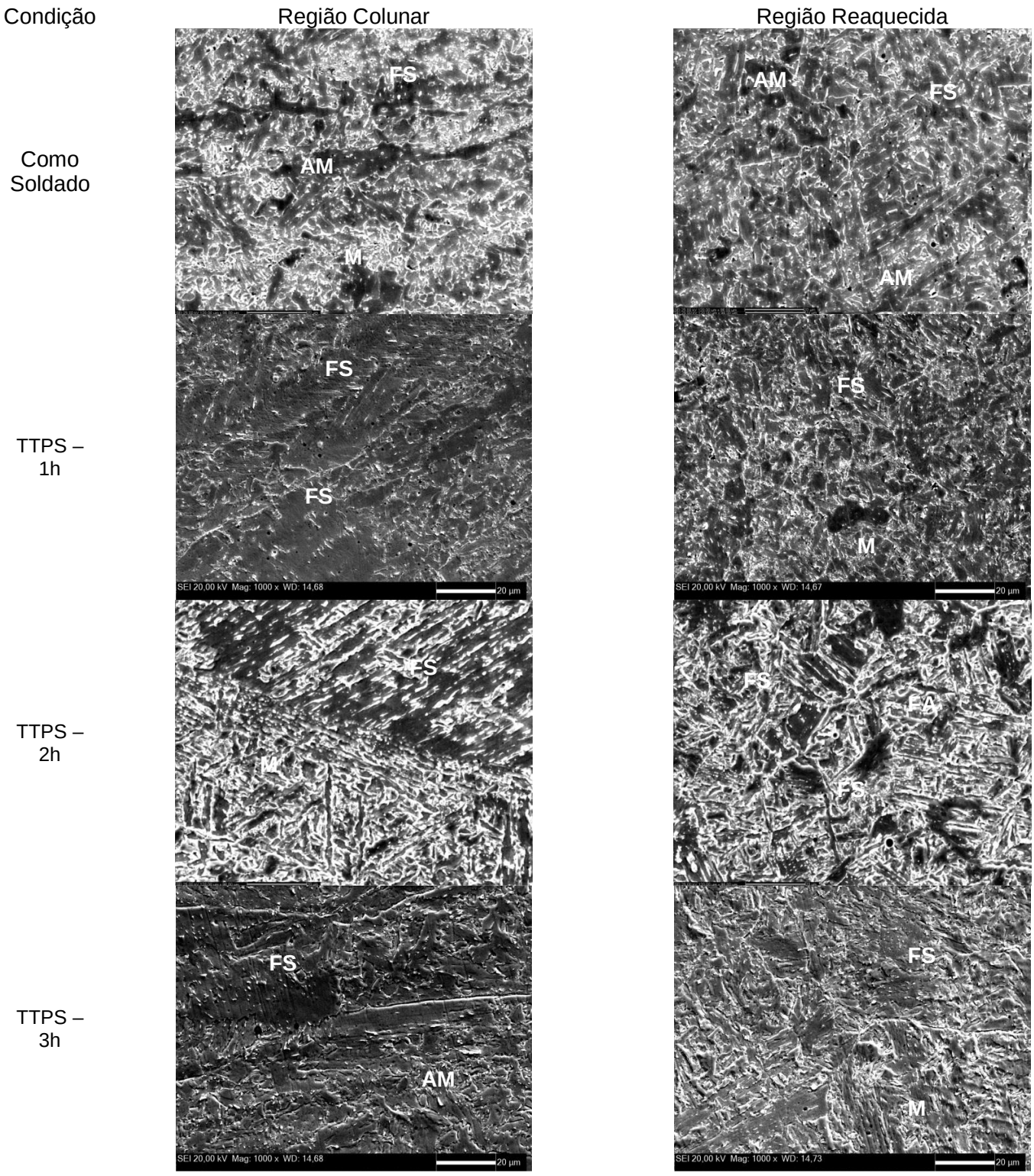


Figura III.12 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.

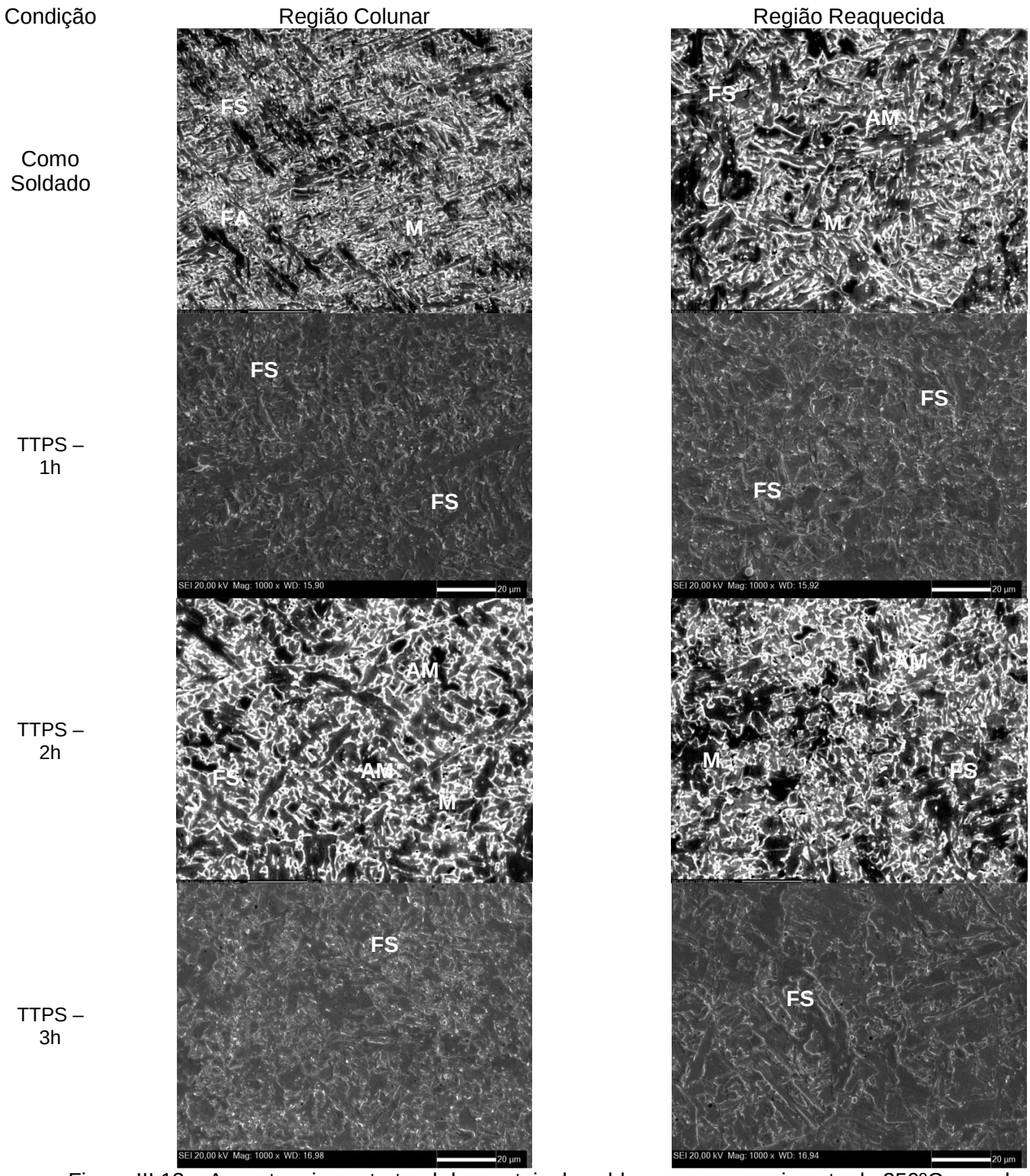


Figura III.13 – Aspecto microestrutural dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 1000X. Ataque: Nital 2%.

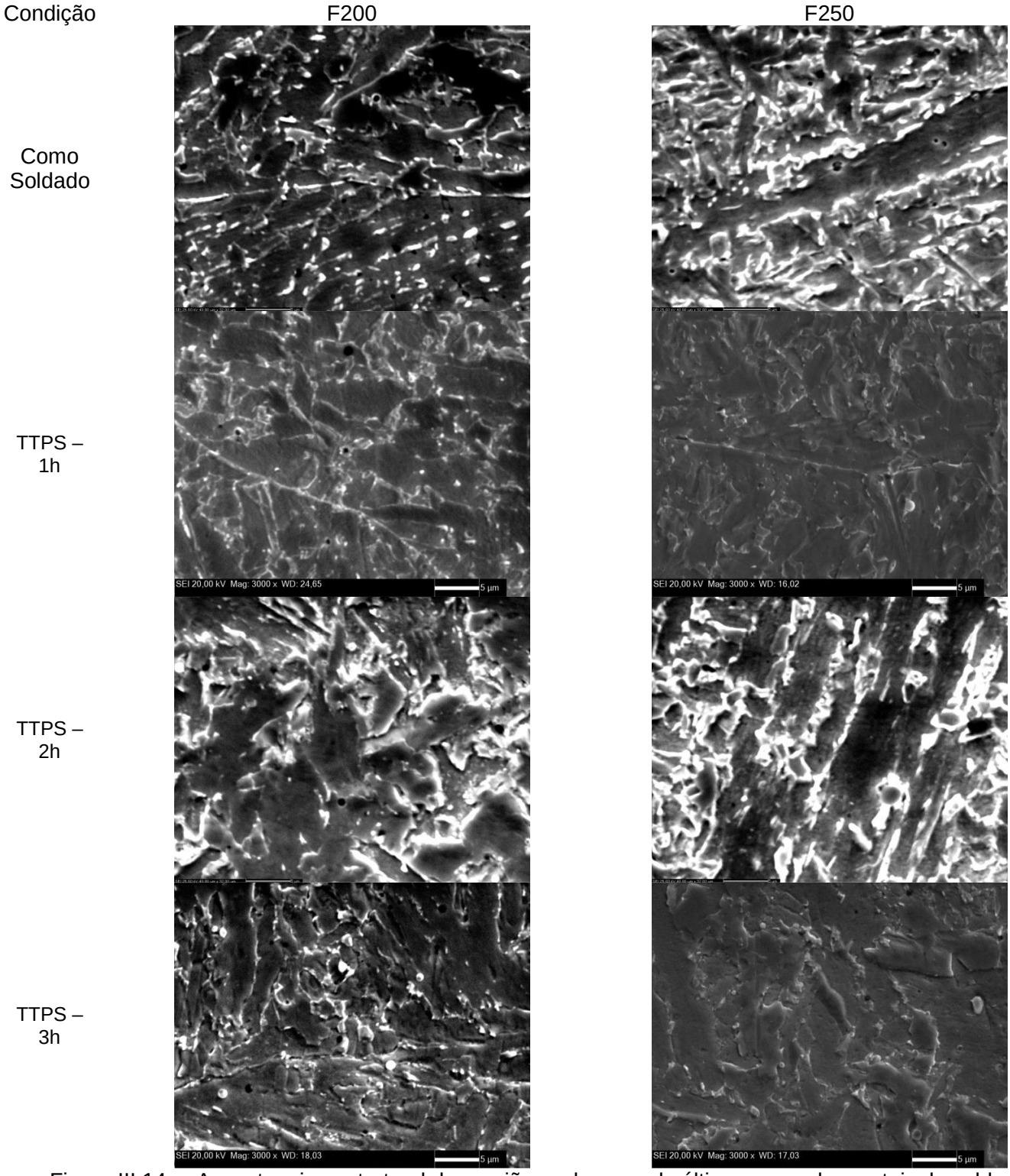


Figura III.14 – Aspecto microestrutural das regiões colunares do último passe dos metais de solda com preaquecimento de 200 e 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2%.

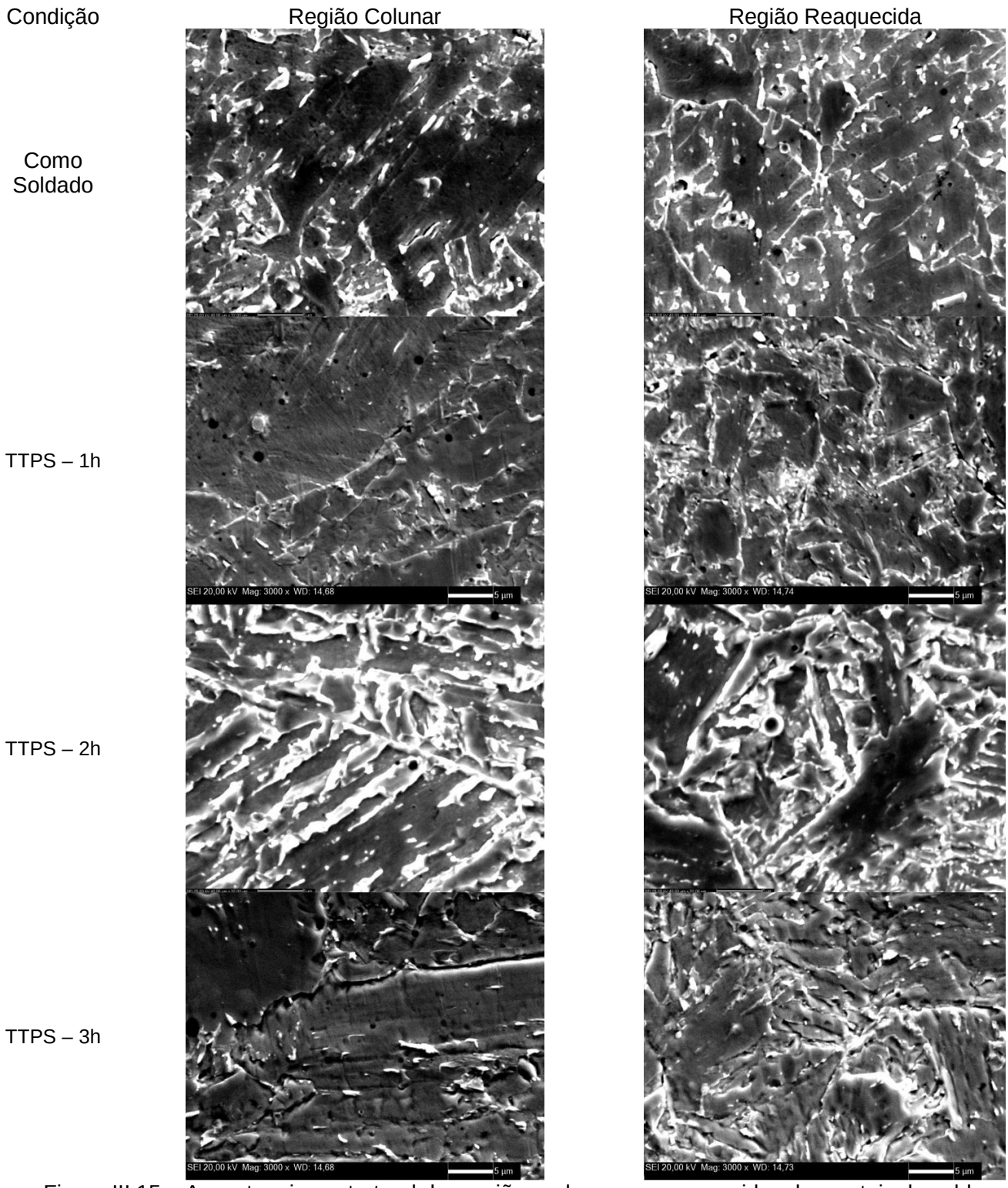


Figura III.15 – Aspecto microestrutural das regiões colunares e reaquecidas dos metais de solda com preaquecimento de 200ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2%.

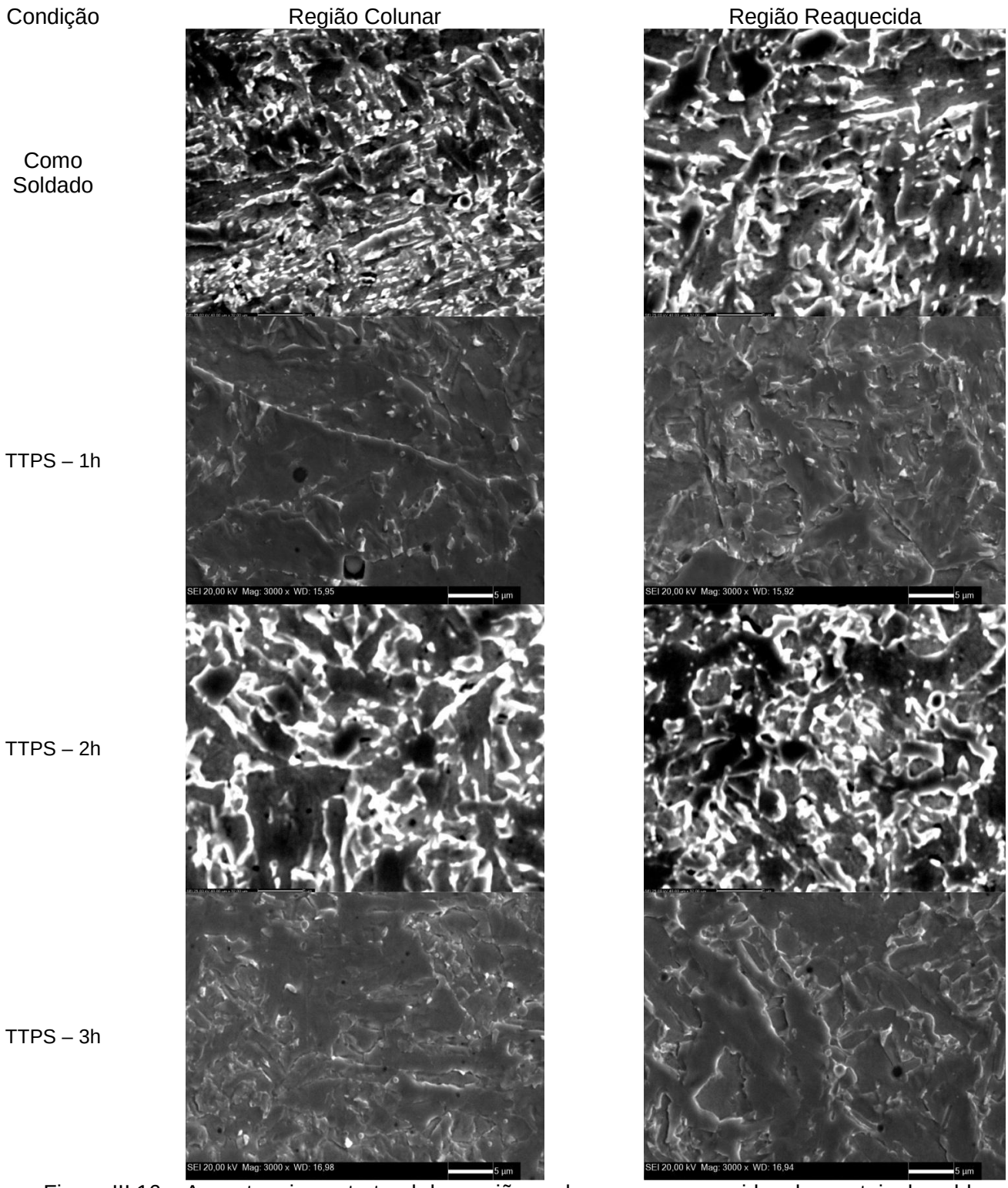


Figura III.16 – Aspecto microestrutural das regiões colunares e reaquecidas dos metais de solda com preaquecimento de 250ºC quando observados por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3000X. Ataque: Nital 2%.

A Figura III.17 mostra o decoramento do contorno de grão da austenita prévia para a amostra com preaquecimento de 200℃ com uma precipitação a centuada, enquanto a Figura III.18 ainda apresenta não só este decoramento como a presença do constituinte A-M no contorno de grão da austenita prévia para a amostra com TTPS de 2 horas e preaquecimento à 250℃ em uma região intermediária entre a colunar e a reaquecida.

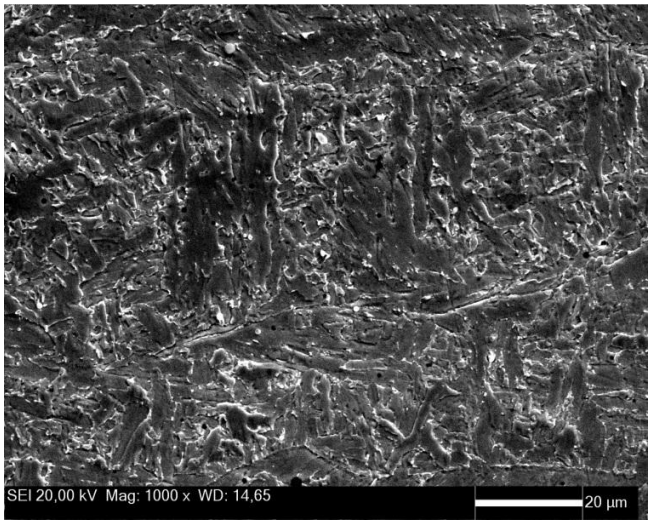


Figura III.17 – Detalhe da microestrutura da região de transição colunar x reaquecida na região do entalhe Charpy-V,da amostra com TTPS de 3 horas (preaquecimento a 200℃). Aumento de 1000X. Ataque Nital 2%.

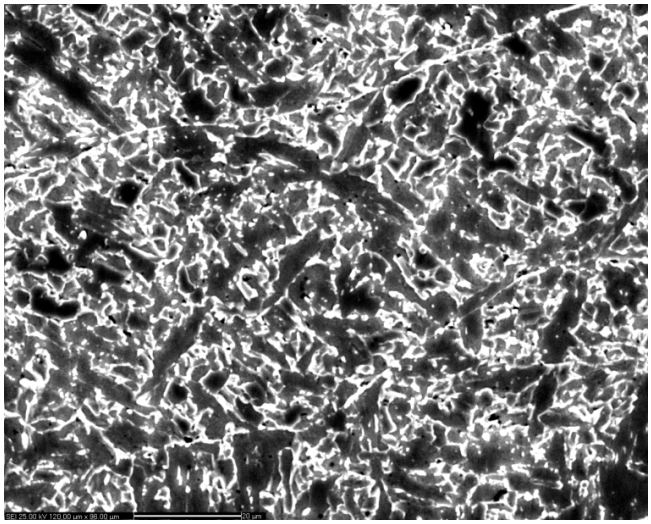


Figura III.18 – Detalhe microestrutura da região colunar da amostra com TTPS de 2 horas (preaquecimento a 250℃). Aumento de 1000X. Ataque Nital 2%.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÂO

IV.1 – Introdução

Comparando os resultados dos ensaios mecânicos e microestruturais obtidos, verificou-se comportamento e variações semelhantes após tempos diferentes de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), para todas as condições estudadas.

Apesar das amostras F200 e F250 terem sido soldadas com um preaquecimento de 200℃ e 250℃, respectivamente, verifica-se que o c omportamento mecânico e microestrutural é semelhante em ambos os casos.

Dadas as diferentes temperaturas de preaquecimento, verifica-se que uma temperatura menor de preaquecimento proporcionaria uma velocidade maior de resfriamento. Desta forma, as amostras com preaquecimento a 200℃ tenderiam a velocidades de resfriamento maiores do que com preaquecimento a 250℃.

Estimando as velocidades de resfriamento segundo a literatura [43], verifica-se que a diferença entre as velocidades de resfriamento para os preaquecimentos de 200℃ e 250℃ variam na ordem de 1%. Dada a proximidade dos parâmetros dos processos de soldagem e semelhança de resultados com relação aos preaquecimentos, a presente discussão tem por objetivo analisar o comportamento mecânico e microestrutural do metal de solda em função do tempo de TTPS e ainda, avaliar a viabilidade do eletrodo utilizado em função de seu custo x benefício e produtividade em comparação com a literatura.

IV.2 – Produtividade

Com base nos valores estimados no capítulo III, de 6,01 e 5,13 Kg/h, para as taxas de deposição obtidas do processo com pré-aquecimento a 200 e 250℃, respectivamente, verifica-se que estas estão coerentes para o processo de arame tubular, segundo literatura [10,23,24,25,26,39].

MYERS [24] já destacou as elevadas taxas de deposição para arames tubulares, do tipo metal cored e flux cored., que para um eletrodo de 1,2 mm variava entre 5,4 e 6,4 Kg/h, bem maiores que para um arame sólido de mesmo diâmetro, entre 3,6 e 4,5 kg/h. Esta alta taxa de deposição para os arames tubulares permite uma velocidade e produtividade maiores de soldagem em relação aos arames sólidos.

Assim como os resultados obtidos no presente estudo com taxas de deposição de 6,01 kg/h para um preaquecimento a 200℃ e de 5,13 kg/h para um preaquecimento a 250℃, FARNEZE et al. [10], em seu estudo, obteve uma taxa de deposição de 5,33 kg/h para um arame tubular tipo metal cored de 1,2 mm de diâmetro. No mesmo estudo, o autor [10] ainda realiza uma comparação com um processo de soldagem com eletrodo revestido para um

mesmo metal base, junta e classe de resistência do consumível, porém com 4,0 mm de diâmetro, aporte térmico médio de 1,35 KJ/mm, na qual é sensivelmente inferior, de 2,00 kg/h.

Tal produtividade superior da soldagem com arames tubulares já havia sido estudada e apresentada por DE PAULA [44] e PECY et al. [45], em comparações entre os processos SMAW e FCAW.

No entanto, apesar da superioridade com relação aos eletrodos revestidos quanto a produtividade, estudos anteriores [10, 21, 39, 46] também mostram que geralmente os arames tubulares apresentam propriedades mecânicas inferiores aos processos com eletrodos revestidos, principalmente em relação à tenacidade e resistência mecânica.

Em estudo com diferentes processos de soldagens [21], percebe-se que eletrodos revestidos produzem, em geral, metais de solda com melhores propriedades mecânicas do que com arames tubulares do tipo flux cored de mesma classe de resistência, de 110 Ksi, apesar de o processo ter uma produtividade menor.

Neste mesmo estudo, para arames tubulares do tipo flux cored, SURIAN et al. [21] relaciona diferentes valores de aportes térmicos e parâmetros de soldagem tendem a influenciar a fração de região reaquecida do metal de solda. Neste estudo, as soldas com arames tubulares flux cored com menores aportes térmicos apresentaram percentuais menores de região reaquecida e maiores para região colunar.

Desta forma, as produtividades obtidas para ambos os preaquecimentos de 200 e 250℃ estão próximas aos valores esperados para este tipo de consumível e, ainda, representam um atrativo para a utilização este tipo de consumível, quando comparado a outros processos.

IV.3 – Propriedades Mecânicas do Metal de Solda

Conforme será discutido nos subitens a seguir, em todos os resultados de ensaios mecânicos, o metal de solda atende aos requisitos mínimos para a aplicação, segundo IACS W22 para aços grau R3 [19].

IV.3.1 – Ensaio de Tração

Conforme observado no capítulo anterior, as variações máximas das resistências mecânicas após TTPS para os preaquecimentos de 200 e 250℃ de 7,6 e 6%, respectivamente.

Ainda, para as amostras com preaquecimento de 200℃ há uma pequena tendência de diminuição da resistência mecânica após TTPS de 2 horas, enquanto para as amostras com preaquecimento de 250℃, esta pequena tendência é observada após o TTPS de 1 hora.

Estudo recente de FARNEZE et al. [10], também verificou uma variação pequena nos valores de resistência mecânica após TTPS para arames tubulares metal cored e eletrodos revestidos de mesma classe de resistência.

Comparativamente aos estudos recentes de FARNEZE et al. [10] e SURIAN et al. [21] para arames tubulares de mesma classe de resistência, apesar de se obter uma resistência mecânica inferior a ambos, de 698 e 690 MPa, combinada com um alongamentos de 22,86% da amostra como soldado com pré-aquecimentos de 200 e 250℃, há um ligeiro aumento da resistência mecânica (712 e 732 MPa) após TTPS de 1 hora e decréscimo após TTPS de 2 e 3 horas, até atingir 727 e 695 MPa.

Enquanto FARNEZE et al. [10] obteve resistência mecânica de 759 MPa após TTPS de 2 horas, o presente estudo obtém uma resistência mecânica 712 e 732 MPa para um TTPS de 2 horas e de 727 e 695 MPa, para um TTPS de 3 horas.

Na Figura IV.1, pode-se observar a comparação dos resultados obtidos pelo presente estudo com os resultados de FARNEZE et al. [10], para metais de solda com eletrodos de 110 Ksi (arame tubular e eletrodo revestido) nas condições como soldado e após TTPS de 2 horas à 600℃ e também com os resultados de SURIAN et al. [21], para metais de solda com eletrodos com 110 Ksi de arame tubular do tipo flux cored, na condição como soldado.

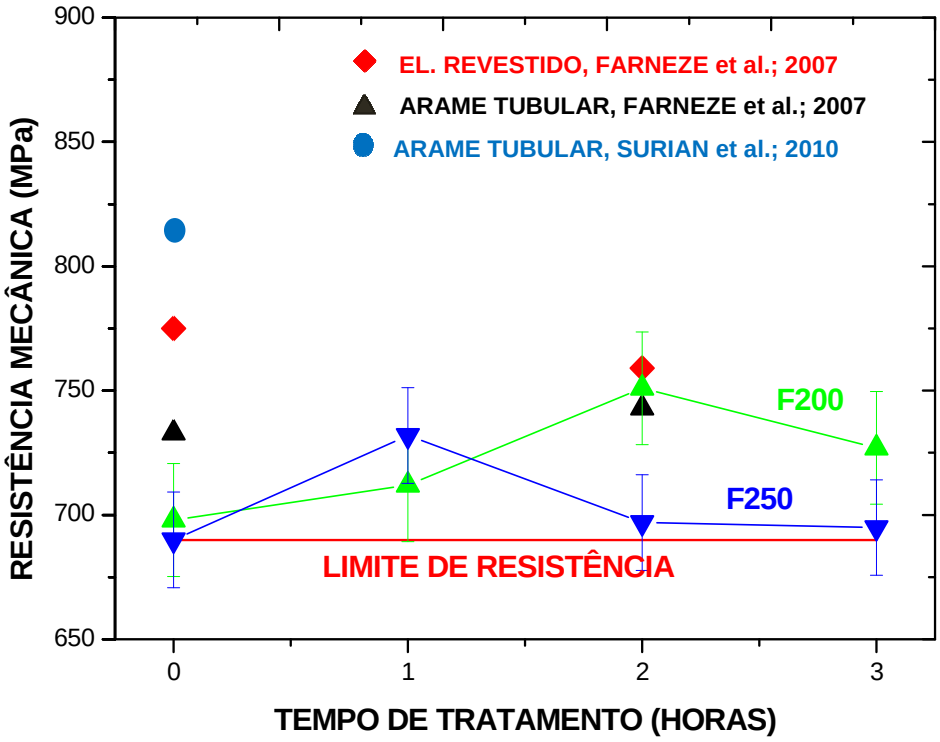


Figura IV.1 - Comparação entre os resultados de resistência mecânica pela literatura [10,21] e pelo presente estudo.

No mesmo estudo, FARNEZE et al. [10] obtém resistências mecânicas inferiores para consumíveis de mesma classe de resistência pelo processo de eletrodo revestido, de 773 MPa, para um metal de solda no estado como soldado e de 743 MPa para um metal de solda com TTPS de 2 horas.

Com relação aos resultados de FARNEZE et al. [10], se observa que, apesar de serem pequenas, as variações nos valores de resistência mecânica são negativas para o processo de arame tubular do tipo metal cored, após TTPS de 2 horas, enquanto para o processo de eletrodo revestido, o autor [10] verifica um pequeno aumento da resistência.

No presente estudo, percebe-se que as variações de valores de resistência mecânica, apesar de não serem significativas, são maiores para o metal de solda com preaquecimento de 200℃ e TTPS de 2 horas e preaquecimento de 250°, c om TTPS de 1 hora.

Ainda que satisfatórios, os resultados de resistência mecânica obtidos pelo presente estudo foram menores que os obtidos por SURIAN et al. [21], em estudo recente para eletrodos de arame tubular do tipo flux cored com a mesma classe de resistência. Em seu estudo, foi observada uma resistência mecânica 815 MPa, para amostras como soldado de metal de solda por eletrodos de arames tubulares do tipo flux cored, da classe de 110 Ksi, enquanto o presente estudo obteve, para a amostra no estado de como soldado e preaquecimento de 200℃, uma resistência mecânica de 698 MPa e de 690 MPa para um preaquecimento de 250℃.

De uma forma geral, verifica-se que os resultados de resistência obtidos pelo presente estudo não apresentaram uma evolução em relação aos resultados obtidos pela literatura [10,21] recente para a mesma classe de consumível, de arames tubulares, de 110 Ksi. No entanto, de uma forma geral os resultado obtidos apresentaram pouca dispersão em relação a literatura [10,21].

IV.3.2 – Ensaio de Impacto

Para ambos os preaquecimentos, os resultados de ensaio de tenacidade mostram uma tendência de diminuição da tenacidade à medida que se aumenta o tempo de TTPS. Desta forma, conforme apresentado na Figura IV.2, percebe-se uma queda de tenacidade quase que contínua, à medida que se aumenta o tempo de TTPS para ambos os preaquecimentos.

Em estudo recente [10], FARNEZE et al. também verifica uma queda de tenacidade após TTPS de 2 horas tanto para arames tubulares quanto para eletrodos revestidos de mesma classe de resistência.

Conforme já verificado no capitulo anterior, de revisão bibliográfica, esta queda de tenacidade após TTPS estaria associada a teores de Mn acima de 1,5%. Tanto para o presente

estudo quanto para os resultados de FARNEZE et al. [10], os percentuais de Mn do metal de solda estão próximos do valor previsto.

Apesar de apresentarem resultados muito próximos, as amostras com preaquecimento de 200℃ apresentaram uma tenacidade média um pouco maior, com médias maiores de energia absorvida ao impacto, para a maior parte das amostras, em relação às amostras com preaquecimento de 250°C.

Esta pequena diferença de tenacidade pode estar associada tanto á velocidade de resfriamento maior, quanto ao menor número de passes para a solda com pré-aquecimento à 200℃.

Percebe-se também uma pequena melhora na relação tenacidade x microestrutura em comparação com outros resultados obtidos por FARNEZE et al. [10], para eletrodos de mesma classe de resistência, em relação aos eletrodos do tipo metal cored.

É verificado que o presente estudo apresentou resultados dos ensaios de energia absorvida ao impacto Charpy-V intermediários entre os dois estudos citados para eletrodos de arames tubulares [10,21].

Enquanto FARNEZE et al. [10] obteve para o metal de solda com TTPS de 2 horas energia absorvida ao impacto de 47,5 J (-20℃) / 23 ,3J (-40℃), o presente estudo obtém uma energia absorvida ao impacto de 73,3 e 66,3 J (-20°C) e de 49,5 e 50,8 J (-20℃), para um TTPS de 3 horas.

No entanto, com relação aos resultados obtidos com eletrodos revestidos por FARNEZE et al. [10], apesar dos valores de resistência mecânica se aproximarem, as tenacidades obtidas, mesmo superior aos limites mínimos exigidos, são inferiores no presente estudo com relação ao processo de eletrodo revestido para a mesma classe de resistência de 110 Ksi, conforme mostra a Figura IV.2.

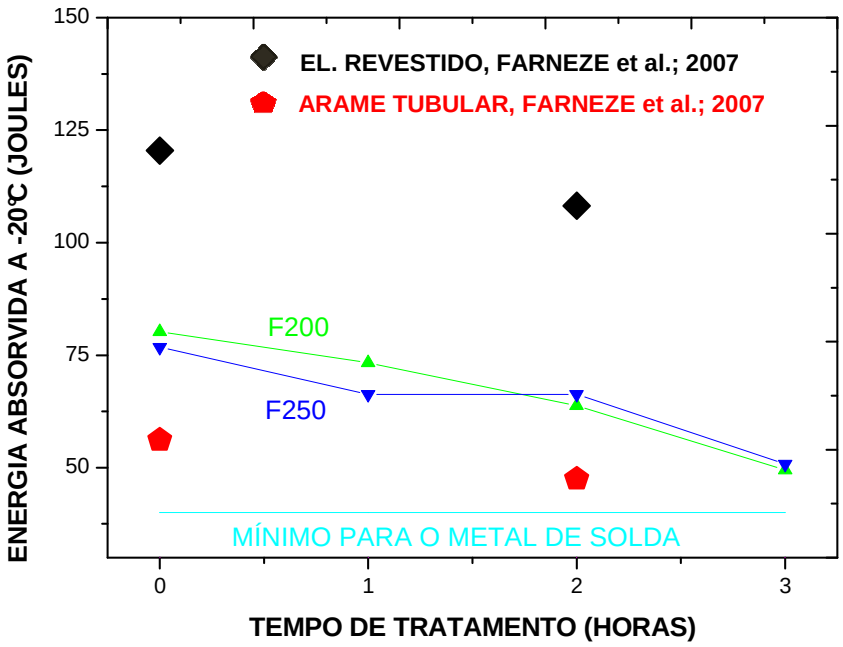


Figura IV.2 - Comparação entre os resultados de tenacidade obtidos pela literatura [10] e pelo presente estudo.

Esta menor tenacidade em relação aos resultados obtidos pela literatura [10,21,40] para eletrodos revestidos de mesma classe de resistência de 110 Ksi, esta associada ao aporte térmico maior para o processo com eletrodos revestidos, resultando em um percentual maior de região reaquecida

De uma forma geral, os resultados de ensaio ao impacto para ambos os preaquecimentos se apresentaram satisfatórios em relação aos requisitos mínimos exigidos tanto para o metal base [20] quanto para o metal de solda [19], mesmo para a pior condição, quando verificou-se a maior queda de tenacidade para um TTPS de 3 horas.

Além disso, para os consumíveis utilizados, o TTPS não mostrou ser benéfico para a tenacidade do metal de solda.

IV.3.3 - Ensaio de Dureza

Os resultados dos ensaios de dureza não apresentaram variação significativa. No entanto, nota-se uma ligeira queda à medida que diminui-se a distância para a raiz da solda. Tal fenômeno já foi observado em estudo anterior recente [10], onde se atribui ao ciclo de reaquecimento da solda.

Conforme observado anteriormente, o maior valor de dureza foi verificado na amostra com preaquecimento a 200℃ do metal de solda na condição como soldado. Esta pequena

variação de dureza pode estar associada à velocidade de resfriamento, em função do preaquecimento, que é ligeiramente maior para um preaquecimento de 200ºC.

Apesar desta pequena diferença, de uma forma geral, não foi verificada uma diferença significativa para os valores de dureza em todas as condições entre amostras com preaquecimento a 200℃ e 250℃.

Também se observa que os valores de dureza para todas as amostras tendem a serem menores na raiz da solda. Este fato pode ser relacionado à influência dos ciclos de aquecimento da soldagem multipasses no metal de solda. Tal associação já foi feita anteriormente por FARNEZE et al. [10], para uma soldagem com arame tubular metal cored, preaquecimento a 200℃, diâmetro de eletrodo de 1,2 mm , de 110 Ksi, com 20 passes, onde o autor também verifica uma queda de dureza em todas as amostras na raiz da solda.

Os valores de dureza obtidos, na faixa entre 248 e 300 HV para todas as amostras condizem com os valores obtidos pela literatura [12,31]. A figura IV.3 apresenta a comparação dos valores de dureza com a literatura [10,21].

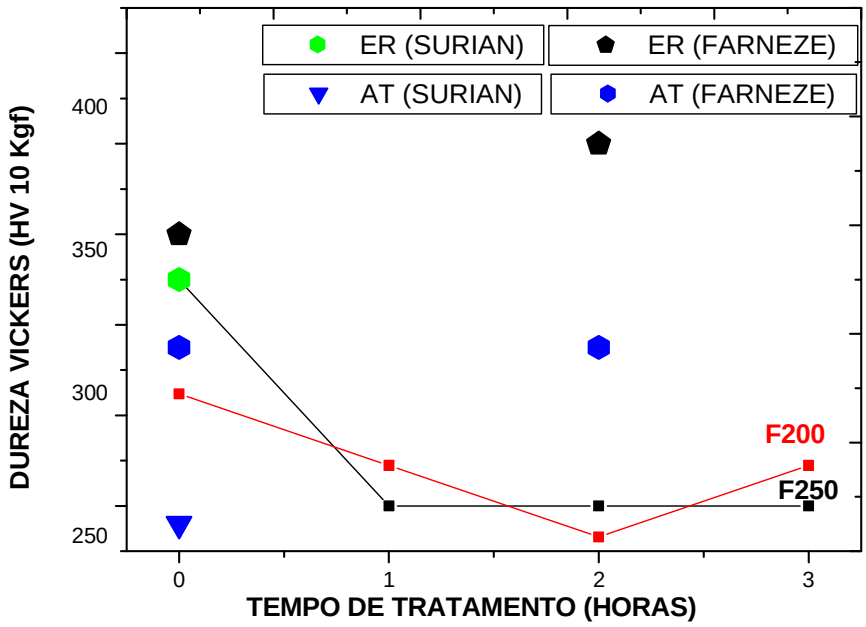


Figura VI.3 – Comparação dos resultados de dureza da literatura [10,21] para eletrodos de arames tubulares e eletrodos revestidos da classe de 110 Ksi.

FARNEZE et al. [10] obteve para arames tubulares valores de dureza entre 210 HV e 285 HV para todas as amostras de metal de solda com arames tubulares.

SURIAN et al. [21] consegue obter uma dureza média ligeiramente maior, de 293 HV para um metal de solda com arame tubular tipo flux cored e aporte térmico de 1,2 KJ/mm.

Os valores intermediários de dureza, comparativamente aos estudos de FARNEZE et al. [10] e SURIAN et al. [21] podem estar associados às composições de Cr, que associado ao Mo, conforme já verificado por EVANS [41,47], têm efeito sobre as durezas dos metais de solda, pelo aumento de carbetos e microcosntituíntes A-M na região reaquecida.

Desta forma, o valores de dureza intermediários coincidem com os teores de Cr dos metais de solda de FARNEZE et al. [10] e SURIAN et al. [21], respectivamente de 0,037 e 0,53%, enquanto o presente estudo obtiveram-se metais de solda com percentuais de cromo entre 0,035 e 0,037%.

IV.4 – Propriedades Microestruturais do Metal de Solda

Observando-se as macrografias e as contagens das zonas colunares e reaquecidas das amostras como soldado com pré-aquecimento de 200℃ e 250℃, verifica-se uma maior percentagem de região reaquecida para as amostras com pré-aquecimento a 250℃.

Esta maior percentagem de região reaquecida está associada ao maior número de passes destas amostras.

Verificando os resultados das análises por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV), percebe-se que o metal de solda é constituído por microestruturas compostas principalmente por bainita (FS) e martensita (M), caracterizando uma microestrutura com resistência mecânica elevada. Ainda, em algumas regiões observou-se a ocorrência de ferrita acicular (FA), porém em pouca fração de volume. Ainda, foi verificada a existência de constituinte A-M em contornos de grão da austenita prévia, conforme apresentado na Figura III.18.

Comparativamente aos resultados dos estudos de FARNEZE et al. [10] e SURIAN et al. [21], observa-se que em ambos os casos, a energia de soldagem utilizada para arames tubulares de mesma classe de 110 Ksi, os aportes térmicos foram menores, com valores de 1,10 KJ/mm e 1,3KJ/mm, respectivamente.

Pela literatura existente [43,48,49,50], se sabe que a temperatura de preaquecimento influencia na velocidade de resfriamento do metal de solda, que, em conjunto com os teores de elementos de liga, em especial, de Mn, Ni, e Mo, influenciam diretamente nas composições e morfologias das microestruturas dos metais de solda, influenciando no aumento ou diminuição das propriedades mecânicas de tenacidade, resistência mecânica e dureza.

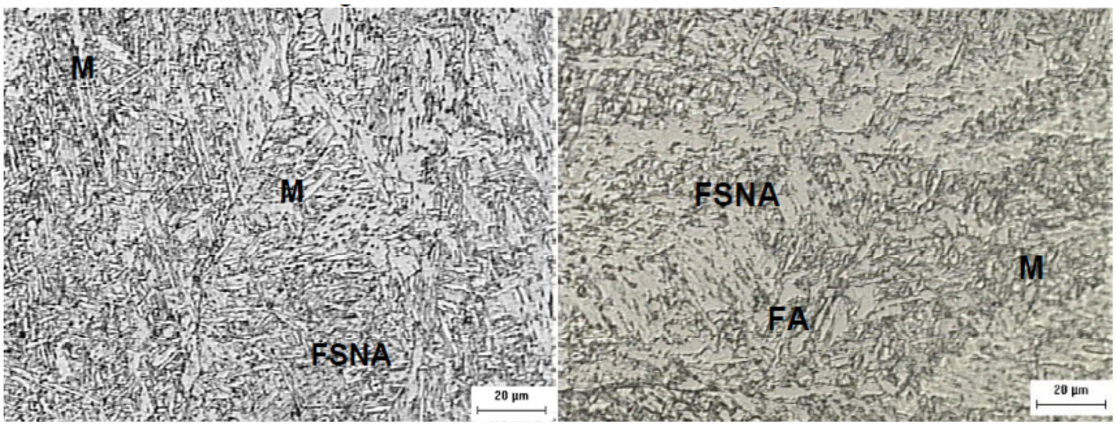
Conforme estudo de ZHANG e FARRAR [40], teores superiores de Mn (1,6%) e Ni (1%) estariam associados à formação de martensita e bainita na microestrutura do metal de solda, sendo observado no presente trabalho, à medida que se mantem níveis altos de Mn e aumenta

os níveis de Ni, haveria aumento das regiões de microestruturas martensíticas. Ainda, estes níveis altos de Mn e Ni, associados a teores maiores de Mo seriam responsáveis por uma temperabilidade maior do metal de solda e retardamento das transformações da ferrita.

Segundo OLIVEIRA e REBELLO [34], em cordões de solda com aços C-Mn, o tratamento térmico pós-soldagem é benéfico para a tenacidade quando o teor de Mn está na faixa ente 0,7 e 1%. Isto se deve pela maior precipitação de carbonetos nas regiões reaquecidas.

Em relação à microestrutura obtida por FARNEZE et al. [10] para um eletrodo tubular metal cored, com proteção gasosa (25% Ar – 75% CO_2), com teores menores de Mn (1,68 %) e Ni (2,79%), onde o autor verifica uma microestrutura composta predominantemente por bainita (FSNA) e martensita (M), o presente estudo também verificou uma predominância maior de bainita (FS) e martensita (M), principalmente na região colunar. Esta microestrutura, em ambos os casos, condiz com o esperado pela literatura [21,40,47,51] para o processo de arame tubular, principalmente em função dos teores de Mn e Ni, associados à baixos teores de Mo.

A Figura IV.4 apresenta comparação entre a imagem obtida por FARNEZE et al. [10] da região colunar de uma amostra como soldado para o metal de solda obtido pelo processo de arame tubular do tipo metal cored e a imagem obtida da região colunar do metal de solda para a amostra como soldado com preaquecimento de 250℃, verificada no presente estudo.



(A) (B)

Figura IV.4 – Aspecto microestrutural região colunar do metal de solda da amostra como soldado para (A) processo de soldagem arames tubulares do tupo metal cored, obtido por FARNEZE et al. [10] (B) processo de soldagem com arame tubular do tipo flux cored obtido pelo presente estudo. Aumento 500X. Ataque: Nital 2%.

SURIAN et al. [21] também observa, para o metal de solda obtido com eletrodos de arames tubulares do tipo flux cored, de 110 Ksi, com proteção gasosa (80%Ar - 20%CO_2), teores de manganês (1,68/1,64%), níquel (2,43/2,38%) e molibdênio (0,48/0,47%),

apresentaram microestruturas com 9 a 23 % de ferrita acicular, 8% de ferrita de segunda fase alinhada e 63 a 73% de ferrita de segunda fase não alinhada.

Nas regiões reaquecidas observa-se uma microestrutura composta predominantemente por bainita (FS) e martensita (M). Também se observa uma presença maior de carbetos e a ocorrência baixa de ferrita acicular.

Segundo EVANS [47], em estudo realizado com eletrodos revestidos de classe de resistência de 110 Ksi, quando um metal de solda apresenta altos teores manganês, associados a um maior teor de níquel, a microestrutura pode apresentar uma fração volumétrica menor de ferrita acicular, em consequência de frações volumétricas maiores de martensita (M) e bainita (FS).

A Figura IV.5 apresenta influência dos do efeito combinado de diferentes percentuais de manganês e níquel no percentual de ferrira acicular, assim como os resultados da literatura para estudos realizados com metais de solda realizados com eletrodos revestidos e teores de carbono entre 0,04 e 0,05%.

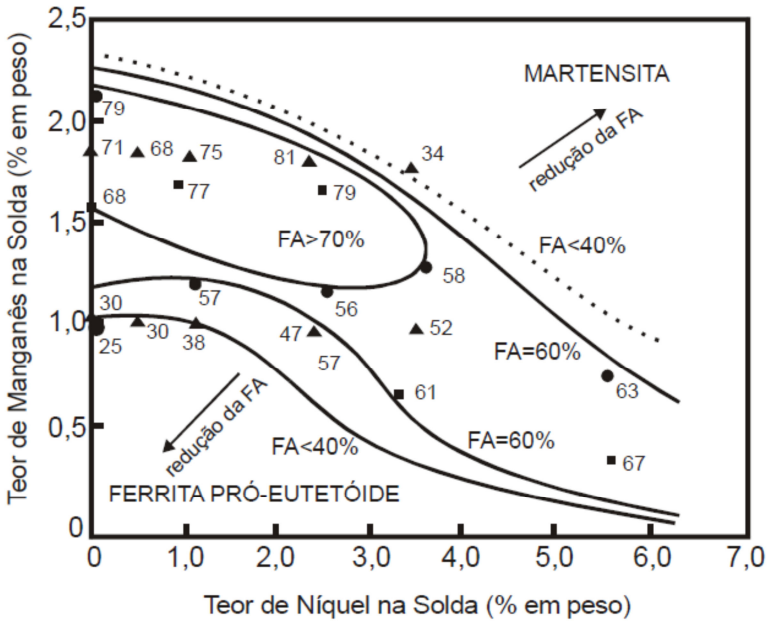


Figura IV.5 – Influência das quantidades de Mn e Ni na porcentagem de ferrita acicular (FA) no metal de solda (■ resultados Zhang e Farrar [40]; ● resultados Harrison e Farrar [51]; ▲resultados Evans [47].

Apesar de a literatura prever um maior percentual de ferrita acicular na microestrutura, em função das composições de manganês, 1,49/1,69% e níquel, 2,35 / 2,79%, para os metais de solda com preaquecimento de 200 e 250℃, respect ivamente, não ocorreu um percentual significativo de ferrita acicular nos metais de solda do presente estudo.

Tal fato pode estar associado à energia de soldagem utilizada, indicada pelos aportes térmicos, e aos parâmetros de soldagem deste estudo, uma vez que segundo a composição química do metal de solda, esperava-se uma fração volumétrica maior de ferrita acicular.

Em estudo anterior, SURIAN et al. [38] já havia verificado um grande percentual de ferrita acicular na região colunar, variando de 66 a 74 % e ferrita com segunda fase, entre 17 e 20 %, após TTPS para eletrodos de mesma classe de resistência.

Em outro estudo, SURIAN et al. [53] verifica que teores maiores que 0,5% de Mo, associados a teores entre 1 e 1,5% de Mn, são responsáveis por uma fração volumétrica maior de ferrita acicular no metal de solda, devido ao efeito combinado destes elementos.

Além dos efeitos combinados dos elementos de liga, RISSONE et al. [26] também verifica que há uma relação entre o teor de oxigênio no metal de solda e a ocorrência da ferrita acicular. Quanto menor o teor de oxigênio, maior seria a ocorrência de ferrita acicular.

Adicionalmente, no presente estudo observou-se que em algumas amostras após TTPS, há um aumento contínuo de carbetos e decoramento dos contornos de grão da austenita prévia, inclusive, com a presença de constituinte A-M, em algumas regiões, como verificado na região colunar da amostra com TTPS de 2 horas para ambos os preaquecimentos.

A presença de constituinte A-M nos contornos de grão da austenita prévia, em geral, é considerado prejudicial para a tenacidade do metal de solda, porém, também se sabe que em soldas multipasses e TTPS, a decomposição deste microconstituinte pode ser benéfica para o metal de solda [37].

TRINDADE et al. [35], já havia observado que, embora o níquel seja normalmente benéfico para a tenacidade do metal de solda dos aços C-Mn de baixa liga, poderá haver a ocorrência de uma precipitação mais grosseira e evolução dos carbetos após TTPS, para ligas com teores mais elevados de níquel, entre 1,83% e 3,11%.

Como verificado no item anterior, o resultado condiz com a literatura [21,38,39,40,41,47,51,52] não somente quanto aos principais aspectos microestruturais, quanto aos resultados de propriedades mecânicas.

Outro aspecto microestrutural observado pelo presente estudo está relacionado com uma definição muito discreta entre as regiões colunares e reaquecidas.

FARNEZE et al. [10] também observa este aspecto, ao avaliar, comparativamente, um processo de soldagem com eletrodo revestido para a classe de 110 Ksi, com um aporte térmico de 1,35 KJ/mm, onde há maior definição microestrutural entre as regiões reaquecidas e colunares, enquanto pela soldagem com arames tubulares, para a mesma classe de resistência, de 110 Ksi e aporte térmico de 1,10 KJ/mm, apresentaram uma transição mais discreta entre as regiões reaquecidas e colunares, onde as áreas bainíticas são mantidas entre as regiões, com menor redução das regiões martensíticas, o que estaria relacionado a

tendência do metal de solda em manter as mesmas microestruturas nas regiões colunares e reaquecidas, devido ao efeito dos teores de níquel e molibdênio na temperabilidade do metal de solda.

Este fenômeno, também abordado por outros autores [40,41,47,52] é responsável pelo refinamento incompleto da região reaquecida do metal de solda.

Este refinamento incompleto da região reaquecida pode estar associado à queda de tenacidade apresentada no presente estudo, uma vez que também se verificou menor refinamento da região reaquecida.

A queda de tenacidade continua observada para os tempos de TTPS de 1, 2 e 3 horas pode estar associada a um aumento contínuo de precipitações à medida que se aumenta o tempo de TTPS e a presença de constituintes A-M nos contornos de grão da austenita prévia.

Conforme abordado anteriormente, isto de deve aos maiores teores de Mn e Ni, que estão relacionados à precipitação de carbetos [52].

FARNEZE et al. [10], também verifica uma ligeira queda da tenacidade tanto para os metais de solda obtidos pelo processo de eletrodo revestido quanto os obtidos pelo processo de arame tubular do tipo metal cored, após TTPS de 2 horas. Segundo o autor [10], esta queda de tenacidade estaria associada a uma porcentagem maior de 75 % de ferrita acicular em sua microestrutura, para o caso de metais de solda obtidos pelo processo de eletrodo revestido, uma vez que estes teores maiores estariam associados a microestruturas martensíticas, principalmente em função do Mn, Ni e Mo, o que teria um efeito negativo na tenacidade, conforme estudo prévio de ZHANG et al. [40]. No presente estudo, não se verifica maior ocorrência de ferrita acicular e sim de precipitação de carbetos

IV.5 – Considerações sobre Resultados

De uma forma geral, os resultados das propriedades mecânicas foram muito próximos e com comportamento similar para ambos os preaquecimentos utilizados neste estudo de 200℃ e 250℃, conforme ilustrado na Tabela IV. 1.

Conforme as Figuras IV.1 e IV.2 mostraram, os metais de solda do presente estudo conseguem associar melhor tenacidade e resistência mecânica do que os resultados de arames tubulares de FARNEZE et al. [10], com exceção dos seus resultados com eletrodos revestidos. No entanto, como o autor verifica em seu estudo [10], o processo com arames tubulares são bem mais eficientes em termos de produtividade.

Ainda que satisfatórios, os resultados de resistência mecânica e energia absorvida nos ensaios de impacto obtidos pelo presente estudo foram menores que os obtidos por SURIAN et al. [21], em estudo recente para eletrodos de arame tubular do tipo flux cored com a mesma classe de resistência de 110 Ksi, na condição como soldado. Esta diferença de propriedades

mecânicas em relação aos resultados de SURIAN et al. [21] pode estar associada ao aporte térmico diferente, de 1,3 KJ/mm, utilizados no estudo.

Com relação às diferentes temperaturas de preaquecimento, os resultados das propriedades mecânicas obtidos não permitiram identificar qual das condições de preaquecimento seria mais favorável, conforme mostra Tabela IV.1, uma vez que a dispersão dos resultados não é tão grande entre os dois preaquecimentos.

Para ambos os preaquecimentos, verificou-se que a resistência mecânica se manteve estável para diferentes períodos de TTPS, enquanto a tenacidade diminuiu continuamente.

Conforme pode ser observado na Tabela IV.1, dentre todas as condições estudadas, a que apresentou as melhores propriedades mecânicas, atendendo com maior margem de segurança aos requisitos mínimos por norma [19,20] foi a amostra com preaquecimento de 200℃ e TTPS de 2 horas.

Ficou clara que a esta queda da tenacidade após períodos maiores de TTPS, estaria associada ao decoramento dos contornos de grão da austenita prévia por precipitação de carbetos e pela presença de constituintes A-M nesses contornos.

Tabela IV.1 – Resultados das propriedades mecânicas para todas as amostras.

	Pré - aquecimento							
	200°C				**250°C**			
	CS	**TTPS 1h**	**TTPS 2hs**	**TTPS 3hrs**	**CS**	**TTPS 1h**	**TTPS 2hs**	**TTPS 3hrs**
Resistência (Mpa)	698	712	751	727	690	732	697	695
Alongamento (%)	22,86	25,14	21,43	22,86	22,86	25,71	25,43	22,84
Dureza (HV) Média	255	270	260	260	250	255	260	255
Energia de absorvida ao impacto (-20°C)	80,2	73,3	63,8	49,5	76,8	66,3	66,3	50,8

Diante dos resultados apresentados pelo presente estudo e comparação com a literatura [10,21,39,40,47,52], percebe-se que diferentes comportamentos podem ser verificados no que diz respeito às propriedades mecânicas e microestrutura, inclusive melhorias, em função dos parâmetros de soldagem para estes consumíveis.

Diante dos resultados obtidos pela literatura [10,21] para arames tubulares de mesma classe de resistência e diâmetros próximos, onde verificaram-se uma relação propriedades mecânicas x microestrutura diferentes, com a utilização de diferentes aportes térmicos, verifica-se que o consumível do presente estudo poderia apresentar um desempenho das propriedades mecânicas melhor com aportes térmicos menores. Desta forma, sugere-se que mais estudos sejam realizados para avaliar os diferentes resultados para aportes térmicos diferentes utilizados no processo de soldagem.

CAPÍTULO V - CONSIDERAÇÕES FINAIS

Novas aplicações e exigências de funcionamento exigem o desenvolvimento e aperfeiçoamento de técnicas e materiais de soldagem para os diversos equipamentos.

A necessidade de um melhor custo x benefício para a soldagem de amarras de ancoragem, associada à uma maior confiabilidade das propriedades mecânicas, atendendo com maior segurança aos requisitos mínimos estabelecidos por norma [20], levou a procura do melhor processo de soldagem, tipo de eletrodo e tratamentos térmicos.

Dando sequencia a trabalhos anteriores [1-18], onde se comprovou a viabilidade do processo de soldagem com arames tubulares para amarras de ancoragem, procurou-se verificar uma melhora nas propriedades mecânicas com a utilização de um eletrodo tubular do tipo flux cored, com maior produtividade, aumentando o leque de opções para este tipo de processo de soldagem.

Dentro do escopo do presente trabalho, procurou-se avaliar a influência de diferentes pré-aquecimentos e do tempo de tratamento térmico pós soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda, visando sempre a melhor relação tenacidade x resistência x microestrutura do metal de solda em função destes parâmetros.

Neste contexto, o presente trabalho propiciou uma evolução na qualidade e confiabilidade das propriedades mecânicas obtidas, assim como um mapeamento em função das propriedades mecânicas e microestruturas, dos tratamentos térmicos a serem realizados para este processo obtendo-se as melhores propriedades mecânicas possíveis para um mesmo metal de solda.

Com relação aos parâmetros diferentes de pré-aquecimento, apesar de algumas diferenças nas propriedades mecânicas, não foi possível verificar grandes diferenças a ponto de ser vantajoso um pré-aquecimento à temperaturas maiores. Estas pequenas diferenças nas propriedades mecânicas inclusive, podem estar associadas às diferentes percentagens de regiões colunares e reaquecidas, assim como o número de passes, para as amostras com pré-aquecimento à 200°C e 250℃.

O presente estudo permitiu verificar, em relação à literatura [10,21,39,46], o processo de soldagem com arames tubulares do tipo flux cored, apesar de apresentarem uma produtividade superior à outros processos, não garante as melhores propriedades mecânicas dentre eletrodos desta classe de resistência.

Vale ressaltar as influências dos elementos de liga, como o Cr, Ni, Mo, e Mn, nas propriedades mecânicas e microestruturais, influenciando na precipitação de carbetos, diminuindo a definição das zonas colunares e reaquecidas, inviabilizado inclusive, períodos maiores de TTPS, uma vez que contribuíram para a queda de tenacidade verificada.

CONCLUSÕES

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

a) Todas as amostras para os diferentes preaquecimentos e tratamentos térmicos pós-soldagem obtiveram valores aceitáveis, acima dos valores mínimos requeridos.
b) Apesar dos resultados de propriedades mecânicas se apresentarem acima dos limites aceitáveis, os valores de resistência mecânica obtidos para todos os casos foram muito próximos ao limite mínimo, apresentando pequena margem de segurança.
c) Apesar das pequenas diferenças de propriedades mecânicas para os diferentes preaquecimentos, não foi verificada a vantagem em se realizar um preaquecimento à 250℃, visto que não houveram significativas melhoras das propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda com relação ao preaquecimento à 200℃. Em ambos os casos, verificou-se uma queda considerável de tenacidade após TTPS de 2 e 3 horas.
d) De uma forma geral, o processo com preaquecimento a 200℃ e TTPS de 2 horas apresentou as melhores combinações de produtividade e propriedades mecânicas.
e) A principal causa da queda de tenacidade para ambos os preaquecimentos após tempos maiores de TTPS é a precipitação de carbetos nos contornos de grãos da austenita previa, em conjunto com o decoramento destes contornos com a presença de constituinte A-M, que ao se decompor após tempos maiores de TTPS, contribuem para o aumento da precipitação nos contornos.

SUGESTÕES

As observações e conclusões realizadas no presente estudo permitem avaliar possíveis melhorias e estudos que incrementem no desempenho do referido processo de soldagem.

Desta forma, algumas sugestões seguem-se abaixo de forma a se obter resultados ainda melhores e mais confiáveis para a soldagem de amarras de ancoragem offshore:

a) Realizar um estudo comparativo para o mesmo processo de soldagem com arames tubulares do tipo metal cored para a mesma classe de resistência.
b) Análise da microestrutura do metal de solda por microscopia eletrônica de transmissão, para uma melhor observação microestrutural e avaliação dos tipos de carbetos formados;
c) Realizar um mapeamento da influência dos principais elementos químicos no tratamento térmico pós-soldagem.
d) Efetuar um estudo em função de diferentes parâmetros de soldagem, de forma a avaliar uma tendência de melhora nas propriedades mecânicas para o tipo de arame tubular flux cored, em especial diferentes aportes térmicos.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] PAIVA, A.M.C.; “Integridade de Sistemas de Ancoragem: contribuições às metodologias de análise”, Dissertação de M.T., COCPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2000.

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

[3] 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, vol. 9, no. 4, dezembro, p.205 - 212, 2004.

[4] JORGE, J. C. F. et al. “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. , vol. 9, no. 4, dezembro, , p.192-197, 2004.

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

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

[7] JORGE,J.C.F. et al., “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.

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

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

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

[11] VOGEL,J.P., Contribuição à metodologia de estudo de viabilidade técnica e econômica – EVTE. Uma aplicação para o setor petrolífero, Dissertação M.T., CEFET-RJ, maio, 2000.

[12] MEDEIROS, L.F.F., Estudo da vida em fadiga de amarras de aço API-2F utilizando a técnica de flexão rotativa, Dissertação M.T., CEFET-RJ, outubro, 2003.

[13] BARBOSA,R.P., Modelagem do efeito das tensões residuais na vida em fadiga de amarras de aço através do método de elementos finitos, Dissertação M.T., CEFET-RJ, novembro, 2004.

[14] PACHECO, P.M.C.L. et al.; "Modeling the residual life of recovered schackles", Proceedings of 20th International Conference On Offshore Mechanics And Arctic Engineering, Junho, 3-8, 2001 - Rio de Janeiro, Brazil , Paper 3399, 2001.

[15] JORGE, J.C.F. et al.; "Influence of welding procedure on the microstructure and mechanical properties of an ASTM A 148 GR. 80 50 steel anchor schackle", In: Jornadas SAM-CONAMET, AAS, Set, Argentina, 2001.

[16] PACHECO, P.M.C.L. et al.; "Residual stress analysis of studless chain links repaired by welding", IN: 27° Seminário de Inspeção de Equipamentos, Brazil, 2001.

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

[18] PINHEIRO,M.M. et al.; "Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturas de metal de solda de aço de alta resistência obtidos pelo processo arame tubular tipo metal cored", 67° Congresso Internacional da Associação Brasileira de Metalurgia, Rio de Janeiro, Brasil, Julho-Agosto, 2012.

[19] International Association of Classification Societies, W22, Offshore Mooring Chain, 2011.

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

[21] SURIAN, E., et al.; "SMAW, FCAW and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties". Welding Journal, Vol. 89, Março 2010, 54-64-s

[22] NORRISH, John, Advanced Weld Procedures, 1992, IOP Publishing, p. 62-70

[23] WELDING HANDBOOK; "Flux Cored Arc Welding", v.2, 9 ed., chapter 5, Miami, USA, Annette O'Brien Editor, 2004

[24] MYERS, Dwight. Metal Cored Wires: Advantages and Disadvantages, Welding Journal, no 81, pg 39-42, Setembro 2002

[25] FRENCH, I. E.; BOSWORTH, M. R.; " A Comparison of Pulsed and Conventional Welding with Basic Flux Cored and Metal Cored Welding Wires", Welding Journal, v. 76, n. 6, pp. 197s-205s, Junho. 1995

[26] RISSONE, N. et al.; "Influence of Procedure Variables on C-Mn-Ni-Mo Metal Cored Wire Ferritic All-Weld Metal"; The Welding Journal, Miami, p. s-139 – 148; Setembro 2005

[27] SVOBODA, Hernán G. et al..; “Efecto del Procedimiento de Soldadura en las Propiedades Mecánicas y la Microestructura del Metal de Aporte Puro de Aceros Ferríticos de Alta Resistencia Depositados con Alambres Tubulares”; Soldagem Insp. São Paulo, Vol. 12, No. 2, p.124-132, Abril/Junho 2007

[28] ABSON, D. J.and PARGETER, R. J.; “Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabricatons”, International Metals Reviews31(4), p. 141-194. , 1986.

[29] HUISMAN, M. D. 1996. “Flux and metal cored wires, a productive alternative to stick electrodes and solid wires”; Svetsaren 51, No. 1-2.

[30] LYTTLE, K. 1996. “Metal cored wires: Where do they fit in your future?”; The Welding Journal, Miami; pg : 35-38

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

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

[33] AS 4458—1997, Pressure equipment — Manufacture, Australian Standard; Standards Association of Australia, 1997

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

[35] TRINDADE, V. B. et al.; “Influência da Adição de Níquel na Tenacidade de Metais de Solda de Aços C-Mn Antes e Após Tratamento Térmico de Alívio de Tensões”. Soldagem Insp., Vol. 10, No. 4, Outubro-Novembro 2005, p. 164-171.

[36] JORGE, C. F. J.; et al.; “Microscopia Eletrônica de Varredura em Cordões de Solda de Aços de Alta Resistência”, Soldagem & Materiais, v.1, n. 3, pp. 44-50, Julho. 1989

[37] WIDGERY, D. J.; “Stress-Relievable Rutile Flux-Cored Wires – a New Approach”; Svetsaren, No. 1-2, 1997, p. 45-48

[38] SURIAN, E., et al.; “Influence of Mn content on mechanical properties and microstructure of a high strength SMA electrode weld metal”. IIW-IIS Doc. II-A-724-87, 1987.

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

[40] ZHANG, Z.; et al..; “Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of CMn-Ni Weld Metals”, Welding Journal, v. 76, n. 5, pp. 183s – 196s, Maio 1997.

[41] EVANS, G. M.; “The Efect of Nickel on the Microestruture and Proprieties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”. Welding Research Abroad Vol. XXVII No. 2, 3 Fevereiro/ Março 1991

[42] AWS 5.5-96, Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding, American Welding Society, 1996.

[43] WELDING HANDBOOK; “Welding Science and Technology”, v.1, 9ª ed., Capítulos 3 e 12, Miami, USA, Annette O’Brien Editor, 2003

[44] DE PAULA, A. G. G.; “Influência da Utilização dos Processos de Soldagem pro Eletrodos Revestidos (SMAW), Arame Sólido com Proteção Gasosa (MAG), Arame Tubular com Proteção Gasosa – Dualshield (FCAW) e Arco Submerso Semi-Automático (SAW), no Custo e no Prazo de Fabricação de Estruturas Metálicas”, In: Anais do XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 271-280, Guarujá, SP, Outubro, 1987.

[45] PECLY, P. H. R.; et al.; “Estudo Econômico comparativo entre os Processos de Soldagem Arame Tubular (Semi-Automatizado e Mecanizado) e Eletrodo Revestido”. XXVIII Congresso Nacional de Soldagem, CT 20, São Paulo, SP, Novembro, 2002

[46] JORGE, C.F.J., et al.; “Evaluation of the mechanical proprieties of welded links of high strength mooring chains after fatigue testing”. XXXIV CONSOLDA- National Welding Congress, São Paulo, SP, Maio, 2008.

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

[48] 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”, tese M.T., COPPE/Universidade Federal do Rio de Janeiro, Agosto, 2008

[49] MODENESI, P.J., “Soldabilidade dos Aços Transformáveis”, tese M.T., UFMG, Julho, 2008

[50] 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”, Tese M.T., UNESP, Novembro, 2008

[51] HARRISON, P.; FARRAR, R.; “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and CMn-Ni Weld Metals. Part 1 – microstructural Development”, Metal Construction, v. 19, n. 7, pp. 392R – 399R, Julho, 1987

[52] SURIAN, E. et al.; Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties; Welding Research, Abril, 2005,53-62s