

**FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITARIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PÓS GRADUAÇÃO, PESQUISA E EXTENSÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS**

ROGÉRIO DA SILVA CAROLINO

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DAS JUNTAS
SOLDADAS MULTIPASSE DO AÇO A516 GRAU 70 PELOS
PROCESSOS ELETRODO REVESTIDO E ARAME TUBULAR
UTILIZADAS EM VASO DE PRESSÃO**

VOLTA REDONDA

2013

FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITARIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PÓS GRADUAÇÃO, PESQUISA E EXTENSÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS

**ANÁLISE MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DAS JUNTAS
SOLDADAS MULTIPASSE DO AÇO A516 GRAU 70 PELOS
PROCESSOS ELETRODO REVESTIDO E ARAME TUBULAR
UTILIZADAS EM VASO DE PRESSÃO**

Dissertação apresentada ao Mestrado
Profissional em Materiais do Centro
Universitário de Volta Redonda - UniFOA,
como requisito obrigatório para obtenção do
título de Mestre em Materiais

Aluno:

Rogério da Silva Carolino

Orientador: Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro

VOLTA REDONDA

2013

FUNDAÇÃO OSWALDO ARANHA
CENTRO UNIVERSITARIO DE VOLTA REDONDA
PRO-REITORIA DE PÓS GRADUAÇÃO, PESQUISA E EXTENSÃO
PROGRAMA DE MESTRADO PROFISSIONAL EM MATERIAIS

FICHA CATALOGRÁFICA

Bibliotecária: Alice Tacão Wagner - CRB 7/RJ 4316

C292a Carolino, Rogério da Silva.

Análise microestrutural e mecânica das juntas soldadas multipasse do aço A516 grau 70 pelos processos eletrodo revestido e arame tubular utilizadas em vaso de pressão. / Rogério da Silva Carolino. – Volta Redonda: UniFOA, 2013.

74 p. : II

Orientador: Rosinei Batista Ribeiro

Dissertação (Mestrado) – UniFOA / Mestrado profissional em materiais, 2013.

1. Tratamento térmico- dissertação. 2. Aço ASTM 516. I. Ribeiro, Rosinei Batista. II. Centro Universitário de Volta Redonda. III. Título.

CDD – 620.1

FOLHA DE APROVAÇÃO

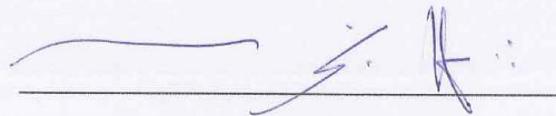
Aluno: Rogerio da Silva Carolino

ANÁLISE MICROESTRUTURAL E MECÂNICA DAS JUNTAS
SOLDADAS MULTIPASSE DO AÇO A516 GRAU 70 PELOS
PROCESSOS ELETRODO REVESTIDO E ARAME TUBULAR
UTILIZADAS EM VASO DE PRESSÃO

Orientador:

Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro

Banca Examinadora



Prof. Dr. Rosinei Batista Ribeiro



Prof. Dr. José Vitor Candido de Souza



Prof. Dr. Jorge Luiz Rosa

Dedico à minha mãe (*in memoriam*)
e minha querida filha Rogéria.

AGRADECIMENTOS

À Deus e a Jesus por esta oportunidade de desenvolvimento do conhecimento.

Ao meu Orientador Professor Rosinei Batista Ribeiro (D.Sc.) e ao Coorientador Professor Carlos Roberto Xavier (D.Sc.), pela dedicação e pelos valiosos ensinamentos, paciência e amizade.

À equipe de Professores do Programa de Mestrado Profissional em Materiais pelos valorosos conhecimentos transmitido nas disciplinas que foram ministradas ao longo deste curso.

Ao Professor Jorge (M.Sc.) da UNESP, pelo inestimável auxílio na realização da microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Aos meus pais Evilacio Dornel Carolino (em memória) e Maria da Conceição Gonçalves Carolino, por toda dedicação, amor, orientação e incentivo, bases dos alicerces da minha caminhada.

À minha namorada Celi Pequeno Sales e minha filha pela compreensão nos momentos em que estive ausente e por toda ajuda, amor e motivação que sempre procuraram transmitir ao longo desta jornada.

Aos meus irmãos Evilácio, Natalícia e Lélis pelo carinho, apoio e incentivo.

Ao meu tio Argemiro Guilherme (em memória) pelo apoio, carinho e afeto.

Ao Engenheiro Luiz Antonio Fazanaro e a CONFAB EQUIPAMENTOS, pelo fornecimento de materiais necessários para soldagem.

Aos Professores do MEMAT, pela paciência imprescindíveis apoios e orientações.

Aos funcionários do Programa de Mestrado Profissional em Materiais Luciano e Dirceu, pela paciência, dedicação e presteza.

Ao Consorcio QGGI, pelo inestimável suporte técnico e operacional para execução das soldagens.

A todos familiares e amigos, que direta ou indiretamente colaboraram para elaboração deste trabalho.

RESUMO

Apesar dos grandes progressos tecnológicos na área de soldagem nas industriais mecânicas ainda tem sido muito utilizado o processo de soldagem SMAW (eletrodo revestido) em vaso de pressão. O processo de soldagem SMAW (eletrodo revestido) tem baixa produtividade em comparação a outros processos de soldagem tais como os arames tubulares autoprotetidos processo (FCAW), que tem grande produtividade e são largamente utilizados para fabricação de vários equipamentos. Porém, na produção de vaso de pressão seu uso é restrito, por não atenderem aos requisitos estabelecidos pelas normas de fabricação. Foram comparadas as características microestruturais e mecânicas de junta soldada pelos processos SMAW e FCAW do aço ASTM A 516 grau 70. Para o processo de soldagem SMAW foram utilizados eletrodos revestidos para soldagem do passe de raiz, de enchimento e acabamento e para o processo de soldagem FCAW foi utilizado o arame tubular autoprotetido do passe de raiz e de enchimento e acabamento. No processo de soldagem foram monitorados o tipo de corrente, polaridade tensão de soldagem, aporte térmico, temperatura interpasse e tratamento térmico. Analisando as microestruturas por meio de microscópio eletrônico de varredura MEV e microscópio óptico MO, os ensaios de impacto e de tração e como resultados esperados os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico após soldagem, análise da tenacidade e microestrutural.

Palavras chave: Aço ASTM 516, SMAW, FCAW, Tratamento térmico, Tenacidade.

ABSTRACT

In spite of the great technological advances in welding in the mechanical industry has also been used the SMAW welding process (SMAW) in the pressure vessel. The SMAW welding process (SMAW) have low productivity compared to other welding processes such as flux cored wires process (FCAW) that has high productivity and are widely used for manufacturing of various equipment. However, the production of pressure vessel and restricted its use, especially the welds produced do not meet the requirements established by the standards of fabrication. Microstructural and mechanical properties of welded joint for SMAW and FCAW processes steel ASTM A 516 Grade 70 were compared. For SMAW welding process will be used core electrodes for welding the root pass and filling and finishing and the FCAW welding process will be cored wire in root pass and filling and finishing pass. The ASTM A516 grade 70 carbon steel and a structural classified by ASTM A516, 1990, according to its mechanical properties. In the welding process will be monitored type of current voltage polarity welding heat input and interpass temperature heat treatment, analyzing the microstructures by scanning electron microscope SEM and optical microscope, impact tests and tensile and expected results as the bodies evidence will be subjected to heat treatment after welding, toughness and microstructural analysis.

Keywords: Steel ASTM A 516, SMAW, FCAW, Heat treatment, Toughness.

SUMÁRIO

| | | |
|--------------|---|-----------|
| 1 | INTRODUÇÃO..... | 15 |
| 2 | OBJETIVOS..... | 16 |
| 3 | REVISÃO BIBLIOGRÁFICA..... | 17 |
| 3.1 | Análise comparativa entre eletrodo revestido e arame tubular..... | 17 |
| 3.1.1 | Aspectos fundamentais do processo com eletrodo revestido..... | 17 |
| 3.1.2 | Aspectos fundamentais do processo com arame tubular..... | 18 |
| 3.1.3 | Abordagem comparativa..... | 21 |
| 3.2 | Relação tenacidade / microestrutura em metais de solda..... | 25 |
| 3.2.1 | Terminologia e aspectos das microestruturas..... | 25 |
| 3.2.2 | O efeito do tamanho de grão..... | 29 |
| 3.2.3 | Efeito da soldagem multipasse na microestrutura..... | 29 |
| 3.2.4 | A influência dos elementos de liga..... | 30 |
| 3.3 | Efeitos do tratamento térmico pós-soldagem em metais de solda..... | 34 |
| 4 | MATERIAIS E MÉTODOS..... | 38 |
| 4.1 | Materiais..... | 38 |
| 4.1.1 | Material de base..... | 38 |
| 4.1.2 | Materiais de Adição..... | 38 |
| 4.2 | Procedimento de soldagem..... | 38 |
| 4.3 | Tratamentos térmicos..... | 42 |
| 4.4 | Análise da produtividade..... | 43 |
| 4.4.1 | Ensaio de Tração..... | 44 |
| 4.4.2 | Ensaio de Impacto Charpy-V..... | 44 |
| 4.4.3 | Ensaio de Dureza..... | |
| 4.5 | Ensaio Metalográfico..... | |
| 4.5.1 | Corte e Preparação da Amostra..... | 46 |
| 4.5.2 | O Embutimento da Amostra..... | 47 |

| | | |
|-------|--|----|
| 4.5.3 | Polimento..... | 48 |
| 5 | RESULTADOS..... | 50 |
| 5.1 | Taxa de Reposição..... | 50 |
| 5.2 | Análise Química..... | 50 |
| 5.3 | Ensaio Mecânico..... | 50 |
| 5.3.1 | Ensaio de Tração..... | 50 |
| 5.3.2 | Ensaio de Impacto Charpy-V..... | 51 |
| 5.3.3 | Ensaio de Microdureza..... | 52 |
| 5.4 | Ensaio Metalográfico dos Materiais Depositados..... | 54 |
| 5.4.1 | Micrografia..... | 54 |
| 5.4.2 | Macrografia..... | 55 |
| 5.4.3 | EDS..... | 60 |
| 6 | DISCUSSÃO..... | 62 |
| 6.1 | Produtividade..... | 62 |
| 6.2 | Propriedades Microestruturais e Mecânicas dos Metais de Solda..... | 62 |
| 6.2.1 | Aspectos Microestruturais..... | 63 |
| 6.2.2 | Propriedades Mecânicas..... | 64 |
| 6.3 | Produtividade..... | 64 |
| 7 | CONSIDERAÇÕES FINAIS..... | 67 |
| 7.1 | Conclusões..... | 68 |
| 7.2 | Sugestões de Continuidade..... | 69 |
| 8 | REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS..... | 70 |

LISTA DE FIGURAS

| | | |
|------------|--|----|
| Figura 1. | Elementos de um circuito de soldagem por eletrodo revestido..... | 17 |
| Figura 2. | Diferentes componentes que envolvem o eletrodo e a solda associada quando o arco é formado..... | 18 |
| Figura 3. | Diferentes componentes que envolvem o processo FCAW e as suas variações..... | 19 |
| Figura 4. | Equipamento básico para soldagem com FCAW..... | 20 |
| Figura 5. | Redução nos ângulos de preparação de chanfros. Maiores ângulos para eletrodos revestidos e menores ângulos para arames tubulares..... | 23 |
| Figura 6. | Efeito da temperatura de transformação na microestrutura e na tenacidade do metal de solda..... | 28 |
| Figura 7. | Esquema ilustrativo do efeito do segundo cordão sobre o metal de solda, na região de recristalização prévia em uma solda multipasse. Fonte: VEDIA e SVOBODA, 2004..... | 30 |
| Figura 8. | Efeitos da concentração de Mn e Ni na tenacidade à – 60°C, como previsto usando os modelos de rede neural. Fonte: do autor..... | 33 |
| Figura 9. | Detalhes da geometria da junta utilizada (Cotas em mm)..... | 39 |
| Figura 10. | Preparação do chanfro da junta para soldagem..... | 39 |
| Figura 11. | Controle de Temperatura interpasse através de lápis térmico..... | 40 |
| Figura 12. | Detalhe da sequência de soldagem com eletrodo revestimento..... | 40 |
| Figura 13. | Detalhe da sequência de soldagem com arame tubular..... | 41 |
| Figura 14. | Apresenta soldagem do passe de raiz da junta..... | 42 |
| Figura 15. | Tratamento Térmico para Alívio de Tensão em Forno da marca QUIMIS..... | 43 |
| Figura 16. | Máquina de ensaios a tração da marca EMIC DL 10000..... | 44 |
| Figura 17. | Máquina para ensaios de impacto da marca PANTEC modelo PS 30..... | 45 |
| Figura 18. | Máquina para ensaios Microdureza Vicker marca DHV 1000..... | 45 |
| Figura 19. | Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers..... | 46 |

| | | |
|------------|--|----|
| Figura 20. | CORTADORA METALOGRAFICA marca TECLAGO modelo C M-40..... | 47 |
| Figura 21. | EMBUTIDORA METALOGRÁFICA TECLAGO modelo EM – 30 D.... | 47 |
| Figura 22. | AMOSTRA EMBUTIDA COM BAQUEELITE PARA LIXAMENTO..... | 48 |
| Figura 23. | Máquina de polimento AROTEC modelo AROPOL 2 V..... | 49 |
| Figura 24. | Sequência de lixas para polimento 220, 320, 400, 600, 1000, 1200.. | 49 |
| Figura 25. | Comparativo de Perfil de Dureza Vickers entre o Eletrodo Revestido e o Arame Tubular corresponde a linha de centro da junta soldada, indo do nível da superfície da chapa até a raiz da solda..... | 53 |
| Figura 26. | Comparativo da média de Perfis de Durezas Eletrodo Revestido e Arame Tubular..... | 53 |
| Figura 27. | Aspecto macrográfico das juntas soldadas..... | 54 |
| Figura 28. | Aspecto microestrutural junta soldada eletrodo revestido (ZTA)..... | 55 |
| Figura 29. | Aspecto microestrutural junta soldada eletrodo revestido(Metal de solda)..... | 55 |
| Figura 30. | Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (ZTA)..... | 56 |
| Figura 31. | Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Metal de solda)..... | 56 |
| Figura 32. | Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Raiz)..... | 56 |
| Figura 33. | Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Raiz)..... | 57 |
| Figura 34. | Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)..... | 57 |
| Figura 35. | Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)..... | 57 |
| Figura 36. | Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)..... | 58 |
| Figura 37. | Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido ER-12 (MEV)..... | 58 |
| Figura 38. | Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)..... | 59 |
| Figura 39. | Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)..... | 59 |
| Figura 40. | Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)..... | 59 |
| Figura 41. | Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)..... | 60 |
| Figura 42. | Espectroscopia de Energia Dispersiva a amostra AT3..... | 61 |

LISTA DE TABELAS

| | | |
|------------|--|----|
| Tabela 1. | Terminologia dos constituintes microestruturais presentes no metal de solda segundo IIW (IIW oc. Nº IX – 1533-88; 1988)..... | 26 |
| Tabela 2. | Propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 GRAU 70..... | 38 |
| Tabela 3. | Composição química dos consumíveis conforme dados dos fabricantes (% em peso)..... | 38 |
| Tabela 4. | Parâmetros da soldagem com eletrodo revestido E71T1..... | 41 |
| Tabela 5. | Parâmetros da soldagem com arame tubular E 71T1r..... | 41 |
| Tabela 6. | Taxa de deposição dos processos eletrodo revestido e arame tubular..... | 50 |
| Tabela 7. | Composição química dos metais de solda (% em peso)..... | 50 |
| Tabela 8. | Resultados dos ensaios de tração..... | 51 |
| Tabela 9. | Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (em Joules)..... | 51 |
| Tabela 10. | Resultados dos ensaios de Microdureza Vickers..... | 52 |

LISTA DE SIGLAS

| Abreviatura / símbolo | Significado | Unidade |
|--------------------------|---|---------------------|
| A | Corrente | Ampére |
| Al | Alongamento | mm/mm |
| AM | Microconstituente formado por austenita retida e martensita | - |
| ASTM | American Society for Testing and Materials | - |
| AT | Aporte térmico | KJ/mm |
| AWS | America Welding Society | - |
| CS | Como Soldado | - |
| FA | Ferrita acicular | - |
| FCAW | Flux Cored Arc Welding | - |
| FP | Ferrita primária | - |
| FS | Ferrita com segunda fase | - |
| FSA | Ferrita com segunda fase alinhada | - |
| FSNA | Ferrita com segunda fase não alinhada | - |
| HV | Dureza Vickers | Kgf/mm ² |
| IIW | Internacional Institute of Welding | - |
| J | Energia absorvida | Joule |
| LE | Limite de escoamento | MPa |
| LR | Limite de resistência | MPa |
| MET | Microscopia eletrônica de transmissão | - |
| MEV | Microscopia eletrônica de varredura | - |
| MO | Microscopia ótica | - |
| SMAW | Shielded Metal Arc Welding | - |
| TRC | Transformação com resfriamento contínuo | - |
| TTAT | Tratamento térmico de alívio de tensão | - |
| V | Tensão | volt |

1 INTRODUÇÃO

O tema proposto vem de encontro da necessidade de otimização do processo produtivo das indústrias petrolífera e petroquímica devida grande demanda de produção de petróleo e seus derivados e conseqüentemente a necessidade de armazenamento de produtos aliada a confiabilidade e adequação dos custos devido a grande competitividade cada vez mais presente na engenharia de fabricação e na montagem de seus componentes.

Existem vários estudos relacionados com o tema proposto explorando a utilização do aço ASTM A516 grau 70, verificando sua soldabilidade através de outros processos de soldagem fazendo comparações que muito contribuem para o desenvolvimento.

Estudos anteriores (SUMAN, 2003), (JORGE *et al.*, 1990) e (JORGE *et al.*, 2001) têm demonstrado que, os metais de solda apresentam uma tendência para redução da tenacidade após Tratamento Térmico de Alívio de Tensão, e quando se trata de solda multipasse, aparecem limitações em suas aplicações, sendo objeto de análises mais detalhadas. O presente trabalho busca comparar as propriedades mecânicas e microestruturais causadas no material empregando estes processos, buscando o desenvolvimento de novas alternativas de soldagens que contribuam para otimização da fabricação de vasos de pressão.

2 OBJETIVOS

O presente trabalho tem por objetivo geral realizar uma análise comparativa dos processos eletrodo revestida (SMAW) e arame tubular (FCAW) em termos de produtividade e propriedades mecânicas, com a utilização de metais de solda de alta resistência.

Para tanto pode – se dividir o trabalho nos seguintes objetivos específicos:

- Analisar comparativamente o aspecto produtivo das soldagens realizadas com os processos SMAW e FCAW;
- Comparar as propriedades mecânicas do metal de solda obtidos pelos processos em questão, e a relação com suas características microestruturais;
- Comparar o comportamento de tenacidade das juntas soldadas, após o tratamento de alívio de tensões (TTAT).

Para alcançar estes objetivos, os capítulos deste trabalho foram delineados conforme a estrutura mostrada a seguir:

- Capítulo I: É constituído de uma revisão bibliográfica, abordando as informações elementares que envolvem o estado da arte dos processos eletrodo revestido e arame tubular, inserindo a comparação entre os dois processos. Também foram abordados, neste capítulo, os aspectos que envolvem a relação tenacidade / microestrutura do metal de solda do aço A516 Grau 70 e bem como os efeitos do tratamento térmico pós-soldagem;
- Capítulo II: Consiste na apresentação da metodologia, dos materiais e os equipamentos utilizados para realização dos ensaios mecânicos, além dos dados colhidos durante as soldagens;
- Capítulo III: mostra os resultados dos cálculos para análise da produtividade e dos ensaios mecânicos e metalográficos;
- Capítulo IV: discute-se os resultados alcançados, correlacionado com os trabalhos desenvolvidos por outros pesquisadores;

- Capítulo V: apresenta as conclusões do trabalho e sugestões para continuidades em trabalhos futuros.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1.1 Aspectos fundamentais do processo de soldagem SMAW

Eletrodo Revestido

O processo de soldagem com eletrodo revestido também conhecido SMAW (Shielded Metal Arc Welding) consiste na abertura e manutenção de um arco elétrico entre o eletrodo revestido e a peça a ser soldada, de modo a fundir simultaneamente o eletrodo e a peça de trabalho. O processo se realiza manualmente, onde o comprimento do arco, a poça de fusão e o deslocamento do eletrodo ao longo da junta são controlados pelo soldador (WELDING HANDBOOK, 2004). As Fig. 1 e Fig. 2 ilustram os princípios da soldagem por SMAW.

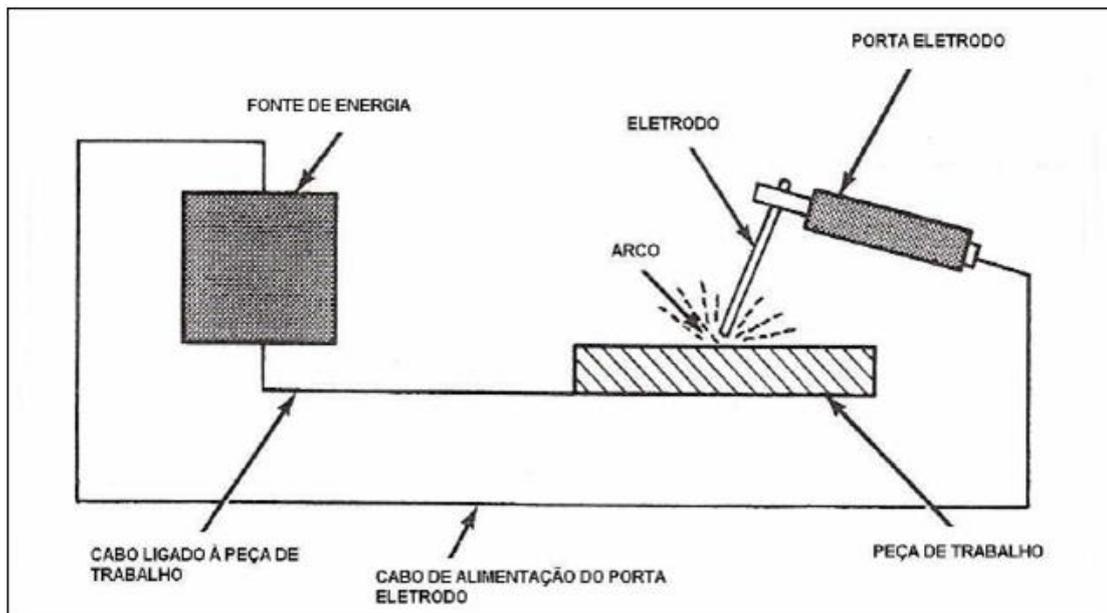


Figura 1. Elementos de um circuito de soldagem por eletrodo revestido.
Fonte: Welding Handbook (2004).

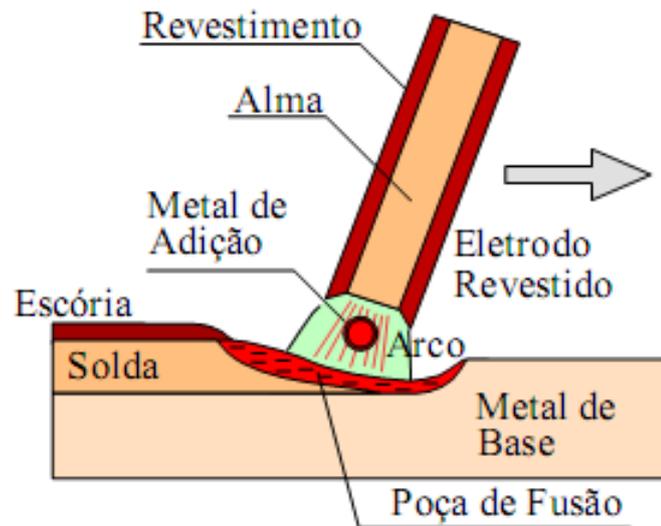


Figura 2. Diferentes componentes que envolvem o eletrodo e a solda associada quando o arco é formado.

Fonte: Marques, Modesini e Bracarense (2005).

A soldagem com eletrodos revestidos obtém a união das peças pelo seu aquecimento localizado com um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo metálico consumível, recoberto com um fluxo (eletrodo revestido), e a peça (Fig. 1). O revestimento é consumido junto com o eletrodo pelo calor do arco desempenhando uma série de funções fundamentais ao processo de soldagem como, por exemplo, a estabilização do arco, a proteção do metal fundido pela formação de escória e de gases e a adição de elementos de liga e de desoxidantes à poça de fusão metal de solda.

3.1.2 Aspectos fundamentais do processo de soldagem FCAW

Arame Tubular

A soldagem com arame tubular FCAW (Flux Cored Arc Welding) é um processo de soldagem onde a coalescência entre metais é obtida através de arco elétrico entre o eletrodo e a peça elétrica. A proteção do arco é feita pelo fluxo interno do arame podendo ser ou não, complementada por um gás de proteção. Além de proteger o arco elétrico da contaminação da atmosfera, o fluxo interno do arame pode também atuar como oxidante através da escória formada, acrescentar

elementos de liga ao metal de solda e estabilizar o arco. Neste processo existem duas variações básicas.

Uma que é realizada com eletrodo tubular auto protegido, onde toda proteção necessária é dada pelo próprio fluxo contido no núcleo do eletrodo e a outra, que é realizada por um eletrodo tubular em que a proteção recebe a adição de um fluxo de gás fornecido por uma fonte externa (MARQUES, MODENESI, e BRACARENSE, 2005).

A Figura 3 ilustra os princípios básicos da soldagem com FCAW.

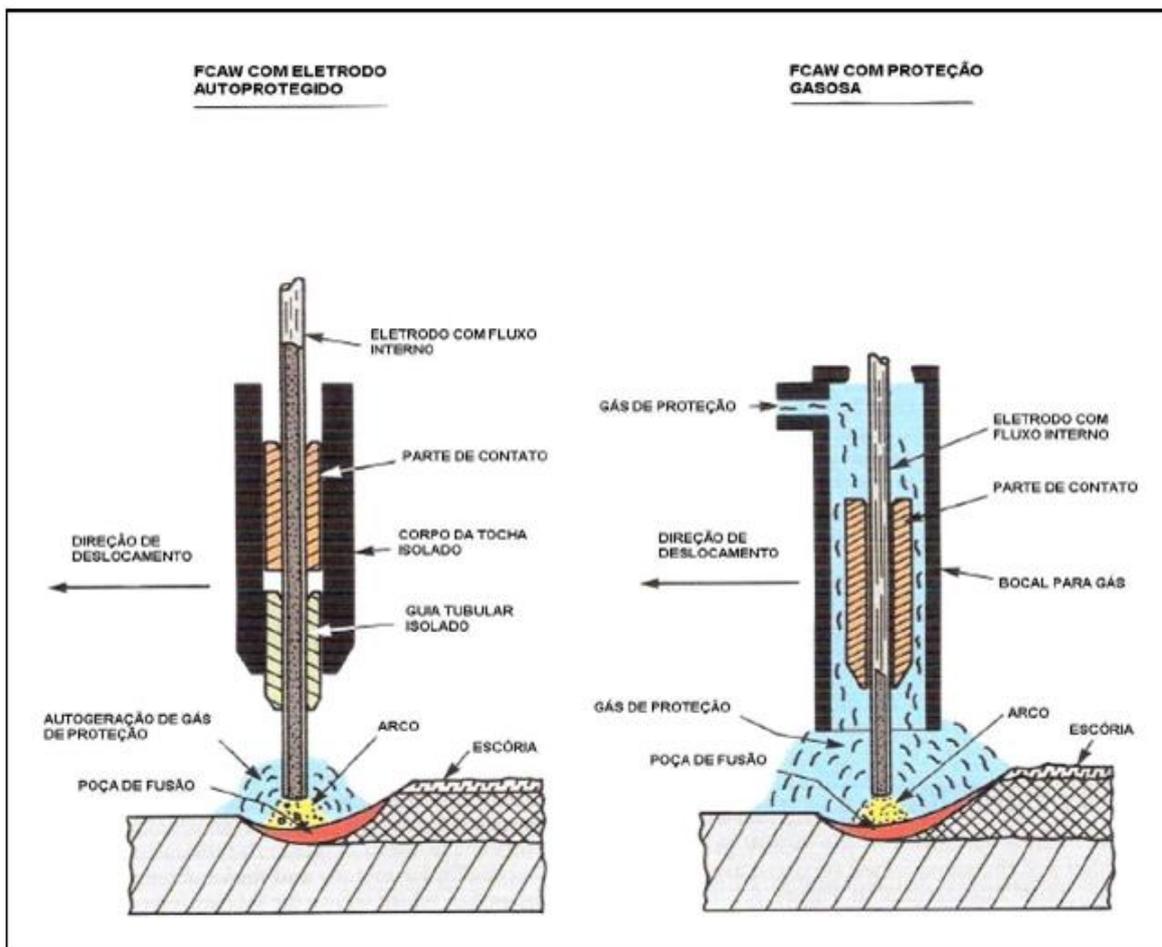


Figura 3. Diferentes componentes que envolvem o processo FCAW e as suas variações.
Fonte: Marques, Modesini e Bracarense (2005).

Existe similaridade entre os equipamentos que são aplicados com eletrodos tubulares auto protegidos e com proteção gasosa, a única diferença está no fato de que o equipamento para soldagem com proteção gasosa possui um sistema de controle e condução dos gases até o ponto de trabalho (ANNETTEO'BRIEN, 2004).

A Figura 4 apresenta o equipamento básico para soldagem com FCAW.

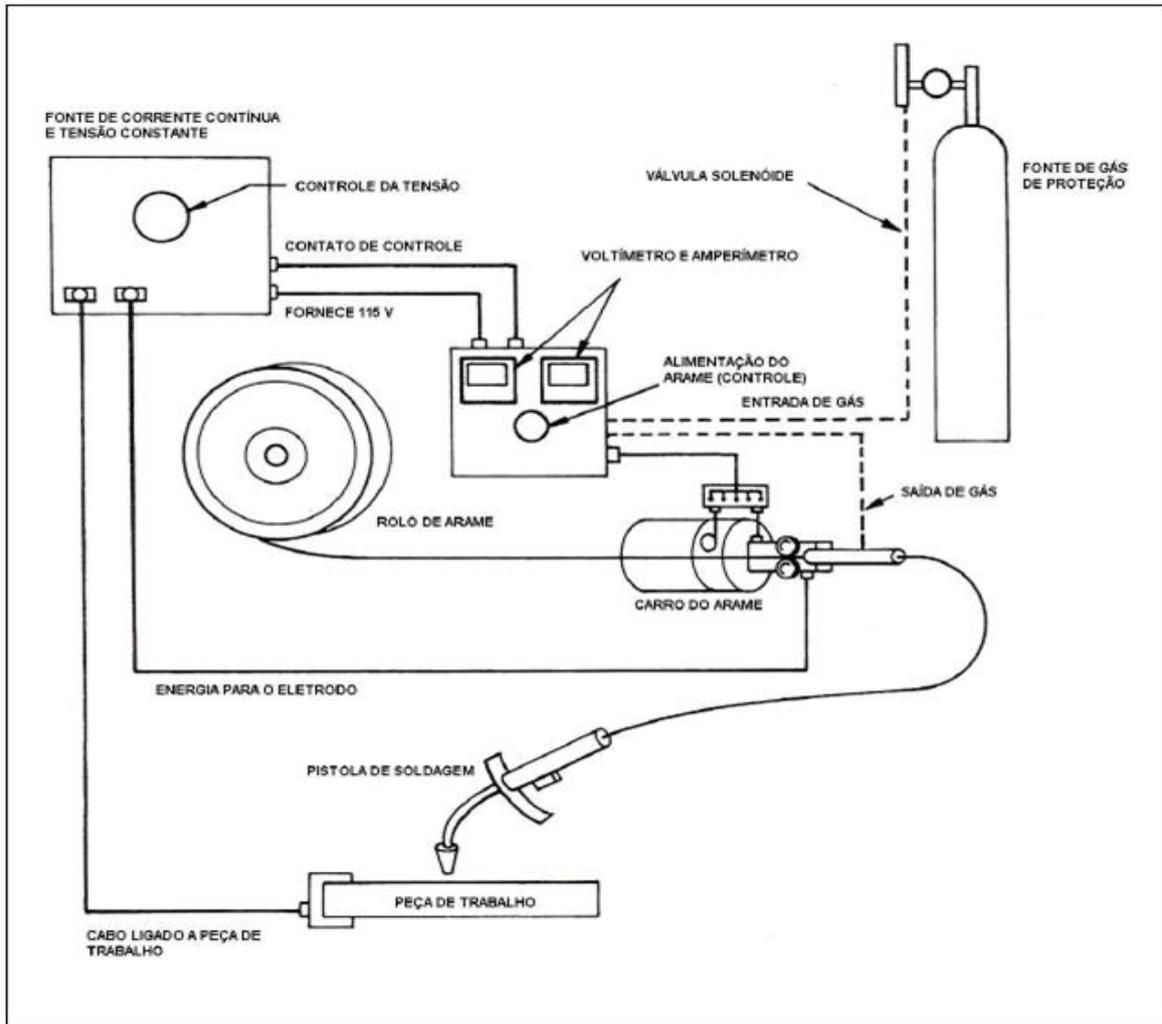


Figura 4. Equipamento básico para soldagem com FCAW.
Fonte: AnnetteO'Brien (2004).

O processo de soldagem FCAW apresenta características particulares quanto à constituição do fluxo no núcleo do arame, apresentando um fluxo do tipo não metálico, que é designado por “flux-cored”, onde os componentes deste fluxo são: Compostos de elementos desoxidantes, como o manganês e o silício; compostos formadores de escória como óxidos de cálcio, potássio, silício ou sódio; elementos estabilizadores do arco, tais como o potássio e o sódio; e elementos de liga como o molibdênio, cromo, carbono, manganês, níquel e vanádio (ANNETTEO'BRIEN, 2004).

O outro tipo é o metálico, designado por “metal-cored”, composto principalmente por pó de ferro e/ou ferro-ligas e pequenas quantidades de elementos

que atuam como estabilizadores do arco, como sódio e potássio (FRENCH e BOSWORTH, 1995). Myres (2002) destaca o desenvolvimento de arames com núcleo metálico (metal-coredwires) como um grande avanço tecnológico para o processo de soldagem, elucidando que comparados aos arames do tipo não metálico (flux-cored wires), os mesmos apresentam uma alta eficiência de deposição, na faixa de 92 – 98%, ao passo que a faixa dos arames não metálicos é de 84 – 89%. De todos os consumíveis de soldagem, os arames do tipo “flux-cored” e do tipo “metal-cored” possuem uma das maiores taxas de deposição.

Desta forma, o conjunto formado pela alta eficiência de deposição e pelas altas taxas de deposição, permite que o arame com núcleo metálico seja usado em altas velocidades de deslocamento, combinando altos ciclos de trabalho, inerentes ao processo, sem sacrificar a aparência do filete, penetração, e a integridade da soldagem.

A busca de processos que venham otimizar as aplicações da soldagem exige uma análise de benefícios e limitações, trazidas pelas peculiaridades de cada processo em questão, onde o conhecimento de tais características, dentro do estado da arte de cada um, irá se somar ao conjunto da análise experimental, agregando informações que venham contribuir para seleção do processo mais adequado, direcionado para a solução de compromisso entre a produtividade e as propriedades mecânicas desejadas no metal de solda.

3.1.3 Abordagem comparativa

Ao comparar os processos FCAW e SMAW, pode-se verificar que em muitas aplicações, a alta produtividade é a maior vantagem da soldagem realizada com arame tubular, para níveis idênticos de qualidade (MARQUES, MODENESI, e BRACARENSE, 2005). Entretanto, nas suas aplicações, a soldagem com arame tubular também apresenta limitações quando comparada à soldagem com eletrodo revestido.

As vantagens que a soldagem com arame tubular apresenta em relação ao eletrodo revestido podem ser relacionadas da seguinte forma:

Aparência e limpeza da solda: Em relação aos eletrodos revestidos, os arames tubulares possuem uma melhor aparência da solda, com aspecto limpo e com fina camada de escória facilmente removível, reduzindo, assim, a possibilidade da ocorrência de inclusões de escória. Em aplicações do processo com gás de proteção através de misturas Ar + CO₂, obtêm-se facilmente cordões de solda de bom acabamento, com o mínimo de respingos e de escória (O'Brien Editor, 2004).

Distorções: As distorções se constituem como alterações de forma e dimensões sofridas pelos componentes submetidos ao processo de soldagem, em decorrência das deformações plásticas localizadas acarretadas pelo aquecimento não uniforme durante a soldagem (MARQUES, MODENESI, e BRACARENSE, 2005). A soldagem em excesso contribui para as causas práticas das distorções, desta forma, nas medidas corretivas para redução das distorções, a diminuição da quantidade de metal de solda depositado, por acarretar menores forças de contração na junta soldada.

Comparado ao processo eletrodo revestido, o processo de soldagem com arame tubular irá apresentar uma maior contribuição para reduzir as causas que provocam as distorções. Esta vantagem se deve a uma melhor fusão das paredes laterais das juntas, conseguida pelos arames do tipo "metal cored", acarretando uma redução dos ângulos dos chanfros das juntas soldadas (FORTES, 2006). Elucidando esta abordagem, Fortes (2006) exemplifica que uma soldagem com eletrodo revestido a ser executada em uma junta de topo do tipo "V", com um ângulo de chanfro de 60°, quando projetada para arame tubular terá uma redução para 45°. Desta forma, será reduzido o desbaste do metal base e bem como a quantidade de metal de solda necessário para encher a junta.

A Figura 5 ilustra os ângulos de preparação de chanfros recomendados para eletrodos revestidos de arames tubulares.

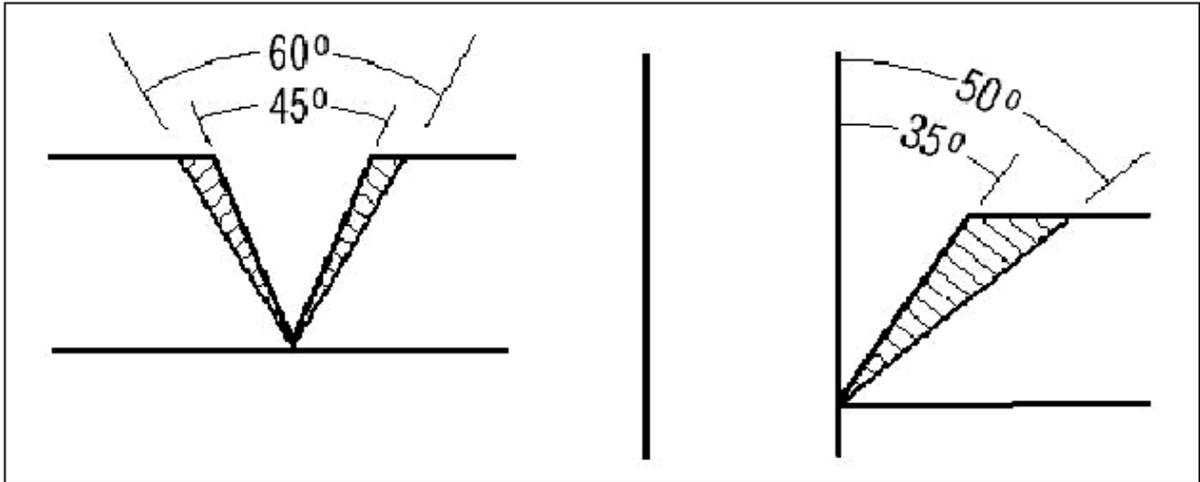


Figura 5. Redução nos ângulos de preparação de chanfros. Maiores ângulos para eletrodos revestidos e menores ângulos para arames tubulares.

Fonte: O autor.

Geração de fumos: Na utilização de arames tubulares do tipo “metal cored” a emissão de fumos é cerca de 50 % menor que a quantidade emitida por eletrodos revestidos de altíssimo rendimento (FORTES, 2006).

Hidrogênio difusível: Em relação aos eletrodos revestidos, os arames tubulares não são tão susceptíveis à absorção de umidade, tal fato se deve a sua forma construtiva, onde o núcleo contendo o fluxo é plenamente envolvido pela fita de aço, dispensando a operação de ressecagem antes do uso. Desta forma os arames tubulares do tipo “metal cored” produzem menos de 4 ml de hidrogênio por 100 g de metal depositado (< 4ml/100g), ao passo que o nível de hidrogênio difusível nos eletrodos revestidos básicos de baixo hidrogênio está na faixa de 5 a 10 ml/100g (FORTES, 2006).

Eficiência de deposição: As soldas realizadas com eletrodos revestidos apresentam uma eficiência de deposição na faixa de 68 – 72 %, ao passo que os níveis de eficiência obtidos pelos arames tubulares são bem maiores, variando na faixa de 84 – 98 % (MYRES, 2002).

Taxa de deposição: O calor necessário à fusão dos arames tubulares é originado basicamente por dois fenômenos, sendo um o efeito Joule que aparece quando da passagem da corrente de solda por uma extensão do arame e o outro o calor gerado pelo arco elétrico (JOAQUIM, 2006).

O efeito Joule é o grande fator diferencial que contribui para uma maior taxa de deposição dos arames tubulares em relação aos eletrodos revestidos. Tal efeito se deve ao fato da corrente ser conduzida pelo invólucro tubular metálico, que possui uma menor área de seção transversal, acarretando uma maior resistência elétrica. Mesmo em arames do tipo “metal cored” apenas uma pequena parcela de corrente é conduzida pelo núcleo. Desta forma, a densidade de corrente e o efeito Joule asseguram uma maior taxa de deposição dos arames tubulares (FORTES, 2006).

Ciclo de Trabalho: Os processos de soldagem com alimentação contínua de arame tendem a ter um alto ciclo de trabalho (MYRES, 2002). Desta forma, na comparação dos processos FCAW e SMAW, se apresenta o fato do segundo requerer que o soldador pare em pequenos intervalos para limpeza de escória e troca de eletrodos, onde o ciclo de trabalho considerado está na faixa de 20%, ou seja, em cada hora de soldagem 12 minutos de arco são gerados; na soldagem FCAW, caracterizada como um processo contínuo, o ciclo de trabalho gira em torno de 70% para as soldagens semi-automáticas, ou seja, 42 minutos por hora de arco gerado, podendo atingir até 100% em estações automatizadas (MYRES, 2002. JOAQUIM, 2006).

As limitações da soldagem FCAW em relação a SMAW se apresentam pelos seguintes aspectos (WELDING HANDBOOK; 2004):

- Aplicações: Os arames tubulares estão limitados à soldagem de aços de baixo e médio carbono, aços liga e ligas a base de níquel.
- Custo do equipamento: Quando comparado à soldagem pelo processo SMAW o equipamento para arame tubular apresenta um custo mais elevado.
- Posição do equipamento: A soldagem por FCAW requer que o alimentador de arame e a fonte de energia estejam próximos ao local de trabalho, tal fato não se faz necessário na soldagem por SMAW.

3.2 Relação tenacidade X microestrutura em metais de solda

Devido aos estreitos relacionamentos entre a tenacidade e as microestruturas, a interpretação do comportamento da tenacidade de uma junta soldada não pode ser feita sem um estudo das microestruturas presentes na junta (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986).

Na junta soldada do aço ASTM A516 GRAU 70, a microestrutura da zona fundida é resultado do crescimento epitaxial colunar do metal de solda solidificado, sendo influenciada pelo efeito do estado inicial da austenita, que é delineado pela sua composição química, tamanho de grão, microsegregações e estado de deformações e pelo efeito das condições de aquecimento e resfriamento. A microestrutura em soldas multipasse assume uma maior complexidade, apresentando regiões alteradas pela ação do reaquecimento promovido pelos ciclos térmicos dos passes consecutivos e por regiões que mantêm a mesma forma (MARQUES, MODENESI, e BRACARENSE, 2005).

A decomposição da austenita ocorre abaixo de 800 °C e a exata temperatura dependem da taxa de resfriamento e da quantidade de elementos de liga. A ferrita, cementita e martensita são basicamente as fases resultantes desta decomposição, pequenas quantidades de austenita podem permanecer inalteradas, formando a austenita retida, e bem como a existência de diferentes precipitados e inclusões (KEEHAN, 2004). A identificação das fases e dos diferentes constituintes, apresenta dificuldade pela grande desigualdade de aparência destes em relação aos do metal base.

A Figura 8 apresenta a decomposição da austenita na forma do diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC).

3.2.1 Terminologia e aspectos das microestruturas

A terminologia das microestruturas desenvolvidas no metal solda ainda sofre os efeitos da grande controvérsia que existe no meio acadêmico, ocorrendo variações quanto ao emprego da terminologia na identificação dos constituintes microestruturais. Com o objetivo de esclarecer e uniformizar as diversas

terminologias existentes, foram realizados alguns trabalhos (POPE, 1981) e (IIW Doc. nº IX-1533-88, 1988) sendo que, a tendência geral, corresponde a adoção da terminologia desenvolvida e utilizada pelo International Institute of Welding (IIW) a qual é apresentada no documento IIW Doc 1533-88 (IIW Doc. nº IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2).

Mas recentemente, THEWLIS (2004) propõe um novo esquema para a classificação. Apresentada pelo IIW (THEWLIS, 2004) incorporando à esta novas terminologias que identificariam, de forma mais detalhada, os constituintes e as subcategorias que formam a microestrutura do metal de solda.

No presente trabalho será utilizada a terminologia IIW (1988), conforme apresentado na Tabela 1 a seguir.

Tabela 1. Terminologia dos constituintes micro estruturais presentes no metal de solda segundo IIW

| Constituinte | Subcategoria |
|-----------------------------------|--|
| Ferrita Primária – FP | Ferrita de Contorno de Grão – FP(G) Ferrita Poligonal Intragranular – FP(I) |
| Ferrita Acicular - FA | ----- |
| Ferrita com Segunda Fase - FS | Ferrita com Segunda Fase Alinhada – FS(A) Ferrita com Segunda Fase não Alinhada – FS(N) |
| Agregado Ferrita Carbetto - FC | ----- |
| Martensita – M | ----- |

Fonte: IIW Doc. Nº IX-1533-88 (1988).

Em complemento a identificação dos tipos de constituintes, o IIW (1988) salienta que se o operador teve certeza de sua distinção, a ferrita com segunda fase alinhada poderá ser identificada como bainita superior ou bainita inferior, entretanto esta distinção é difícil com o uso do microscópio ótico.

Além dos constituintes microestruturais apresentados, é importante acrescentar o microconstituente A-M, resultante da transformação incompleta da austenita em martensita, formando ilhas de austenita com martensita.

Sobre os efeitos da microestrutura na tenacidade do metal de solda, a quantidade de constituintes mais finos e que apresentam contornos de grão de alto ângulo irá favorecer ao aumento da tenacidade. Neste aspecto, a microestrutura constituída principalmente por ferrita acicular (FA) é a que propicia melhores resultados para a tenacidade. Tal fato se deve ao seu pequeno tamanho de grão, aliada a presença de contornos de grão de elevado ângulo entre grãos adjacentes, o que dificulta a propagação de trincas (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986). Por outro lado, a formação de grandes proporções de ferrita primária (FP) e de ferrita com segunda fase (FS) é prejudicial à tenacidade, pois estas microestruturas constituem caminhos de fácil propagação de trincas, especialmente quando filmes de carbeto estão presentes entre as placas de ferrita (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986). Entretanto a bainita inferior é considerada como tendo uma boa resistência à fratura frágil, devido à fase ferrita estar, neste tipo de constituinte, na forma de placas finas e não em forma de ripas, como ocorre na bainita superior (KEEHAN, 2004).

A formação da estrutura martensítica no metal de solda se caracteriza por apresentar alta resistência mecânica e baixa tenacidade, a menos que a martensita (M) apresente uma alta temperatura de início de transformação ($M_s > 300^\circ\text{C}$), ocasionando a diminuição da supersaturação de carbono na martensita, formando um constituinte que é denominado por martensita autorevenida, com uma estrutura semelhante a bainita inferior, onde tal fato é observado em alguns metais de solda de aço de baixa liga, com baixo teor de carbono (MODENESI, 2004). A Figura 9 mostra os efeitos da temperatura de transformação na microestrutura e na tenacidade do metal de solda.

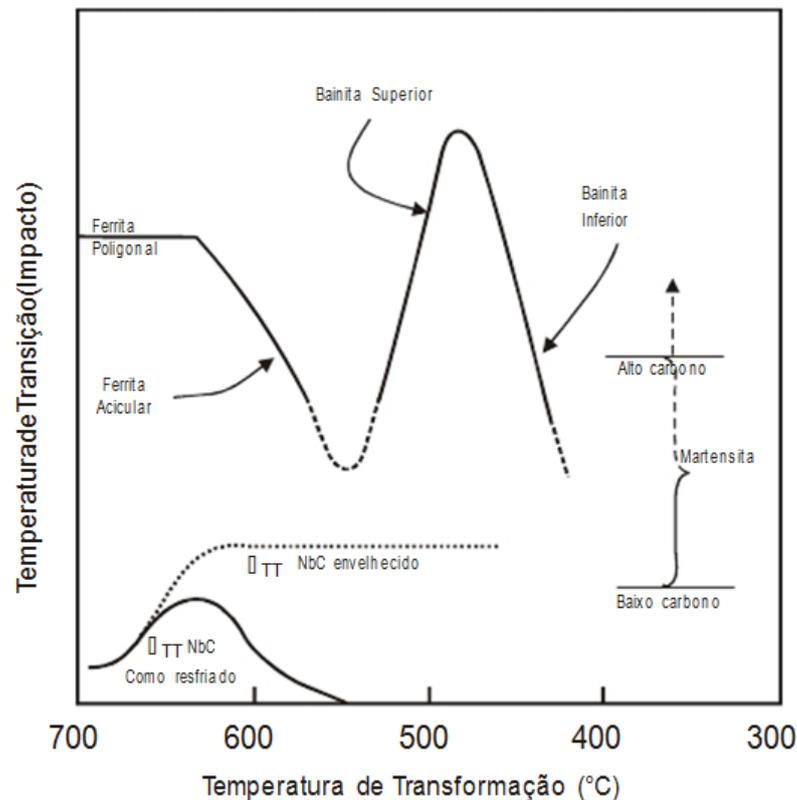


Figura 6. Efeito da temperatura de transformação na microestrutura e na tenacidade do metal de solda.

Fonte: Oliveira (1990).

Sobre o efeito do microconstituente A-M, é evidenciado que o mesmo pode se apresentar como prejudicial à tenacidade do metal de solda, dependendo de sua morfologia e distribuição (JORGE e REBELLO, 1989). Entretanto, a decomposição deste microconstituente, em decorrência do alívio de tensões ou pelo reaquecimento em soldas com múltiplos passes, irá trazer um efeito benéfico à tenacidade (JORGE e REBELLO, 1990).

Em se tratando dos aspectos da microestrutura de metais de solda de alta resistência com o crescimento dos níveis de resistência, a microestrutura é basicamente composta por bainita (FS) e martensita (M), tendendo a diminuir a quantidade de ferrita acicular (FA) (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986).

As pesquisas realizadas por Lord (1999) e Keehan (2004), utilizando a soldagem com eletrodos revestidos da classe 110 Ksi e superiores, comprovaram que a microestrutura nestes tipos de metais de solda consistirá de uma mistura de martensita e bainita, sendo que esta última é constituída de ferrita bainítica separada

por filmes de austenita retida. Neste caso a tenacidade irá se comportar de acordo com o percentual de cada constituinte e microconstituente presente, aliado ao balanço dos efeitos dos seus comportamentos benéficos ou prejudiciais à tenacidade do metal de solda.

3.2.2 O efeito do tamanho de grão

Sobre a influência que o tamanho do grão exerce sobre a tenacidade, mais especificamente pelo tamanho médio de grão ferrítico, Harrison e Farrar (1987), mostram que a de transição diminui em cerca de 10°C à 20°C para um aumento de uma unidade do número ASTM de tamanho de grão, se aliando a conclusão de Hoeckstra, Burg e Ouden (1986) de que o refinamento de grão da austenita prévia contribui de maneira benéfica à tenacidade do metal de solda. Entretanto, um ponto ótimo entre o tamanho de grão e a microestrutura dependerá da composição química do metal de solda, do teor e da distribuição de inclusões não metálicas e bem como do ciclo térmico de soldagem.

3.2.3 Efeito da soldagem multipasse na microestrutura

A soldagem multipasse resulta em ciclos térmicos adicionais, o metal de solda depositado é formado por sucessivas regiões reaquecidas pelo passe subsequente, acarretando variações microestruturais relevantes acima ou abaixo da linha de transformação do diagrama Fe-C (MOTA, 1998). Essa transformação resulta na formação de microestruturas que consistem de grãos mais ou menos equiaxiais, que se tornam grosseiros quando aquecidos a temperaturas bem acima do diagrama Fe-C e finos quando aquecidos a temperaturas próximas do diagrama Fe-C (MOTA, 1998).

Desta forma, o passe de solda anterior será dividido em região colunar que sofre um revenimento, sem perder a sua característica colunar, região de grãos grosseiros e região de grãos finos (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986). O aumento do aporte térmico e da temperatura interpases causa um crescimento da região reaquecida, sendo que tal fato acarreta um refinamento da microestrutura,

afetando benéficamente a tenacidade do metal de solda. A Figura 10 ilustra o efeito do segundo cordão sobre o metal de solda, na região de recristalização prévia, ao ser reaquescida.

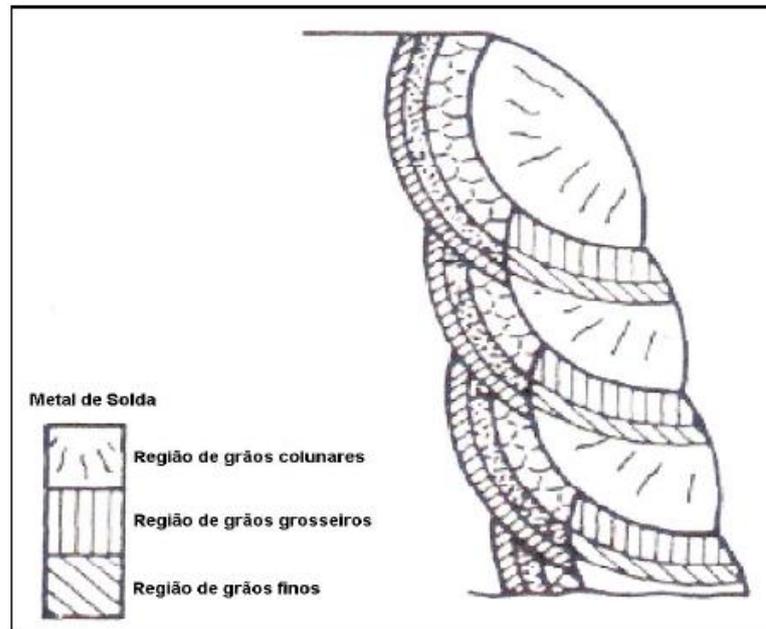


Figura 7. Esquema ilustrativo do efeito do segundo cordão sobre o metal de solda, na região de recristalização prévia em uma solda multipasse.

Fonte: Vedia e Svoboda (2004).

A composição química do metal de solda influencia bastante a formação das microestruturas na região reaquescida, onde certos elementos de liga conferem uma estabilidade microestrutural durante o reaquecimento, ocorrendo poucas mudanças em relação à microestrutura preexistente (SÁ, 1999. ZHANG e FARRAR, 1997). Elementos como o manganês e o molibdênio conferem uma certa estabilidade microestrutural da região reaquescida, por outro lado, existe uma forte tendência para uma transformação total ou parcial no reaquecimento da região de grão colunar, em soldas com baixos elementos de liga e sem elementos estabilizadores (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986).

3.2.4 A influência dos elementos de liga

A formação dos constituintes microestruturais recebe uma grande influência da composição química do metal de solda, pois soluções sólidas são formadas pela diluição intersticial ou substitucional de determinados elementos de liga, ocorrendo

uma separação de fase quando a matriz é saturada com um elemento particular (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986).

Os elementos que proporcionam a formação de constituintes benéficos à tenacidade são os desejáveis no metal de solda. No caso metais de solda ferríticos essa formação é alcançada pelo deslocamento das curvas do diagrama TRC para tempos mais longos, mas, para deslocamentos muito pronunciados, pode haver a formação de martensita e austenita retida (HOEKSTRA, BURG e OUDEN, 1986). Sá apud Gomes (1999) elucida que na literatura existem grandes diferenças em relação ao teor ótimo de um elemento de liga em relação à tenacidade do metal de solda, apontando que tal fato se deve não somente às diferentes condições experimentais, mas também pelo fato de o teor ótimo de um elemento depende do teor de outros elementos presentes.

Em convergência com um dos objetivos deste trabalho, que é avaliar as propriedades mecânicas resultantes da soldagem pelos processos com eletrodo revestido e arame tubular, a abordagem da influência dos elementos de liga sobre a formação das microestruturas no metal de solda será restrita aos elementos de liga obtidos somente da fusão do material de adição, sem a participação do metal de base, de acordo com a análise química fornecida pelos seus respectivos fabricantes, desta forma, serão destacadas a influência dos seguintes elementos de liga:

- Carbono

Este elemento se destaca por ser o mais importante no que se refere a influência na microestrutura do metal de solda de aços. SURIAN et al. (1991) verificaram que o aumento do teor de carbono (para tamanho de grão constante) irá aumentar o limite de escoamento e resistência mecânica, com uma correspondente redução da ductilidade do metal de solda. Os resultados de suas pesquisas também mostraram que a tenacidade ao impacto Charpy-V diminui progressivamente, quando o teor de C aumenta de 0,05% a 0,12%, onde tal fato está relacionado ao maior teor de elementos de liga (Mn, Ni e Mo) presentes nos materiais por eles estudados. Fortalecendo este aspecto, o trabalho desenvolvido por Evans (1991) demonstra que o efeito do carbono se direciona para redução da ferrita primária (FP) em favor da formação da ferrita acicular (FA), favorecendo também a formação de

carbeto, da ferrita com segunda fase (FS) e do microconstituente A-M. O autor indica que para não deteriorar a tenacidade o teor de carbono deve ser mantido abaixo de 0,10 % no cordão de solda.

- Manganês e Níquel

As quantidades de manganês e níquel na liga são muito importantes no processo de solidificação dos metais de solda de aço de alta resistência, onde os efeitos do manganês estão delineados pelo endurecimento por solução sólida e refino de grão devido à diminuição da temperatura de transformação da austenita para ferrita.

O refino da microestrutura do metal de solda também é conseguido com teores de níquel de até 3,5%. O níquel provoca a redução de ferrita primária de contorno de grão, aumentando consideravelmente a quantidade de ferrita com segunda fase (FS) e ferrita acicular (FA). Harrison e Farrar (1987) creditam esse fato ao efeito que o níquel também possui de abaixar a temperatura de transformação para quase todas as taxas de resfriamento, causando uma redução ainda maior da temperatura de início da formação da FP(G), para uma mesma taxa de resfriamento. Em solução sólida, o níquel tem o efeito adicional de melhorar a tenacidade a baixas temperaturas.

Em contribuição a este estudo, as pesquisas de Zhang e Farrar (1997) indicam que os melhores níveis de tenacidade são obtidos para uma combinação de 0,6 - 1,4% de Mn e 1,0 – 3,7% de níquel, salientando que adições além deste limite promovem a formação da martensita e outras formas microestruturais, que são prejudiciais para tenacidade do metal de solda. Taylor e Evans (1983) ressaltam que é necessário fazer um balanço sobre o efeito combinado do Ni e do Mn, de forma a assegurar níveis tenacidade adequados de para o metal de solda, uma vez que adições de Ni reduzem o nível ótimo de Mn. Os trabalhos desenvolvidos por KEEHAN (2004) vieram fortalecer esta premissa, onde os mesmos demonstraram, com o uso de modelos de rede neural, que o Ni na realidade não melhora a tenacidade em altas concentrações de Mn e o aumento de resistência ocorre quando é baixa a concentração de Mn. Nestes trabalhos [26, 38], para uma composição com 0,6% de Mn e 6,6% de Ni, obteve-se o resultado de impacto

Charpy-V de 101J à -60°C , com limite de escoamento de 721 MPa, indo de encontro à previsão do modelo de rede neural. A Figura I.11 apresenta o modelo de rede neural utilizado por KEEHAN (2004), onde são observadas as previsões dos efeitos da concentração de Mn e Ni na tenacidade à -60°C .

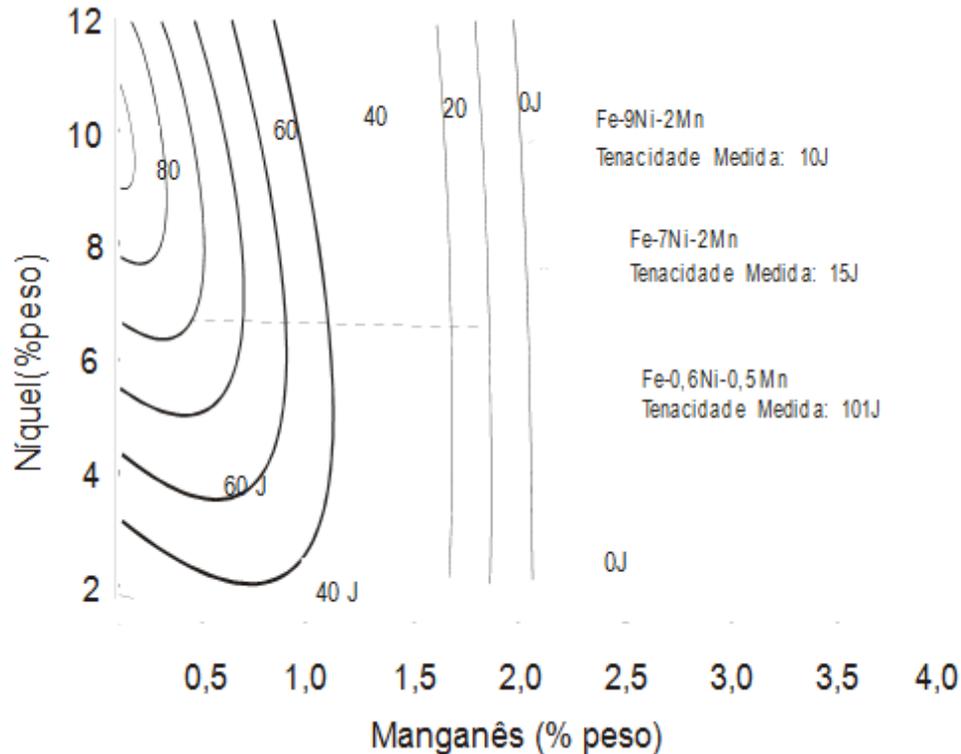


Figura 8. Efeitos da concentração de Mn e Ni na tenacidade à -60°C , como previsto usando os modelos de rede neural.
Fonte: O autor.

• Cromo e Molibdênio

Estes elementos são bem conhecidos nas ligas de aço. Ambos estabilizam a ferrita, mas reduzem a cinética de transformação. Estes também aumentam a dureza e a resistência e tem uma grande influência na tenacidade quando o manganês está em baixas concentrações.

No estudo desenvolvido por Evans (1991), em metal de solda produzido por eletrodo revestido, com 1,0 % de Mn, demonstrou-se que a melhor tenacidade foi alcançada com um nível de Mo de 0,25 %, indicando que níveis superiores de Mo promovem a formação do microconstituente A-M, prejudicando, desta forma, a tenacidade do metal de solda.

Com adições de cromo, quedas de tenacidade são relatadas em estudos das propriedades mecânicas de metais de solda de aço de alta resistência, demonstrando que este elemento supre a resistência em solução sólida e promove a formação de carbeto.

- **Silício**

Elevados teores de Si (> 0,4%) são prejudiciais à tenacidade, visto que este elemento de liga favorece a formação de martensita e/ou constituinte A-M, além de aumentar a resistência à tração por endurecimento como elemento intersticial [50]. Em relação ao poder desoxidante, EVANS [1991] considera que o Si pode ser de 3,8 a 4,0 vezes, mais eficiente do que o Mn.

- **Vanádio**

Este elemento tende a formar carbonitretos, mas estão em muito poucas quantidades nos metais de solda de alta resistência. A precipitação de carbonitretos provoca o aumento do limite de resistência à tração do metal de solda. A análise dos aspectos que envolvem a relação da microestrutura com a tenacidade do metal de solda, se soma aos efeitos produzidos pelos tratamentos térmicos pós-soldagem, onde de acordo com as transformações microestruturais desencadeadas, os resultados serão benéficos ou prejudiciais à tenacidade do metal de solda.

3.3 Efeitos do tratamento térmico pós-soldagem em metais de solda

No processo de soldagem são geradas tensões em funções de escoamentos parciais localizados devido à dilatação térmica e transformações de fases. Após o resfriamento, a junta soldada fica submetida a tensões residuais. Estas tensões podem propagar trincas (MARQUES, MODENESI e BRACARENSE, 2005). Além disso, pode ocorrer uma queda na tenacidade do material, por eventual mudança na sua microestrutura. Para compensar estes efeitos negativos, é usual a realização de um tratamento térmico pós-soldagem, denominado tratamento térmico de alívio de tensões.

Este tratamento consiste em aquecimento da peça a uma temperatura abaixo da zona crítica de transformação do diagrama Fe-C, de modo que o limite de escoamento do material fique reduzido a valores inferiores às tensões residuais. Nesta condição, as tensões residuais provocam deformações plásticas localizadas e diminuem de intensidade. O TTAT também proporciona uma maior estabilidade dimensional pela formação de fases mais estáveis, uma redução do percentual de hidrogênio dissolvido e aumento da resistência à corrosão sob tensão (SALVADOR, 1997).

A utilização deste tratamento se pronuncia de forma mais intensa em juntas soldadas com metal de solda para fabricação de equipamentos que trabalharão sob condições severas, e irá requerer como desempenho final da junta uma boa tenacidade aliada à alta resistência.

O efeito do ciclo térmico de reaquecimento, abaixo da zona crítica de transformação do diagrama Fe-C, ocasiona transformações na microestrutura do metal de solda, com estas transformações ocorrem a precipitação de carbonetos metaestáveis ou a decomposição da austenita retida em ferrita e carbeto, (JORGE e REBELLO, 1986). Estas mudanças microestruturais, causadas pelo TTAT, como consequência da cinética das transformações, é que vão determinar se os efeitos serão benéficos ou prejudiciais à tenacidade do metal de solda.

Desta forma, os agentes norteadores serão os elementos químicos presentes no metal de solda e bem como a sua microestrutura (OLIVEIRA e REBELLO, 1990).

O TTAT consiste em um revenimento do aço, um dos fenômenos metalúrgicos que acarreta queda de tenacidade após este tratamento é conhecido como fragilização ao revenido (SALVADOR, 1989). O efeito deste fenômeno se faz pelo deslocamento da temperatura de transição dúctil-frágil para temperaturas mais elevadas, onde se ressalta que a fragilização ao revenido é um fenômeno restrito aos aços liga, quando os mesmos são mantidos ou resfriados em um intervalo de temperaturas entre 350°C e 600°C (JORGE, 2001). Oliveira e Rebello (1990), com base nos estudos de Debiez e Hart apontam os mecanismos que contribuem para o desencadeamento da fragilização ao revenido após o TTAT, destacando o efeito da

segregação de impurezas no contorno de grão da austenita prévia, onde tais impurezas são: P, As, Sn e Sb.

Esclarecem que este tipo de fragilização é dita reversível, pois é possível reverter esta fragilização, através do procedimento no qual realiza-se o TTAT em temperaturas mais elevadas, seguido de um resfriamento mais rápido nesta faixa de temperatura.

A precipitação de carbeto é o outro mecanismo que prejudica a tenacidade após o TTAT (OLIVEIRA e REBELLO, 1990) efeito ocorre através da precipitação na matriz, sendo observado geralmente em aços ligados ou em cordões que contenham elementos com forte tendência para a formação de carbeto, como Nb, V e Mo, ocasionando uma fragilização devido à formação de uma fina dispersão de carbeto na matriz, produzindo campos de tensões, que atuam como um obstáculo ao deslocamento das discordâncias, reduzindo, desta forma, a ductilidade da matriz. O efeito da precipitação de carbeto também ocorre nos contornos de grão, existindo uma correlação entre o tamanho destes carbeto e a variação na temperatura de transição, onde a quebra destes carbeto desencadeia microtrincas por clivagem no contorno de grão, levando o aço à fratura, salientando-se que a probabilidade da formação varia de forma progressiva com o aumento da espessura dos carbeto (OLIVEIRA, e REBELLO, 1990).

Dentro das transformações que podem contribuir de maneira benéfica à tenacidade do metal de solda, após o TTAT, se encontra o efeito provocado pela esferoidização e coalescimento dos carbeto precipitados no metal de solda durante a soldagem, onde os filmes contínuos de carbeto no contorno e os carbeto precipitados na região reaquescida ou no resto do cordão irão esferoidizar e coalescer durante o alívio de tensões. Isto irá provocar o surgimento de um obstáculo à propagação de fratura, pois os carbeto em forma de agulhas, que são o caminho mais fácil para esta propagação, não irão mais existir. Entretanto, a inclusão de elementos de liga tende a retardar a capacidade de esferoidização e crescimento pela redução do coeficiente de difusão do carbono. O revenimento do microconstituente A-M, durante o TTAT, se soma aos efeitos que contribuem para melhoria da tenacidade do metal de solda, considerando que a ação deste efeito no metal de solda irá depender da sua morfologia anterior ao alívio de tensões.

Ocorrerá uma melhoria considerável na tenacidade, se o microconstituente A-M for composto de blocos grosseiros de martensita em ripas associada a carbeto bainítico, localizados nos contornos dos grãos ou nos subcontornos da transformação, por outro lado o efeito do alívio de tensões será pequeno caso o microconstituente A-M seja formado por martensita maclada de tamanho pequeno e uniformemente distribuído. A recuperação e a recristalização do cordão de solda também são consideradas como salutares a tenacidade (OLIVEIRA e REBELLO, 1990).

Dentro das mudanças microestruturais provocadas pelo TTAT, é importante também enumerar o efeito do revenimento da martensita nas propriedades mecânicas dos metais de solda. Os estágios que ocorrem durante o revenimento da martensita estão relacionados à segregação de carbono e a precipitação de carbeto e a decomposição da austenita retida (SÁ, 1999). Os efeitos observados no revenimento da martensita, sobre as propriedades mecânicas, são dependentes da quantidade de carbono na martensita, da quantidade de elementos de liga e da temperatura de revenimento. Os elementos de liga formadores de carbeto promovem durante o revenimento a formação de carbeto ligados, ocasionando um efeito secundário de endurecimento, em conjunto com a cementita, sendo prejudicial à tenacidade do metal de solda. Com a elevação da temperatura de revenimento observa-se uma redução no limite de resistência, enquanto que a tenacidade é aumentada (KEEHAN, 2004).

No contexto dos efeitos que envolvem o TTAT, se faz necessária à soma de novos estudos, que contribuam de maneira elucidativa nas aplicações com metais de solda de alta resistência. No presente trabalho, avaliando os metais de solda de alta resistência produzidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular, desenvolvesse uma seqüência de experimentos, apresentados a seguir, objetivando uma contribuição ao entendimento das relações entre propriedades mecânicas e microestruturais destes metais de solda.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Materiais

4.1.1 Material de Base

As juntas soldadas foram efetuadas utilizando-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-519 GRAU 70 nas dimensões de 150 mm X 300 mm X 16 mm.

Tabela 2. Propriedades mecânicas do aço ASTM A-516 GRAU 70

| LE (MPa) | LR (MPa) | Alongamento (%) | |
|----------|--------------|-----------------|----------|
| | | em 200 mm | em 50 mm |
| ≥ 260 | De 485 a 620 | ≥ 17 | ≥ 21 |

Fonte: ASTM A-516 grau 70 (1990).

4.1.2 Materiais de Adição

Como materiais de adição foram utilizados os consumíveis: Eletrodo revestido do tipo AWSE 7018 com 3,2 mm de diâmetro e arame tubular do tipo AWS E 71 T1 com 1,2 mm de diâmetro.

A Tabela II.1 apresenta a composição química dos metais depositados pelos consumíveis, conforme informado pelos fabricantes.

Tabela 3. Composição química dos consumíveis conforme dados dos fabricantes (% em peso)

| AWS CONSUMÍVEL | C | Si | P | S | Mn | Mo | Ni | Cr | V |
|----------------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|
| E 7018 | 0,052 | 0,406 | 0,016 | 0,009 | 1,75 | 0,38 | 2,27 | 0,104 | 0,029 |
| AWS E 71T1 | 0,012 | 0,310 | 0,018 | 0,009 | 1,32 | 0,57 | 1,98 | - | - |

Fonte: XXXXXXXXXXXX (0000).

4.2 Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas a partir das chapas conforme item 4.1.1 A Figura II.1 e II.2 apresentam as dimensões e detalhes da geometria da junta

utilizada, que visa a eliminar o efeito da diluição no estudo das propriedades do metal de solda. Este tipo de junta segue a alternativa apresentada pela norma AWS 5.5-96 (1996), para soldagem com eletrodos revestidos do tipo E 9018M, E 10018M, E 11018M e E 12018M, onde a mesma garante que com esta configuração chanfro não ocorrerá a interferência da diluição, desde que os corpos-de-prova para análise sejam removidos em região determinada por esta norma AWS 5.5-96 (1996).

Para efeito comparativo de produtividade, a mesma configuração de chanfro Figura II.2, foi utilizada na soldagem com arame tubular, garantindo, desta forma, uma quantidade similar de metal depositado nos dois processos em questão.

Figura 9. Detalhes da geometria da junta utilizada (Cotas em mm)

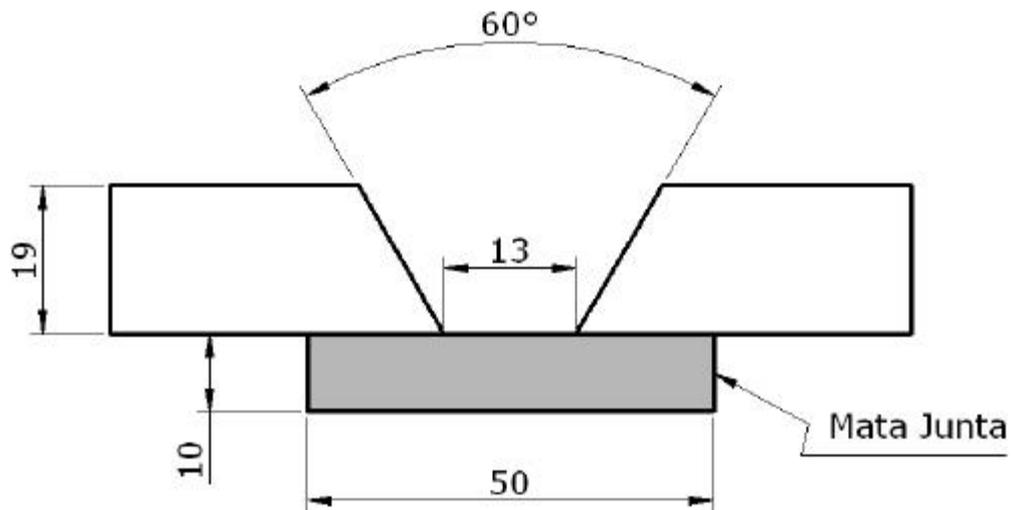


Figura 10. Preparação do chanfro da junta para soldagem



A junta foi preaquecida à temperatura de 200°C de temperatura interpasse com controle térmico através de lápis vermelho Figura II.2 e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, com temperatura interpasses de 300° C, conforme os procedimentos utilizados na soldagem do aço ASTM A-519 GRAU 70. As Figuras II.3 e II.4 apresentam a sequência de soldagem realizada com eletrodo revestido e arame tubular e a Figura II.5 apresenta o passe de raiz da junta soldada, respectivamente. As Tabelas II.2 e II.3 apresentam os resultados do acompanhamento dos parâmetros durante a realização das soldagens.

Figura 11. Controle de Temperatura interpasse através de lápis térmico



Figura 12. Detalhe da sequência de soldagem com eletrodo revestimento

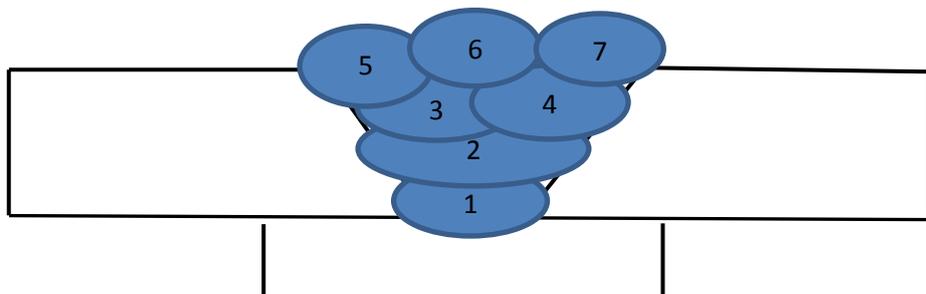


Tabela 4. Parâmetros da soldagem com eletrodo revestido E 7018

| Número | | Diâmetro (mm) | Corrente | | Tensão Kj/mm | Tempo | AT |
|--------|--------|------------------|----------|-----------|-----------------|-------|------|
| Passe | camada | | Tipo | Valor (A) | | | |
| 1 | 1 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 135 | 0,94 |
| 2 | 1 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 145 | 1,01 |
| 3 | 2 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 137 | 0,95 |
| 4 | 4 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 120 | 1,22 |
| 5 | 4 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 135 | 0,94 |
| 6 | 4 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 130 | 0,91 |
| 7 | 4 | 1,2 | CC+ | 138 - 143 | 23 - 28 | 137 | 0,96 |
| | MÉDIA | ----- | ----- | 138 - 143 | 23 - 28 | ----- | 0,99 |

Figura 13. Detalhe da sequência de soldagem com arame tubular

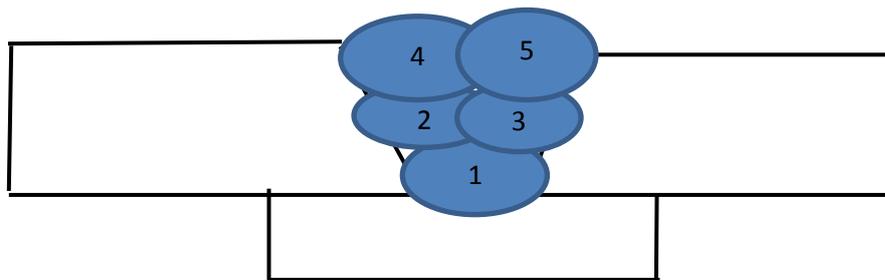


Tabela 5. Parâmetros da soldagem com arame tubular E 71T1

| Número | | Diâmetro (mm) | Corrente | | Tensão Kj/mm | Tempo | AT |
|--------|--------|------------------|----------|-----------|-----------------|-------|------|
| Passe | camada | | Tipo | Valor (A) | | | |
| 1 | 1 | 3,2 | CC+ | 120 - 125 | 23 - 27 | 140 | 1,50 |
| 2 | 1 | 3,2 | CC+ | 120 - 125 | 23 - 27 | 110 | 1,18 |
| 3 | 2 | 3,2 | CC+ | 120 - 125 | 23 - 27 | 115 | 1,23 |
| 4 | 3 | 3,2 | CC+ | 120 - 125 | 23 - 27 | 105 | 1,12 |
| 5 | 3 | 3,2 | CC+ | 120 - 125 | 23 - 27 | 118 | 1,26 |
| | MÉDIA | ----- | ----- | 120 - 125 | 23 - 27 | ----- | 1,26 |

Figura 14. Apresenta soldagem do passe de raiz da junta



Observação: Os cálculos dos aportes térmicos apresentados são referenciais, não levando em conta a eficiência dos processos, isto se justifica de acordo com a literatura (META HANDBOOK, 1983), indicando que as eficiências para os processos SMAW e GMAW são semelhantes e aproximadamente iguais a 0,9.

4.3 Tratamentos Térmicos

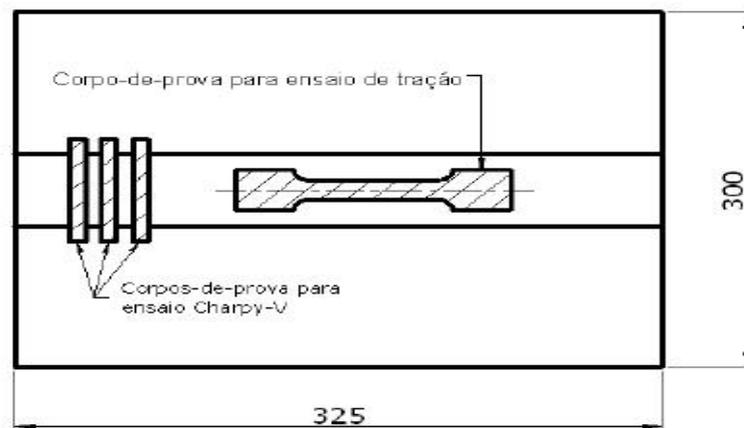
Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos de alívio de tensões (TTAT) consistindo de aquecimento a 580°C por 2 horas, sendo esta condição conjunta como soldada. O resfriamento foi realizado dentro do próprio forno conforme Figura II.6.

Figura 15. Tratamento Térmico para Alívio de Tensão em Forno da marca QUIMIS



4.4 Ensaios Mecânicos

Foram removidos corpos-de-prova longitudinais e transversais ao cordão de solda, para ensaios de tração, impacto Charpy-V e microdureza através de gelo seco e álcool com temperaturas de 0° , -20° e -40° C.



4.4.1 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, em corpos-de-prova padronizados conforme a norma ASTM A 370-05, retirados longitudinalmente ao cordão de solda, conforme a Figura II.7. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca EMIC DL 10000.

Figura 16. Máquina de ensaios a tração da marca EMIC DL 10000



4.4.2 Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V nas temperaturas de 0°, -20° e -40° C e em corpos-de-prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A 370-05 e retirados transversalmente ao cordão de solda conforme mostrado na Figura II.4. O entalhe foi posicionado no plano da espessura e na linha de centro junta soldada, conforme mostrado na Figura II.5. Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca PANTEC modelo PS30.

Figura 17. Máquina para ensaios de impacto da marca PANTEC modelo PS 30



4.4.3 Ensaios de Dureza

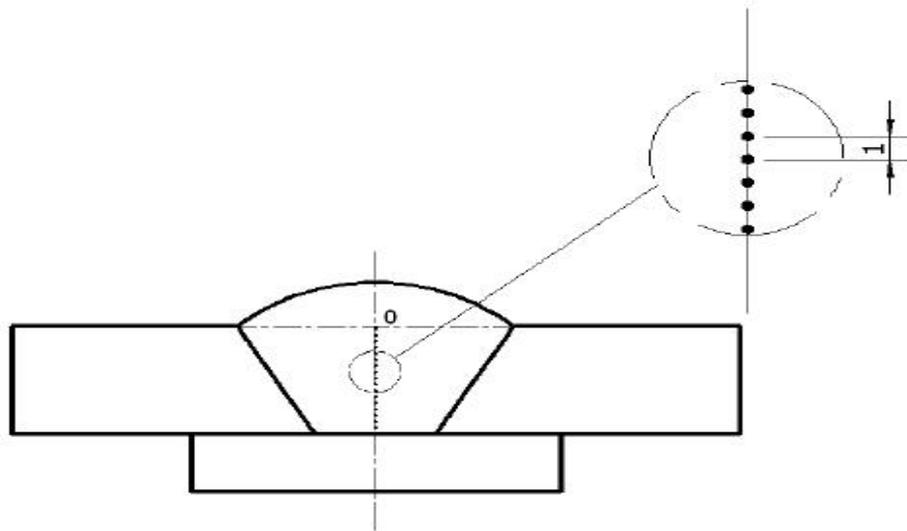
Realizaram-se ensaios de dureza Vickers à temperatura ambiente, nas amostras metalográficas retiradas transversalmente ao cordão e solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca DHV 1000.

Figura 18. Máquina para ensaios Microdureza Vicker marca DHV 1000



Os pontos de teste foram tornados sobre uma reta vertical, que corresponde a linha de centro na 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, conforme Figura II.10.

Figura 19. Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers



4.5 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 3% para a macrografia e 2% para a micrografia.

4.5.1 Corte e Preparação da Amostra

O trabalho de preparação metalográfica foi realizado no laboratório de metalografia da UNIFOA, o qual iniciou-se com o corte de chapa por meio de uma cortadora metalográfica marca TECLAGO modelo C M-40.

Figura 20. CORTADORA METALOGRAFICA marca TECLAGO modelo C M-40



4.5.2 O Embutimento da Amostra

O embutimento foi realizado na embutidora metalográfica TECLAGO modelo EM – 30D. Figura II.12 por e amostra embutida Figura II.13.

Figura 21. EMBUTIDORA METALOGRÁFICA TECLAGO modelo EM – 30 D



Figura 22. AMOSTRA EMBUTIDA COM BAQUEELITE PARA LIXAMENTO



4.5.3 Polimento

O polimento foi realizado por meio da lixadeira AROTEC modelo AROPO 2 V Figura II.13 e pela sequência de lixas para polimento 220, 320, 400, 600, 1000, 1200 Figura II.14 e pasta alumina 1,0 μ , 0,3 μ e 0,05 μ Figura II.15.

Figura 23. Máquina de polimento AROTEC modelo AROPOL 2 V



Figura 24. Sequência de lixas para polimento 220, 320, 400, 600, 1000, 1200



5. RESULTADOS

5.1 Taxa de Reposição

A Tabela V.1 apresenta os valores da taxa de deposição em função do metal depositado e do tempo total de arco aberto nos processos eletrodo revestido e arame tubular.

Tabela 6. Taxa de deposição dos processos eletrodo revestido e arame tubular

| Processo | Peso do Metal de Solda (Kg) | Tempo de Arco Aberto (h) | Taxa de Deposição (Kg/h) |
|--------------------|-----------------------------|--------------------------|--------------------------|
| Eletrodo Revestido | 3,00 | 0,939 | 3,19 |
| Arame Tubular | 3,00 | 0,588 | 5,10 |

5.2 Análise Química

A Tabela V.II apresenta a composição química dos metais de solda obtidos.

Tabela 7. Composição química dos metais de solda (% em peso)

| Processo | C | Si | P | S | Mn | Mo | Ni | Cr | V |
|--------------------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|-------|-------|
| Eletrodo Revestido | 0,052 | 0,406 | 0,016 | 0,009 | 1,75 | 0,38 | 2,27 | 0,104 | 0,029 |
| Arame Tubular | 0,012 | 0,310 | 0,018 | 0,009 | 1,32 | 0,57 | 1,98 | - | - |

5.3 Ensaio Mecânicos

5.3.1 Ensaio de Tração

A Tabela V.3 apresenta os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos. O critério de aceitação utilizado é referente aos aços ASTM A 516 GRAU 70 para vaso de pressão.

Verifica-se que o metal de solda obtido pelo processo arame tubular aos requisitos ASTM A 516 GRAU 70 tanto para o alongamento, quanto a estrição, na condição de como Tratamento Térmico para Alívio de Tensão.

Tabela 8. Resultados dos ensaios de tração

| Corpo de Prova | Compr. Base (mm) | Área (mm ²) | Tensão @Escoam. ES1 (MPa) | Tensão @Força Max. (MPa) | Def.Especif. @Ruptura (%) | Identificação CP |
|----------------|------------------|-------------------------|---------------------------|--------------------------|---------------------------|------------------|
| CP 1 | 50.0 | 65.12 | 482 | 595 | 31.3 | AT-1 |
| CP 2 | 50.0 | 65.39 | 505 | 598 | 31.0 | AT-2 |
| CP 3 | 50.0 | 64.13 | 465 | 584 | 34.2 | AT-3 |
| CP 4 | 50.0 | 63.73 | 495 | 580 | 32.2 | ER-1 |
| CP 5 | 50.0 | 62.65 | 481 | 617 | 37.9 | ER-2 |
| CP 6 | 50.0 | 64.76 | 489 | 603 | 29.9 | ER-3 |
| Número CPs | 6 | 6 | 6 | 6 | 6 | 0 |
| Média | 50.00 | 64.30 | 486.0 | 595.9 | 32.74 | * |
| Mediana | 50.00 | 64.44 | 485.3 | 596.3 | 31.74 | * |
| Desv.Padrão | 0.0000 | 1.016 | 13.56 | 13.35 | 2.917 | * |
| Coef.Var.(%) | 0.0000 | 1.581 | 2.790 | 2.240 | 8.908 | * |
| Mínimo | 50.00 | 62.65 | 465.1 | 579.8 | 29.88 | * |
| Máximo | 50.00 | 65.39 | 504.6 | 616.5 | 37.90 | * |

Escoam. ES1 - ponto da curva correspondente ao escoamento convencional: : **0.200 %**

5.3.2 Ensaios de Impacto Charpy-V

A Tabela V.4 e a Figura V.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda na condição TTAT. Verifica-se que o eletrodo apresenta tenacidade superior ao arame tubular. Considerando-se o requisito mínimo de 27 joules a 0°C para um metal de solda ASTM A 516 GRAU 70, observa-se que o arame tubular apesar de apresentar resultados inferiores ao eletrodo, os valores obtidos atendem ao requisito mínimo.

Tabela 9. Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V (em Joules)

| PROCESSO | ONDIÇÃO | T (°C) | 1º ENSAIO | 2º ENSAIO | 3º ENSAIO | MÉDIA |
|-----------------------------------|---------|--------|-----------|-----------|-----------|-------|
| ELETRODO REVESTIDO | TTAT | 0 | 65 | 87 | 83 | 78 |
| | | -20 | 57 | 84 | 91 | 77 |
| | | -40 | 23 | 80 | 87 | 63 |
| ARAME TUBULAR | TTAT | 0 | 36 | 74 | 77 | 62 |
| | | -20 | 41 | 56 | 59 | 52 |
| | | -40 | 74 | 43 | 45 | 54 |
| Mínimo exigido ASTM A 516 Grau 70 | - | - | - | - | - | 54 |
| | | - | - | - | - | |

Observação: O valor para o aço ASTM A 516 GRAU 70 é apresentado como referência para comparação com os metais de solda aplicados.

5.3.3 Ensaio de Microdureza

A Tabela V.5 e Figura 5.1 apresentam os perfis de dureza obtidos para as juntas soldadas na condição de TTAT, medidos a partir da superfície da chapa. Na Tabela V.1 pode-se verificar que não há variação significativa nos valores de dureza ao longo da junta entre os processos de soldagem pós TTAT, havendo contudo uma tendência para maiores valores de dureza na raiz da junta soldada.

Na Tabela V.5, observa-se uma variação de dureza ligeiramente maior entre a soldagem com eletrodo e o arame tubular, porém com menor diferença entre as regiões de ZTA e raiz. Adicionalmente, verifica-se que, em média, o metal de solda do eletrodo revestido apresenta valores ligeiramente superiores aos obtidos para o arame tubular. De acordo com Offshore Standard DNV – OS-F-101 (2000) recomenda-se que os valores de dureza para metal base, metal de solda e ZTA sejam inferiores a 250 HV 10, em função da tendência para fissuração por hidrogênio.

Tabela 10. Resultados dos ensaios de Microdureza Vickers

| PROCESSO | CONDIÇÃO | REGIÃO | 1º | 2º | 3º | MÉDIA |
|--------------------|----------|-----------------------|-------|-------|-------|-------|
| ELETRODO REVESTIDO | TTAT | Metal Base | 178,7 | 162,3 | 155,3 | 165 |
| | | ZTA | 173,9 | 204,8 | 218 | 199 |
| | | Metal de Solda | 181,7 | 186,8 | 187,3 | 185 |
| | | Raiz | 227,6 | 214,1 | 217,3 | 220 |
| | | | | | | |
| ARAME TUBULAR | TTAT | Metal Base | 155,7 | 171,6 | 159,4 | 162 |
| | | ZTA | 187,3 | 207,8 | 256 | 217 |
| | | Metal de Solda | 155,3 | 185,2 | 164,9 | 168 |
| | | Raiz | 174,4 | 193,8 | 192,2 | 187 |
| | | | | | | |

Figura 25. Comparativo de Perfil de Dureza Vickers entre o Eletrodo Revestido e o Arame Tubular corresponde a linha de centro da junta soldada, indo do nível da superfície da chapa até a raiz da solda

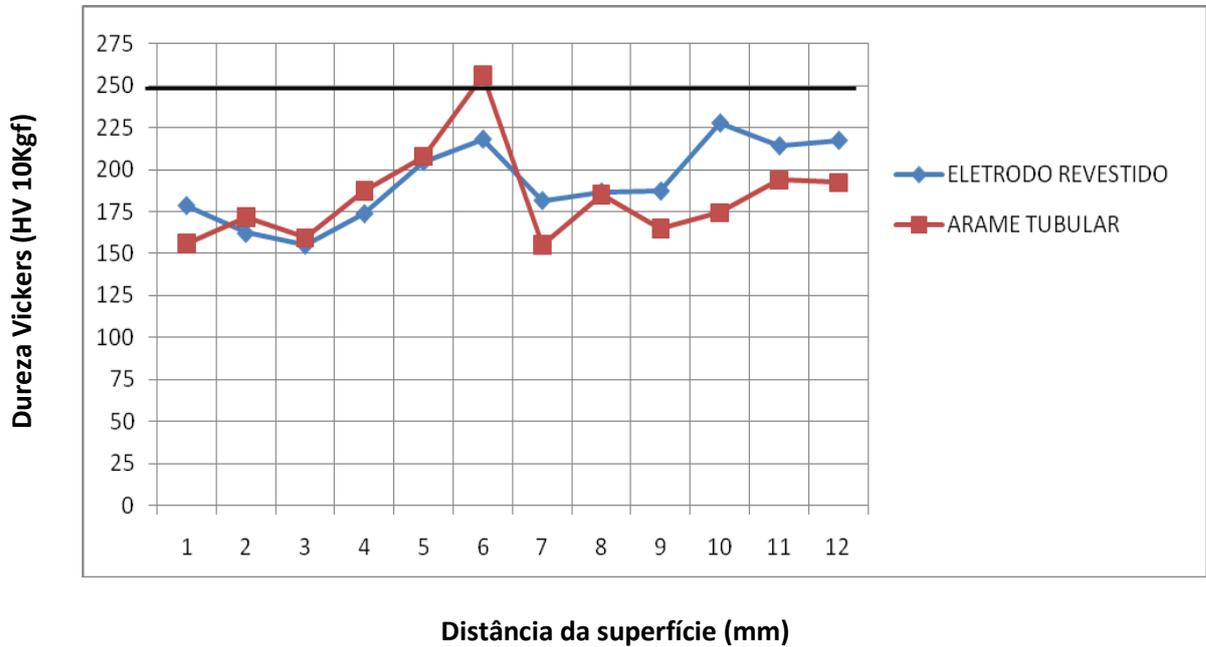
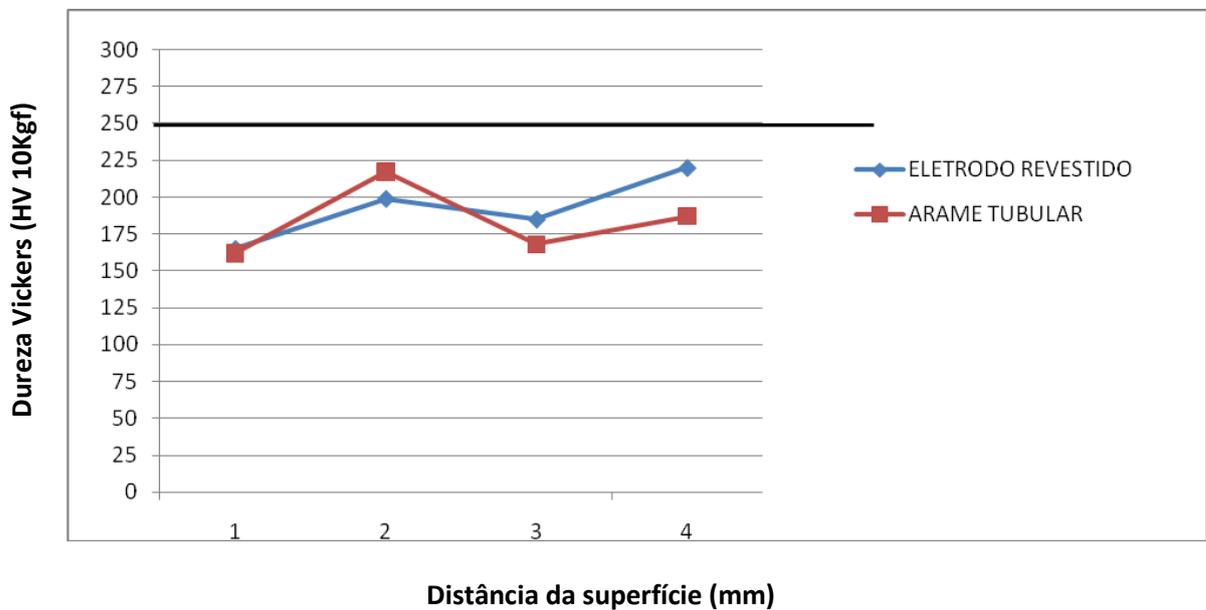


Figura 26. Comparativo da média de Perfis de Durezas Eletrodo Revestido e Arame Tubular



5.4 Ensaios Metalográficos dos Metais Depositados

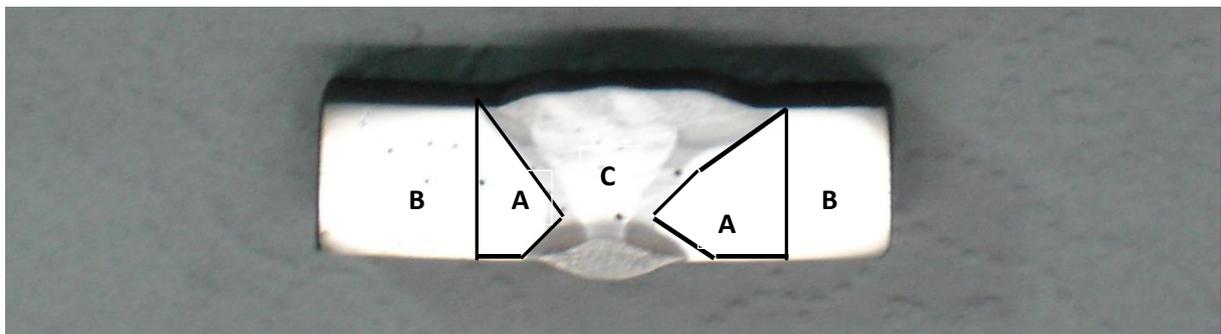
5.4.1 Macrografia

A Figura V.3 ilustram o aspecto macrográfico da seção transversal das juntas soldadas, onde através de análise das macrografias apresentadas podemos perceber que houve diferenças no percentual de grãos colunares e de grãos refinados gerados pelos múltiplos passes que preencheram a junta.

Esta situação pode ser atribuída ao fato das juntas terem sido soldadas com processos e consumíveis diferentes, visto que a velocidade de soldagem pelo processo de eletrodo revestido é menor do que o que provoca maior aporte térmico na junta soldada.

A inspeção visual da seção macrográfica não detectou a ocorrência de defeitos como trincas, porosidades, inclusão da escória ou quaisquer outras discontinuidades de natureza metalúrgica e/ou operacional nas duas juntas soldadas o que comprova a habilidade do operador.

Figura 27. Aspecto macrográfico das juntas soldadas



Eletrodo Revestido – **A** (Zona Termicamente Afetada); **B** – (Metal de Base); **C** (Metal de Solda)



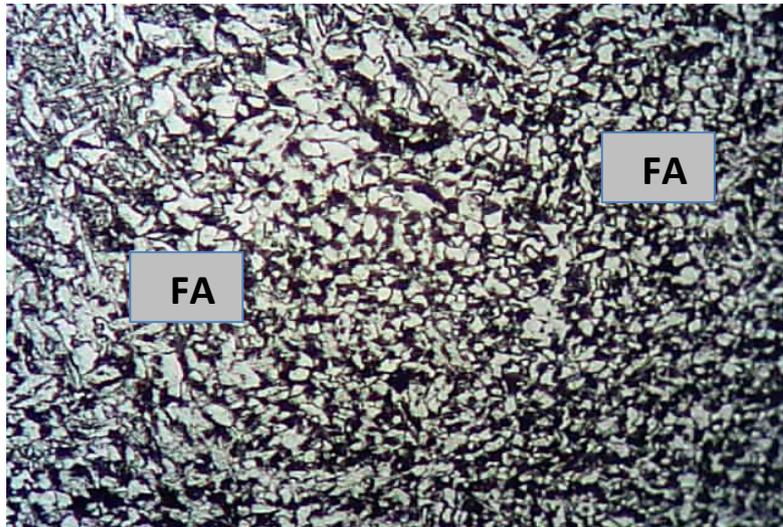
Arame Tubular - **A** (Zona Termicamente Afetada); **B** (Metal de Base); **C** – (Metal de Solda)

5.4.2 Micrografia

As Figuras V.4 a V.14 apresentam as micrografias nas regiões de grãos colunares e de grãos reaquecidos ou refinados do metal de solda soldados pelos processos de eletrodo revestido e arame tubular.

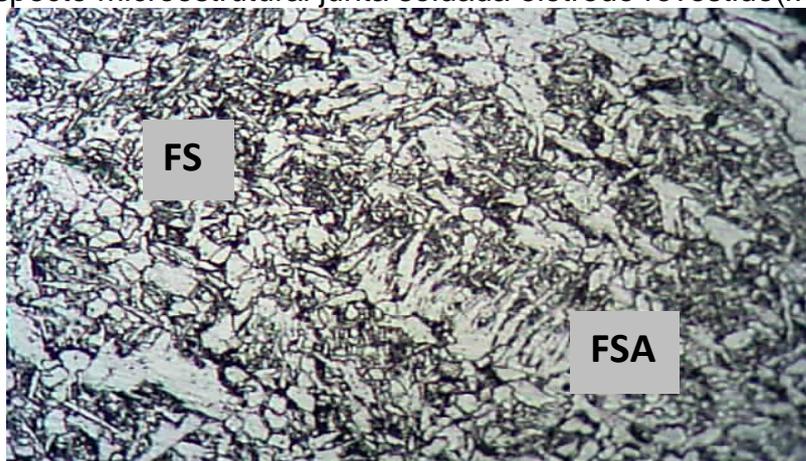
A análise realizada nessas regiões através das micrografias limita-se à identificação qualitativa dos microconstituintes que formam o metal de solda. Independente do processo de soldagem na região colunar a estrutura predominante é a ferrita acicular (FA), ferrita primaria (FP) e ferrita de segunda fase alinhada (FSA).

Figura 28. Aspecto microestrutural junta soldada eletrodo revestido (ZTA)



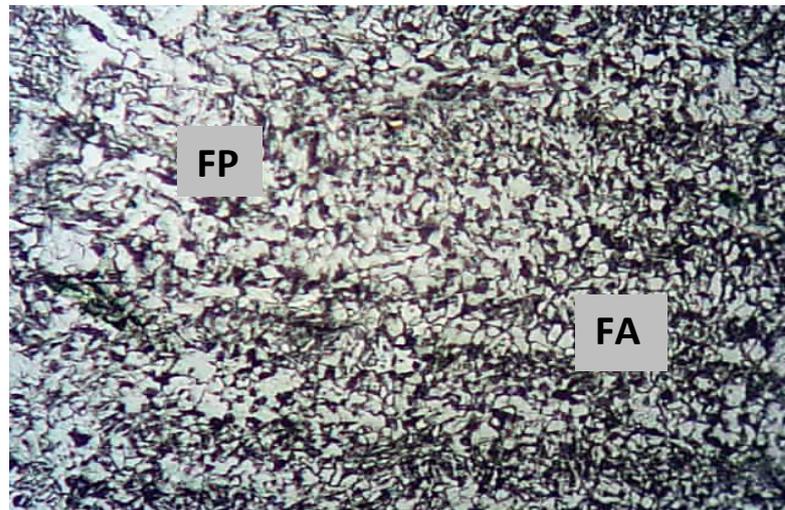
ER-7 – ZTA -400X – NITAL 3%

Figura 29. Aspecto microestrutural junta soldada eletrodo revestido(Metal de solda)



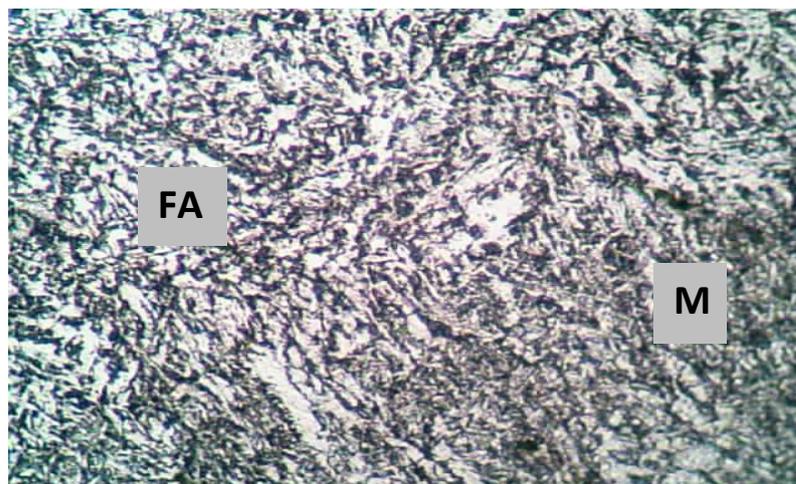
ER-7 – METAL DE SOLDA -400X – NITAL 3%

Figura 30. Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (ZTA)



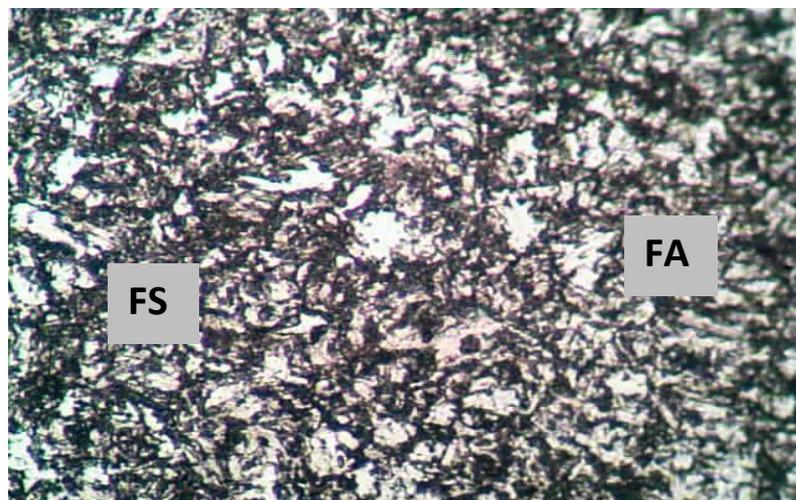
ER-7 – ZTA -400X – NITAL 3%

Figura 31. Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Metal de solda)



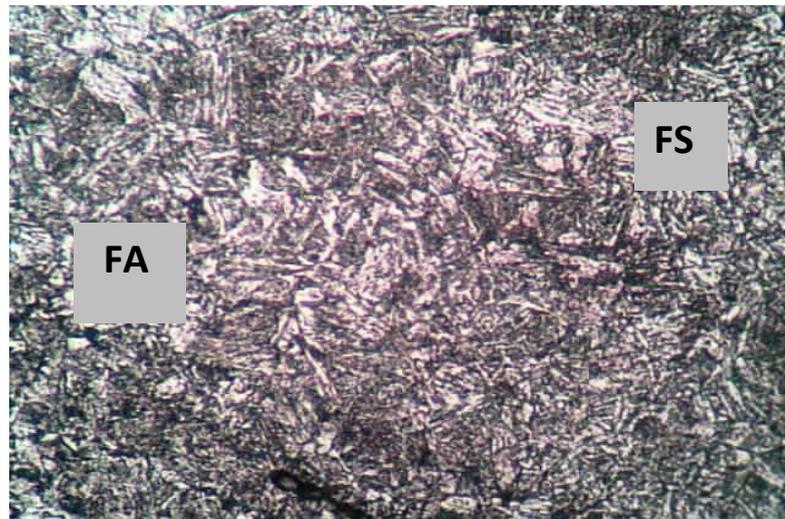
AT-3 – METAL DE SOLDA -400X – NITAL 3%

Figura 32. Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Raiz)



AT-3 – RAIZ -400X – NITAL 3%

Figura 33. Aspecto micrografico junta soldada Arame Tubular (Raiz)



AT-3 – ZTA -400X – NITAL 3%

Figura 34. Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)

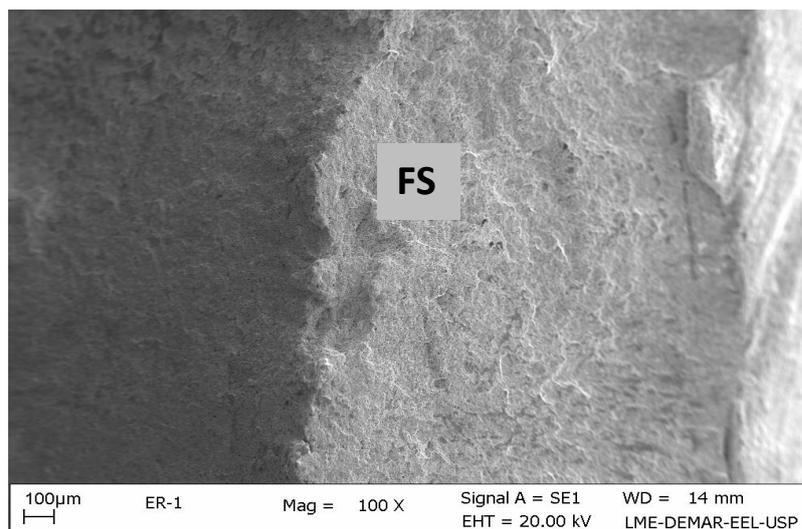
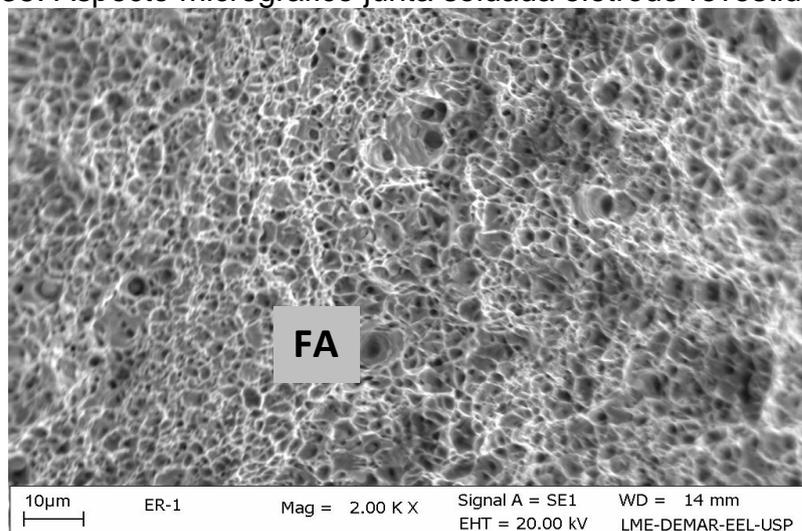


Figura 35. Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)



AT-3 – ZTA -400X – NITAL 3%

Figura 36. Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido (MEV)

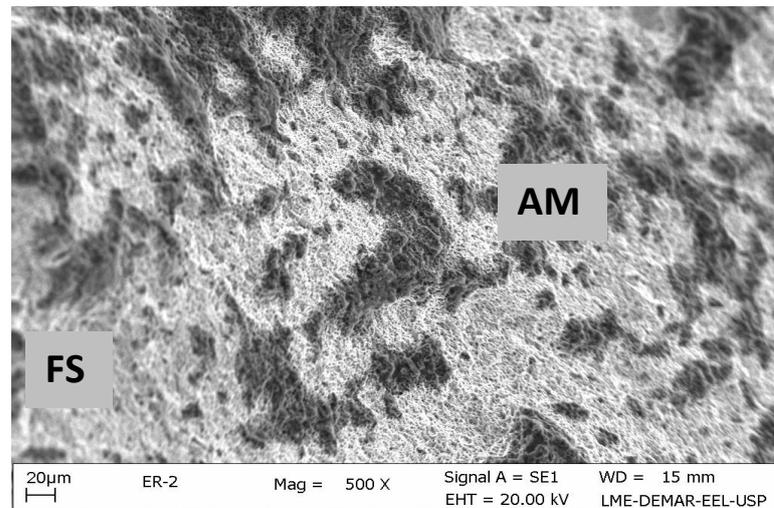
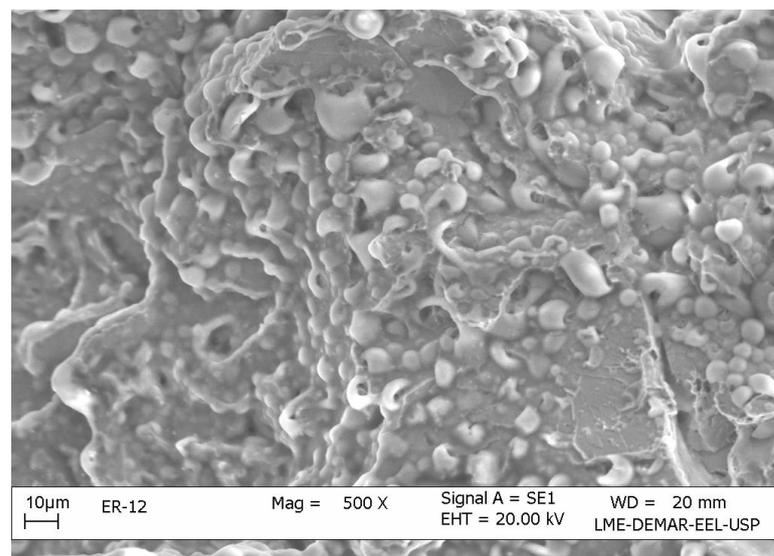


Figura 37. Aspecto micrografico junta soldada eletrodo revestido ER-12 (MEV)



As Figuras V.14 e V.17 apresentam as micrografias do microscópio eletrônico de varredura (MEV) nas regiões de grãos colunares e de grãos reaquescidos ou refinados do metal de solda soldados pelos processos revestido e arame tubular. A análise realizada nessas regiões através das micrografias apresentam microconstituintes que formam o metal de solda e suas características micro estruturais. As amostras realizadas com o MEV possibilitaram a confirmação da existência de precipitados no metal de solda, conforme mostrado na Figura V.15.

Figura 38. Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)

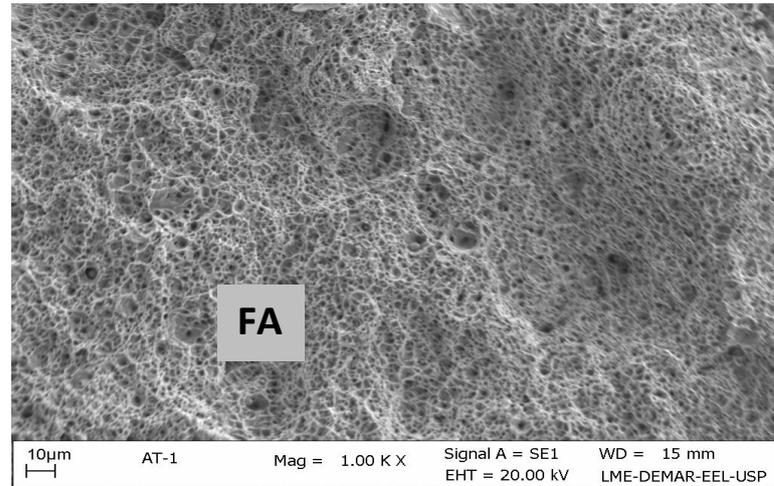


Figura 39. Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)

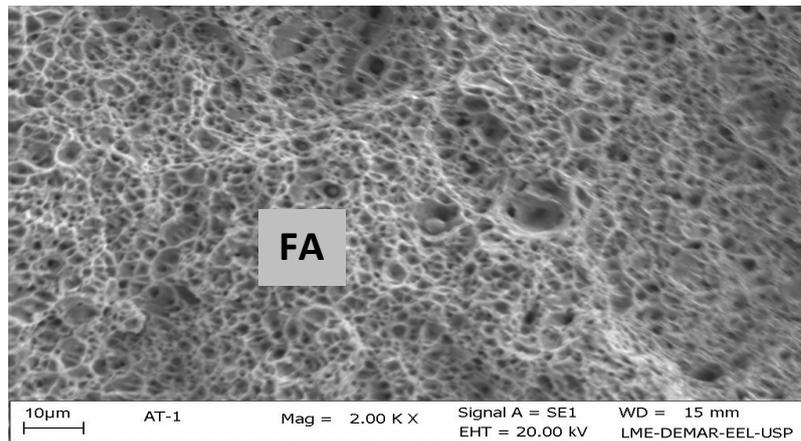


Figura 40. Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)

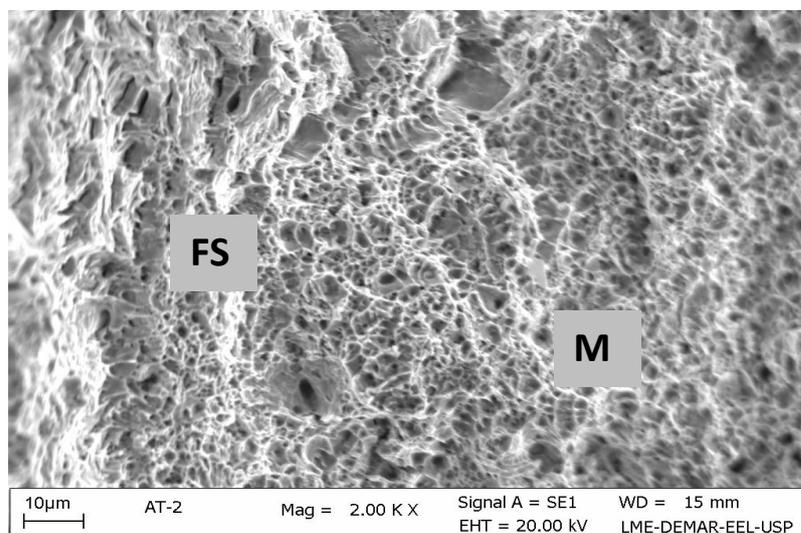
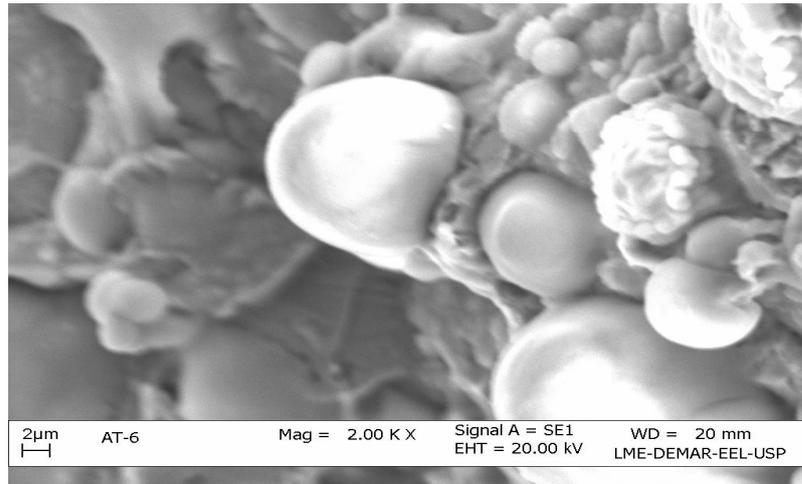


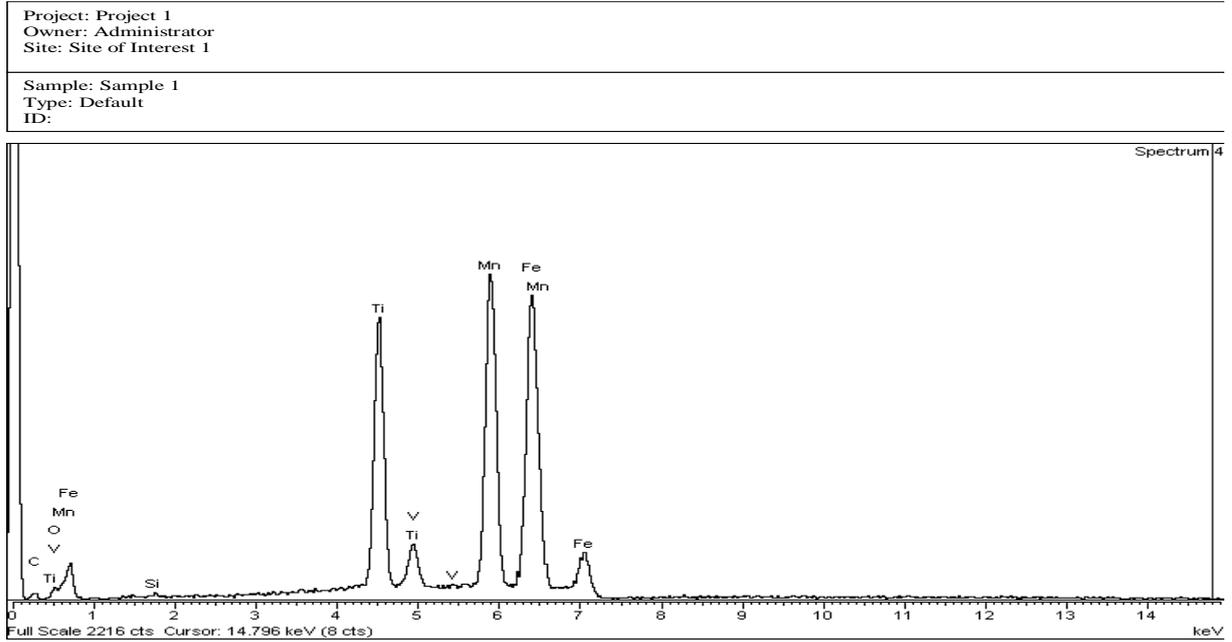
Figura 41. Aspecto micrografico junta soldada arame tubular (MEV)



5.4.3 EDS

O EDS da amostra AT3 (Arame tubular) apresenta formações em esfera em algumas regiões que caracteriza concentração de Manganês proveniente da abertura do arco e composição química do aço ASTM A 516 GRAU 70. Também podemos verificar a presença de outros elementos de liga tais como: Carbono, Ferro, Titânio, Vanádio, Silício, conforme Figura V.18.

Figura 42. Espectroscopia de Energia Dispersiva a amostra AT3



Spectrum processing :
 No peaks omitted

Processing option : All elements analyzed (Normalised)
 Number of iterations = 2

Standard :
 C CaCO3 1-Jun-1999 12:00 AM
 O SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
 Si SiO2 1-Jun-1999 12:00 AM
 Ti Ti 1-Jun-1999 12:00 AM
 V V 1-Jun-1999 12:00 AM
 Mn Mn 1-Jun-1999 12:00 AM
 Fe Fe 1-Jun-1999 12:00 AM

| Element | Weight% | Atomic% |
|---------|---------|---------|
| C K | 2.34 | 9.29 |
| O K | 1.96 | 5.84 |
| Si K | 0.14 | 0.24 |
| Ti K | 18.18 | 18.07 |
| V K | 0.62 | 0.58 |
| Mn K | 38.12 | 33.04 |
| Fe K | 38.64 | 32.95 |
| Totals | 100.00 | |

Sample Notes:

LME-DEMAR-EEL-USP

6. DISCUSSÃO

Destaca-se entre as comparações entre os processos eletrodo revestido e arame tubular, além das características mecânicas e microestruturais dos metais de solda, as características de produtividade associadas a cada um destes processos.

6.1 Produtividade

Segundo Myres (2002), em artigo sobre as vantagens e desvantagens dos arames tubulares do tipo “metal cored”, comenta que de todos os consumíveis de soldagem, os arames do tipo “metal cored” possuem uma das maiores taxas de deposição, na faixa de 5,4 a 6,4 kg/h para um arame com diâmetro de 1,2 mm. Esta afirmação também é confirmada por Joaquim (2006), como já comentado no item I.1.3, que indica as mesmas taxas de deposição para soldagem realizada por arames tubulares com proteção gasosa, com intensidade de corrente entre 200 e 300 A, para diâmetro de arame similar ao evidenciado por Myres (2002).

O processo com eletrodo revestido básico, dentro da literatura pesquisada (JOAQUIM, 2006; OKUMURA e TANIGUSGI, 1982) são apontadas taxas de deposição na faixa de 2 a 3 kg/h, para intensidade de corrente entre 180 e 200 A.

No presente trabalho foram obtidas taxas de 2,15 kg/h para o processo com eletrodo revestido e de 5,66 kg/h para o processo com arame tubular, as quais estão em acordo com as apresentadas pela literatura. Estes resultados mostram uma superioridade de 163% da taxa de deposição do processo arame tubular, as quais estão em acordo com as apresentadas pela literatura. Estes resultados mostram uma superioridade de 163% da taxa de deposição do processo arame tubular em relação ao eletrodo revestido, se aproximando do resultado de 176% encontrado por De Paula (1987), Peclly e Antunes (2002) também demonstraram esta mesma vantagem ao compararem o processo SMAW com o processo FCAW utilizando arame do tipo “flux cored” autoprottegido.

A maior produtividade do arame tubular sobre o eletrodo revestido, também constatada no presente trabalho, torna a soldagem com arame tubular cada vez mais atrativa para a aplicação nos processos de fabricação e reparos de equipamentos.

6.2 Propriedades Microestruturais e Mecânicas dos Metais de Solda

6.2.1 Aspectos Microestruturais

Os resultados obtidos das análises metalográficas dos metais de solda por microscopia eletrônica de varredura (MEV), foi observado que ambos os metais após tratamento térmico para alívio de tensão (TTAT), apresentam microestruturas compostas por bainita (FS) e martensita (M) e também algumas regiões com ferrita acicular (FA) o que indica elevada resistência mecânica resultante de sua composição química, convergindo dessa forma, para as indicações da literatura (JOAQUIM, 2006; KEEHAN, 2004; KEEHAN [31]).

Em estudos realizados por Zhang e Farrar (1997) utilizando séries de metais de solda C-Mn-Ni pelo processo eletrodo revestido, foi observado na microestrutura da região colunar que era para um alto nível de manganês, isto é, 1,6% Mn, e uma variação no teor de níquel de 0 (zero) e para 1,0% (um por cento), há uma ocorrência de crescimento considerável das regiões com ferrita acicular (FA) tornando-se predominante. Também foi constatado pelo mesmo trabalho que mantendo o percentual de manganês (1,6%) e aumentando a quantidade de níquel para 2,5% Ni, ou seja alto Mn e Ni aparecem regiões martensíticas com ligeira redução da ferrita com a segunda fase (SF).

As análises metalográficas do presente trabalho mostram que as microestruturas oriundas tanto do processo elevado revestido e do arame tubular possuem em suas composições químicas, altos teores de manganês (Mn). O que verificado no EDS (Figura V.18) e corrobora com os resultados encontrados nos ensaios de tração.

6.2.2 Propriedades Mecânicas

Os dados de dureza medidos na seção transversal dos metais de solda nas condições TTAT, apresentados nas Figuras III.2 e III.3 revelam uma maior tendência para maiores valores de dureza na raiz de solda produzido pelo eletrodo revestido.

Ao se analisar os resultados de dureza do presente trabalho verifica-se que mesmo com maior proporção de estrutura martensítica, a dureza média do metal de solda produzido pelo arame tubular foi inferior ao metal de solda produzido pelo eletrodo revestido.

Este fato se explica pela composição química dos metais de solda e pelo percentual de região reaquescida. O metal de solda do eletrodo revestido possui um maior percentual de Cr e presença do Mo, o que vem combinar com a constatação de Evans (1991b) sobre a ação destes elementos no aumento de dureza do metal de solda, pelo aumento de carbeto e do microconstituente A-M na região reaquescida, onde este efeito está somado ao fato do maior percentual de região reaquescida no metal de solda do eletrodo revestido ambos metais de solda apresentaram um aumento médio de dureza, inferindo que isto justifica pela ação de precipitação dos carbeto.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V apresentados no item III.3.2, revelam que o metal de solda do eletrodo revestido apresentou melhor tenacidade. Analisando esta condição, a maior tenacidade obtida por eletrodo revestido vem de encontro com os fundamentos das discussões anteriores.

6.3 Produtividade

Sobre o aspecto da produtividade do processo eletrodo revestido em relação ao arame tubular, é notório na literatura (MARQUES, MODESINI e BRACARENSE, 2005; JOAQUIM, 2006) que o último apresenta larga vantagem sobre o primeiro, onde a taxa de deposição aparece como um dos parâmetros corroboradores desta constatação.

Myres (2002), em artigo elucidativo sobre as vantagens e desvantagens dos arames tubulares do tipo “metal cored”, comenta que de todos os consumíveis de soldagem, os arames do tipo “metal cored” possuem uma das maiores taxas de deposição, na faixa de 5,4 a 6,4 kg/h para um arame com diâmetro de 1,2 mm. Esta afirmação também é confirmada por Joaquim (2006) como já comentado no item I.1.3, que indica as mesmas taxas de deposição para soldagem realizada por arames tubulares com proteção gasosa, com intensidade de corrente entre 200 e 300 A, para diâmetro de arame similar ao evidenciado por Myres (2002).

Em relação à taxa de deposição esperada para o processo com eletrodo revestido básico, dentro da literatura pesquisada (JOAQUIM, 2006; OKUMURA e TANIGUSCI, 1982) são apontadas taxas de deposição na faixa de 2 a 3 kg/h, para intensidade de corrente entre 180 e 200 A.

No presente trabalho foram obtidas taxas de 2,20 kg/h para o processo com eletrodo revestido e de 5,45 kg/h para o processo com arame tubular, as quais, estão em acordo com as apresentadas pela literatura. Estes resultados mostram uma superioridade de 166% da taxa de deposição do processo arame tubular em relação ao eletrodo revestido, se aproximando do resultado de 176% encontrado por De Paula (1987), ao realizar uma comparação econômica entre soldagens realizadas com eletrodo revestido básico AWS E 7018 e arame tubular do tipo “flux cored” AWS E 71T1.

Pecly e Antunes (2002) também demonstraram esta mesma vantagem ao compararem o processo SMAW com o processo FCAW utilizando arame do tipo “flux cored” autoprotetido.

A maior produtividade do arame tubular sobre o eletrodo revestido, também constatada no presente trabalho, torna a soldagem com arame tubular cada vez mais atrativa para a aplicação nos processos de fabricação e reparos de equipamentos. Entretanto, vale ressaltar que em determinados casos, principalmente no reparo de componentes que estarão sujeitos a solicitações severas, a ponderação, no que se refere às propriedades mecânicas do metal de solda, se torna necessária. Neste caso, é questionado se maior relevância, para escolha do melhor processo, está no aspecto produtividade ou no aspecto das

propriedades mecânicas do metal de solda, uma vez que, os metais de solda obtidos pelo processo arame tubular, tendem a apresentar maior percentual de constituintes microestruturais de baixa temperatura de transformação, o que pode propiciar comportamento em tenacidade inferior (RAMINI et al., 2005; SVOBODA et al., 2007).

7. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os grandes desenvolvimentos e incrementos tecnológicos no setor de soldagem a cada dia proporcionam um aumento das opções de escolhas para decisão do melhor processo de soldagem, dentro de um determinado campo de aplicação. Entretanto, a escolha deverá respeitar os critérios técnicos e econômicos, norteados pela produtividade e integridade da junta soldada, integridade esta que será avaliada pelas propriedades mecânicas do metal solda, determinando assim o grau de confiabilidade na aplicação específica. Salientando que no caso de operações “offshore”, a confiabilidade depende fundamentalmente da segurança das linhas de ancoragem.

Dentro do escopo deste trabalho, que comparou dois processos de soldagem ao arco elétrico, eletrodo revestido e arame tubular, em termos de produtividade e propriedades mecânicas, na busca de fundamentos científicos que nortegassem a melhor escolha, para soldagem de equipamentos de amarração de plataformas “offshore”, foi destacado que o desempenho do processo com eletrodo revestido não é o mais satisfatório quando avalia-se a produtividade proporcionada por este processo. A larga vantagem do arame tubular do tipo “Metal Cored” é constatada pela sua alta taxa de deposição, proporcionada à execução da soldagem em um tempo duplamente reduzido, o que a princípio seria considerado como o grande diferencial positivo na escolha deste processo. Por outro lado, as soldagens em equipamentos de amarração demandam cautela para os aspectos que envolvem as propriedades mecânicas dos metais de solda produzidos, principalmente no que se refere à boa tenacidade e alta resistência requerida após o tratamento térmico para alívio de tensões.

Neste contexto comparativo, os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que o metal de solda produzido pelo eletrodo revestido supera o do arame tubular, dentro do conjunto das propriedades mecânicas exigidas por norma.

Os teores dos elementos de liga, onde se destacaram o Mn, Ni, Cr e Si, e as suas ações sobre os aspectos microestruturais, foi um dos fatores que contribuiu para as diferenças metalúrgicas entre os metais de solda estudados como por

exemplo, os diferentes percentuais de regiões colunar e reauecida, produzidos por cada processo e a microestrutura.

Desta forma, pode-se sugerir que melhores resultados de tenacidade ao impacto, para o metal de solda produzido pelo arame tubular utilizado neste trabalho, podem ser obtidos pelo aumento do número de passes, objetivando um maior percentual de região reauecida ao longo da junta, o que irá diminuir a sua vantagem produtiva. Sugere-se também uma avaliação de novas formulações para este tipo de consumível, visando à obtenção de uma microestrutura mais favorável à tenacidade, não comprometendo o limite de resistência, dentro das exigências da aplicação.

7.1 Conclusões

Os resultados obtidos e analisados neste trabalho permitem chegar as seguintes conclusões:

O metal de solda obtido pelo processo com eletrodo revestido apresenta uma maior tenacidade ao impacto quando comparado ao obtido com arame tubular. Este fato pode ser relacionado às características da microestrutura e ao maior percentual de região reauecida no metal de solda do eletrodo revestido, em função do maior número de passes;

Os metais de solda produzidos pelo processo arame tubular apesar de apresentar valores de tenacidade inferiores aos encontrados no processo de eletrodo revestido apresenta valores médios de tenacidade muito próximos do mínimo exigido nas especificações para construção de vaso de pressão. Em função disto deverá ser melhor analisado, pois necessita de maior confiabilidade e isto é fator decisivo na escolha do processo para esta aplicação específica.

7.2 Sugestões de Continuidade

A diversidade de aplicações dos processos de soldagem na fabricação de equipamentos, ainda estabelecem um grande desafio, na busca de novos procedimentos e consumíveis, norteados em pesquisas que contribuam para otimizar os aspectos produtividade e confiabilidade.

A seguir, apresenta-se algumas sugestões de futuros trabalhos, dentro desta linha de pesquisa:

- Analisar por microscopia eletrônica de transmissão a influência dos carbonetos formados na microestrutura dos metais de solda;
- Realizar um estudo comparativo entre os arames do tipo autoprottegido e por proteção gasosa para aplicações em aços ASTM A 516 GRAU 70;
- Estudar o comportamento da microestrutura nas propriedades mecânicas do aço ASTM A 516 GRAU 70, variando a temperatura de preaquecimento.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALÉ, R. M.; JORGE, J. C. F.; REBELLO, J. M. A. Constituintes Microestruturais de soldas de aço C-Mn Baixa Liga. Parte II: Metal de Solda. **Soldagem & Materiais**, v. 3, n. 5, 1993.

AMERICAN BUREAU OF SHIPPING. **Certification of Offshore Mooring Chain**. New York, 1999.

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

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. Sc. DPPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2004.

COSTA, L. V. **Análise das Propriedades Mecânicas de Elos de Amarras de aço API-2F Submetidos a Ensaio de Fadiga**. Dissertação M. Sc. PPTec/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

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.

EVANS, G. M. The Effect of Chromium on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Research Abroad**, c. 37, n. 2/3, pp. 2-10, Feb/Mar 1991a.

The Effect of Molybdenum on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Research Abroad**, c. 37, n. 2/3, pp. 2-10, Feb/Mar 1991b.

The effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Research Abroad**, v. 37, n. 2/3, pp. 70-83, Mar 1991c.

The Effect of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits. **Welding Research Abroad**, c. 37, n. 2/3, pp. 2-10, Feb/Mar 1991d.

EVANS, G. M. The Effect of Stress-Relieving on the Microstructure and properties of C-Mn All-Weld Metal. **Welding Research Abroad**, v. 37, n. 2/3, pp. 2-10, Feb/Mar. 1991.

FCAW – Best Practices. **Welding Journal**, v. 85, n. 11, pp. 54-58, Nov. 2006.

FORTES, C. **Arames Tubulares OK**. ESAB, 2004. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br>>. Acesso em: 10/04/2006.

Eletrodos Revestidos OK. ESAB, 2004. Disponível em: <<http://www.esab.com.br>>. Acesso em: 10/04/2006.

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, Jun. 1995.

HARRISON, P.; FARRAR, R. Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni weld Metals. Part 1 – microstructural Development. **Metal Construction**, v. 19, n. 7, pp. 392R-399R, Jul. 1987.

HOEKSTRA, S.; BURG, M. A. M. S.; OUDEM, G. Microstructure and Notch Toughness of ferritic weld Metal. **Metal Construction**, v. 18, n. 12, pp. 772-775, Dec. 1986.

HONEYCOMBE, R. W. K. The tempering of martensite. In: *Steels: Microstructure and Properties*, chapter 8, London, UK, Edward Arnold Publishers, 1981.

IIW Doc. nº IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2. **Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals**. June, 1988.

JOAQUIM, R. **Arame Tubular**. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br>>. Acesso em: 10/04/2006.

JORGE, C. F. J. et al. O Estado da Arte no Estudo da Fragilização ao Revenido de Juntas Soldadas de Aço 2,25%Cr-1,%Mo. **Tecnologia & Cultura**, CEFET/RJ, v. 4, n. 4. pp. 6-97, Jan 2001.

JORGE, C. F. J.; REBELLO, J. M. A. Influência do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades mecânicas de Cordões de Solda de Alta Resistência. In: **Anais** do XVI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 87-99. Caxambu, MG, dezembro, 1990.

Microscopia Eletrônica de Varredura em Cordões de Solda de Aços de Alta Resistência. **Soldagem & Materiais**, v. 1, n. 3, pp. 44-50, Jul. 1999.

JORGE, et al. Influência da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metais de Solda de Alta Resistência. **XXXIII Congresso Nacional de Soldagem**, CT 47, Caxias do Sul, RS, Brasil, Agosto 2007.

JORGE, J. C. F. et al. Desenvolvimento de Procedimentos de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo. In: **Anais** do XXVII Congresso Nacional de Soldagem, Campinas, SP, outubro, 2001.

O Estado da Arte no Estudo da Fragilização ao Revenido de Juntas Soldadas de Aço 2,25%Cr-1,00%Mo. **Tecnologia & Cultura**, CEFET-RJ, v. 4, n. 4, pp. 68-97, Jan. 2001.

KEEHAN, E. **Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals**. Ph D. dissertation. Chalmers University of Technology and Göteborg University, Göteborg, Sweden, 2004.

KEEHAN, E. et al. **Microstructural Characterisation of As-deposited and reheated weld Metal – High Strength steel Weld Metals**, IIW Doc. IX-2187-06.

KEEHAN, E. et al. New developments with C-Mn-Ni-High-Strength Steel Weld Metals. Parte A – Microstructure. **Welding Journal**, v. 85, n. 9, pp. 200s-210s, Sep. 2006.

LORD, M. et al. Effect of Interpass Temperature on Properties of High-Strength Weld Metals. **Svetsaren**, v. 54, n. 1, pp. 53-58, 1999.

MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J. BRACARENSE, A. Q. Soldagem: Fundamentos e Tecnologia, Belo Horizonte, Editora UFMG, 2005.

MEDEIROS, L. F. F. **Estudo da Vida em Fadiga de Amarras de aço API-2F Utilizando a Técnica de Flexão Rotativa**. Dissertação M. Sc. DPPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2003.

MODENESI, P. J. **Soldabilidade dos Aços Transformáveis**. Belo Horizonte: UFMG, 2004.

MOTA, C. A. M. **Níquel e Manganês como Controladores da Tenacidade na Soldagem com Arames Tubulares Autoprotégidos**. Tese DSc., UFSC, Florianópolis, SC, Brasil, 1998.

MYRES, D. Metal Cored Wires: Advantages e Disadvantages. **Welding Journal**, v. 81, n. 9, pp. 39-42, Sept. 2002.

OFFSHORE STANDARD DNV-OS-F101. **Submarine Pipeline Systems**. Sec. 6, p. 52, 2000.

OKUMURA, T.; TANIGUSCI, C. Engenharia de Soldagem e Aplicações. Rio de Janeiro: Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982.

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.

PACHECO, P. M. C. et al. Modeling the Residual life for Recovered Schackles. 20th International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering. **Paper 3399**. Rio de Janeiro, Brazil, 3-8 June 2001.

PECLY, P. H. R.; ANTUNES, E. S. Estudo Econômico comparativo entre os Processos de Soldagem Arame Tubular (Semi-Automatizado e Mecanizado) e Eletrodo Revestido. **XXVIII Congresso Nacional de Soldagem**, CT 20, São Paulo, SP, Novembro, 2002.

PIRES, F. S. **Avaliação do Efeito do Dano por Fadiga nas Propriedades de Tração e Dureza do Aço Grau R4 da norma W22/2004 Utilizado na Confecção de Amarras de Linhas de Ancoragem.** Dissertação M. Sc. PPTEC/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

POPE, A. M. et al. Nomenclatura dos Constituintes Microestruturais de soldas de aço C-Mn e Microligados. In: **Anais** do VII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 113-131, 1981.

RAMINI, M. N. et al. Influence of Procedure Variables on C-Mn-Ni-Mo Metal Cored Wire Ferritic All-Weld Metal. **Welding Journal**, v. 84, n. 9, pp. 139s-148s, Sept. 2005.

SÁ, A. L. C. Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas Resultantes da Soldagem de um aço do Tipo HY-80 com os Processos eletrodo Revestido e arame Tubular. Dissertação de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1999.

SALVADOR, L. S. F. **Efeito da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Aços de Alta Resistência.** Dissertação M. Sc., COCPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 1997.

SALVADOR, L. S.; JORGE, J. C. F.; BOTT, I. S. Efeito da Composição Química e Tratamento Térmico de Alívio de Tensões nas propriedades de Metais de Solda de Alta Resistência para Aplicação em Estruturas Offshore. In: **Anais** do XXI Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, pp. 337-351, Caxias do Sul, RS, Jun. 1995.

SMAW – Best Practices. **Welding Journal**, v. 85, n. 5, pp. 66-71, May 2006.

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

SURIAN, E. et al. Influence of Carbon on Mechanical properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode. **Welding Journal**, v. 70, pp. 133s-140s, Jun. 1991.

SURIAN, E.; RISSONE, M. R.; VEDIA, L. Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld Metal Properties. **Welding Journal**, v. 84, n. 4, pp. 53s-62s, April 2000.

SVOBODA, H. G. et al. Efecto Del Procedimiento de Soldadura y la Microestructura Del Metal de aporte Puro de Aceros Ferríticos de Alta Resistência Depositados con Alambres Tubulares. **Soldagem & Inspeção**, v. 12, n. 2, pp. 124-132, Abr. 2007.

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

THEWLIS, G. Classification and Qualification of Microstructures in Steels. **Materials Science and Technology**, v. 20, pp. 143-160, Feb. 2004.

VEDIA, I. A.; SVOBODA, H. G. **Introducción a La Metalurgia de La Soldadura**. 2004. Disponível em: <http://www.fi.uba.ar/6716/metalurgia_de_la_soldadura_2.pdf>. Acesso em: 04/05/2007.

VOGEL, J. P. **Contribuição à Metodologia de Estudo de Viabilidade Técnica e Econômica – EVTE**: Uma Aplicação para o Setor Petrolífero. Dissertação de M. SC. DPPG/CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2000.

VOGEL, J. P.; OURO, C. R. EVTE para Inspeção, Qualificação e Certificação de Amarras de Aço para Plataformas de Petróleo. In: **Projeto 4523**, CEFET/RJ, setembro, 2000.

WELDING HANDBOOK. **Shielded Metal Arc Welding**. Vol. 2, 9 ed., chapter 2, Miami, USA, Annette O'Brien Editor, 2004.

ZANG, Z.; FARRAR, R. A. Columnar Grain Development in C-Mn-Ni Low-Alloy Weld Metals and the influence of Nickel, **Journal of Materials Science**, v. 30, n. 22, 1995.

Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of C-Mn-Ni Weld Metals. **Welding Journal**, v. 76, n. 5, pp. 183s-196s, May 1997.