CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

EFEITO DO PROCEDIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE / MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA

Sergio Maciel Faragasso

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

Orientadores:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Rio de Janeiro

Setembro de 2011

EFEITO DO PROCEDIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE/MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA

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

Sergio Maciel Faragasso

Aprovada por:

_____

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

_____

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

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

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

Rio de Janeiro

Setembro de 2011

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

F219 Faragasso, Sergio Maciel
Efeito do procedimento e tratamento térmico pós-soldagem na relação tenacidade/microestrutura de metal de solda de aço de extra alta resistência /Sergio Maciel Faragasso.—2011.
xiv,55f. : il.col. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca ,2011
Bibliografia : f.53-55
Orientadores : Luís Felipe Guimarães de Souza [e] Jorge Carlos Ferreira Jorge .

1.Engenharia mecânica 2.Engenharia de materiais 3.Solda e soldagem 4.Metais-Tratamento térmico I.Souza, Luís Felipe Guimarães de (orient.) II.Jorge, Jorge Carlos Ferreira (orient.) III.Título.

CDD 620.1

A minha família

AGRADECIMENTOS

- A Deus, por sempre estar presente em todos os meus momentos e providenciar pessoas de extremo valor para fazer parte da minha vida, me ajudando e me direcionando.

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

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

- À Professora Ivaní de Souza Bott (Ph.D) da PUC-Rio, pelo inestimável auxílio na realização dos ensaios metalográficos por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

- Aos meus pais Luiz Sergio Faragasso e Mara Rúbia Maciel Faragasso, por estarem sempre por perto e torcendo por mim.

- À minha esposa Silvia de Souza Faragasso e meus filhos, Luiz Felipe e Maria Luiza, pela compreensão nos momentos em que estive ausente.

- Aos Professores do CEFET/RJ: Sildenir Alves Ribeiro (M.Sc.), Júlio Roberto Santos Bicalho (M.Sc.), Hector Reynaldo Meneses Costa (D.Sc.), pelo incentivo e auxilio, também a todos os colegas, professores e administrativos da UnED – Maria da Graça, e em especial ao Diretor prof° Sergio de Mello Teixeira.

- Ao professor Sergio Lisboa pelo auxílio, amizade, e ajuda em momentos difíceis.

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

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

- À ESAB pela seção do consumível.

RESUMO

EFEITO DO PROCEDIMENTO E TRATAMENTO TÉRMICO PÓS-SOLDAGEM NA RELAÇÃO TENACIDADE/MICROESTRUTURA DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE EXTRA ALTA RESISTÊNCIA

Sergio Maciel Faragasso

Orientadores:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

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

Realizou-se a avaliação de metal de solda com resistência mecânica superior a 860 MPa, para utilização na soldagem de aço grau R4 da norma IACS W22. Para tanto, foram produzidas juntas soldadas por meio de eletrodos revestidos com 4,0 mm de diâmetro, cuja composição básica é: 0,07% C, 1,96% Mn, e 2,66% Ni. Após a soldagem foram realizados ensaios mecânicos e metalográficos em corpos-de-prova retirados integralmente do metal de solda depositado nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos pós-soldagem. Os resultados mostraram que os metais de solda obtidos apresentaram propriedades mecânicas adequadas, em particular a tenacidade ao impacto, propiciando resultados superiores aos mínimos requeridos para a utilização na soldagem do aço grau R4 da norma IACS W22 para todas as condições de análise, indicando que o balanço adotado entre os elementos Mn e Ni possibilitou uma relação resistência mecânica/tenacidade adequada para aplicação em aços de alta resistência utilizados em equipamentos de ancoragem de plataformas de petróleo. A análise metalográfica mostrou que a microestrutura presente na região colunar do último passe é composta por uma mistura de bainita e martensita enquanto que a frente do entalhe Charpy-V é predominantemente constituída de bainita e martensita revenida de baixo carbono o que justifica os valores satisfatórios de tenacidade ao impacto, mesmo com altos valores de resistência mecânica.

Palavras -Chave:

Metal de solda; Alta resistência; Tenacidade.

Rio de Janeiro - RJ

Setembro de 2011

ABSTRACT

EFFECT OF THE PROCEDURE AND POST WELD HEAT TREATMENT ON THE TOUGHNESS/MICROSTRUCTURE RELATIONSHIP OF EXTRA HIGH STRENGTH WELD METAL

Sergio Maciel Faragasso

Advisors:

Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

Abstract of dissertation submitted to Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, CEFET/RJ, as partial fulfillment of the requirements for the degree of Mestre em Engenharia Mecânica e Tecnologia de Materiais.

A weld metal deposit with tensile strength higher than 860 MPa for the welding of an IACS W22 R4 Grade Steel was evaluated. Welded joints were produced by using 4.0mm diameter covered electrodes in multipass technique whose basic composition is: 0.07% C; 1.96% Mn and 2.66% Ni. After welding mechanical and metallographic tests were performed in all weld metal samples in the as welded and post welded heat treatment conditions. The results showed that the obtained weld metals presented mechanical properties higher than the minimum required for the welding of an IACS W22 R4 Grade steel, and particularly good impact properties, in all condition analysis, which indicates that the Mn- Ni balance adopted makes possible to reach an adequate strength/toughness relationship for high strength steel applied in mooring equipments. The metallographic analysis reveals that the top bead microstructure is mainly composed by bainite and martensite and at the Charpy-V notch tip test piece the microstructure is predominantly formed by bainite and low carbon tempered martensite which is in agreement with the impact results despite the high values of tensile strength.

Keywords:

High strength; Weld metal; Toughness.

Rio de Janeiro

September 2011

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3

I.1 – Aço de Alta Resistência Grau R4 3

I.2– Relação Tenacidade/Microestrutura em Metais de Solda de Aço de Extra Alta Resistência 4

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS 21

II.1 – Materiais 21

II.2 – Soldagem 21

II.3 – Tratamento Térmico Pós-Soldagem 24

II.4 – Análise Química 24

II.5 – Ensaio de Tração 24

II.6 – Ensaio de Impacto Charpy-V 24

II.7 – Ensaio de Dureza 25

II.8 – Ensaios Metalográficos 26

CAPÍTULO III – RESULTADOS 28

III.1 – Introdução 28

III.2 – Análise Química 28

III.3 – Ensaio de Tração 28

III.4 – Ensaio de Impacto Charpy-V 30

III.5 – Ensaio de Dureza 34

III.6 – Ensaios Metalográficos 35

III.6.1 – Macrografia 35

III.6.2 – Microscopia Ótica (MO) 36

III.6.3 – Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) 36

CAPÍTULO IV – DISCUSSÃO 44

IV.1 – Ensaio de Tração 44

IV.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V 44

IV.2.1 – Variação da Temperatura de Tratamento Térmico Pós-Soldagem 45

IV.2.2 – Variação do Tempo de Tratamento Térmico Pós-Soldagem 46

IV.2.3 – Efeito da Temperatura de Ensaio na Tenacidade ao Impacto 46

IV.3 – Ensaio de Dureza 47

IV.4 – Relação Tenacidade X Microestrutura 48

CONCLUSÕES 51

Sugestões de Trabalhos Futuros 52

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 53

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 - Constituintes da Microestrutura de Metal de Solda 6

Figura I.2 – Diagrama TRC para metal de solda de aço, relacionando os possíveis efeitos na microestrutura e elementos de liga nos produtos de transformação para diferentes tempos de resfriamento da solda 7

Figura I.3 – Relação entre limite de escoamento e energia absorvida a -40 °C para metais de solda de alta resistência 8

Figura I.4 - Influência do Mn e Ni no comportamento de transformação do metal de solda 9

Figura I.5 - Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento. Composição: 0,06% C; 0,56% Mn e 0,05% Ni 10

Figura I.6 - Microestruturas de metal de solda com diferentes taxas de resfriamento. Composição: 0,04% C; 1,29% Mn e 3,58% Ni 10

Figura I.7 - W6 (1,6%Mn e 7,45%Ni) 12

Figura I.8 - W3 (0,5%Mn e 6,95%Ni) W5 (1,6%Mn e 5,23% Ni) 12

Figura I.9 - W4 (1,6% Mn e 2,88% Ni) 12

Figura I.10 - W1 (0,5% Mn e 1,08% Ni) W2 (0,5% Mn e 3,85% Ni) 12

Figura I.11 – Diagrama de Equilíbrio Fe-Ni 12

Figura I.12 (a) – Efeito do níquel na energia absorvida para um teor de 0,7% Mn 14

Figura I.12 (b) – Efeito do manganês na energia absorvida para teor de 5,5% Ni 14

Figura I.12 (c) - Efeito do níquel na energia absorvida para um teor de 1,6% Mn 14

Figura I.13 – Influência do níquel na microestrutura do metal de solda em função do teor de manganês 15

Figura I.14 – Influência dos teores de Mn e Ni na porcentagem de ferrita acicular (FA) presente no metal de solda 15

Figura I.15 - Indicação dos limites para início de formação da martensita 16

Figura I.16 - Efeito da concentração de Mn e Ni na tenacidade a - 60°C, previsto por rede neural 17

Figura I.17 - Efeito da concentração de Mn e Ni na microestrutura e na tenacidade ao impacto à - 60°C, previsto por rede neural 17

Figura I.18 - Efeito da temperatura de transformação na microestrutura e na tenacidade do metal de solda 18

Figura I.19 – Efeito da relação Mn-Ni na microestrutura de metais do solda de alta resistência 20

Figura – II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado 22

Figura II.2 – Seqüência de deposição dos passes de soldagem 23

Figura II.3 – Aspecto geral da junta soldada 23

Figura II.4 – Posicionamento de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada 25

Figura II.5 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers 26

Figura II.6 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 27

Figura III.1 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem nas propriedades de tração do metal de solda 29

Figura III.2 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem no alongamento e redução de área do metal de solda 30

Figura III.3 – Energia absorvida no ensaio de impacto para as condições CS e TTPS 31

Figura III.4 - Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem na tenacidade ao impacto do metal de solda 32

Figura III.5 – Energia absorvida X temperatura para as condições de como soldado (CS) e de tratamento térmico pós soldagem (TTPS) a 600°C por 2 horas 33

Figura III.6 – Variação da dureza Vickers (HV 0,1 kgf) ao longo do metal de solda para as condições de como soldado e após TTPS a 600 °C por 1, 2 e 3 horas 35

Figura III.7 - Macrografia da junta no estado de como soldado 35

Figura III.8 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MO. Aumento: 500X. Ataque: nital 2% 38

Figura III.9 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MO. Aumento: 1kX. Ataque: nital 2% 39

Figura III.10 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MO na região do último passe (*top bead*). Aumento: 500X. Ataque: nital 2% 40

Figura III.11 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por M.O. na região do último passe (*top bead*). Aumento: 1KX. Ataque: nital 2% 40

Figura III.12 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MEV na região do último passe (*top bead*). Aumentos: 3kX e 5kX. Ataque: nital 2%. CS- como soldado 41

Figura III.13 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MEV. Aumento: 3kX. Ataque: nital 2%. CS - como soldado 42

Figura III.14 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MEV. Aumento: 5kX. Ataque: nital 2%. CS - como soldado 43

Figura IV.1 - Efeito do níquel e do manganês na energia de impacto Charpy-V para metais de solda de acordo com Lord 50

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 – Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22	3
Tabela I.2 – Propriedades Mecânicas de Metais de Solda de Extra Alta Resistência	19
Tabela II.1 – Composição química do consumível. (Dados do fabricante)	21
Tabela II.2 – Parâmetros de soldagem utilizados	22
Tabela III.1 – Resultado da análise química do metal de solda depositado e dados de composição conforme o fabricante do consumível	28
Tabela III.2 - Resultados dos ensaios de tração dos metais de solda	29
Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após o tratamentos térmicos pós-soldagem por 2 horas	31
Tabela III.4 - Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após TTPS a 600 °C por 1, 2 e 3 horas	32
Tabela III.5 - Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição	33
Tabela III.6 – Resultados de ensaios de microdureza do metal de solda	34
Tabela III.7 – Percentuais de regiões colunar e reaquecida do metal de solda	36

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Intensidade de Corrente em ampéres
Al	Alongamento percentual
AM	Microconstituinte austenita-martensita
ASTM	*American Society for Testing and Materials*
AT	Aporte Térmico em KJ/mm
AWS	*American Welding Society*
CS	Como Soldado
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Primária
FS	Ferrita com Segunda Fase
FSA	Ferrita com Segunda Fase Alinhada
FSNA	Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada
HV	Dureza *Vickers*
IIW	International Institute of Welding
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MET	Microscopia Eletrônica de Transmissão
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
M_S	Ponto de Início da Martensita
SMAW	*Shielded Metal Arc Welding*
TRC	Transformação Em Resfriamento Contínuo
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
V	Tensão em v*olts*

INTRODUÇÃO

O desenvolvimento de aços de alta resistência tem possibilitado diversas aplicações trazendo como principal vantagem a redução de peso das estruturas [1,2] podendo-se citar como exemplos as crescentes aplicações em oleodutos e gasodutos, estruturas *off-shore*, pontes entre outras [3]. Paralelamente, se faz necessário o desenvolvimento de consumíveis de soldagem e processos apropriados para estas aplicações. Embora disponíveis desde a década de 60 [4], os metais de solda com limites de escoamento de 690 MPa e superiores, foram utilizados em uma escala limitada e com muitas precauções, principalmente para propósitos militares. Mais recentemente, com o aumento da demanda pela aplicação dos aços de alta resistência, uma ampla gama de processos de soldagem tem sido apresentada, envolvendo técnicas que possibilitam a aplicação com elevada produtividade e grande tolerância de processo, podendo-se citar como principais exemplos, os eletrodos revestidos para soldagem na posição vertical descendente e o processo arame tubular. Uma das principais questões que envolvem atualmente a aplicação de metais de solda de alta resistência está relacionada aos mecanismos utilizados para a obtenção destas resistências elevadas. Na formulação dos consumíveis para soldagem é reconhecido [1,3 e 4], que uma maior tolerância aos efeitos do ciclo térmico da soldagem é obtido com sistemas baseados em maiores percentuais de elementos de liga, o que leva a uma maior dificuldade em se obter metais de solda com níveis de tenacidade ao impacto desejado, em particular onde as microestruturas predominantes para os metais de solda de alta resistência consistem em bainita e martensita. Outro aspecto, ainda relacionado a estas estruturas, diz respeito à tendência para fissuração a frio do metal de solda e as situações em que se faz obrigatório à utilização de tratamentos térmicos pós-soldagem que levam a uma queda significativa da resistência mecânica do metal de solda.

As propriedades mecânicas dos aços de alta resistência são obtidas através de uma composição química bem balanceada em combinação com um tratamento térmico bem controlado. Deste modo, dependendo do fabricante do aço é possível obter diferentes níveis de resistência, a partir de uma dada composição química [3]. A maior parte dos aços produzidos, na condição de temperados e revenidos, contêm elementos de liga como o manganês, níquel, molibdênio, cromo e, em alguns casos, pequenas quantidades de boro objetivando algum endurecimento adicional. Normalmente, alguns elementos na condição de micro adições também se fazem presentes com o objetivo de se favorecer a formação de uma microestrutura martensítica fina após têmpera permitindo com isto obter, para estes aços, elevados limites de escoamento e de resistência associados com boa tenacidade ao impacto.

Em função das diferentes rotas de processamento que definem características particulares para os aços por elas produzidos, os fabricantes de consumíveis direcionaram seus esforços no desenvolvimento de metais de solda, particularmente com baixo teor de carbono, como uma solução para os problemas relativos ao metal de solda [5]. Dentre os problemas mais comuns estão à tendência para a fissuração a frio, a perda de tenacidade após tratamentos térmicos pós-soldagem e tenacidade inferior ao metal base. Os desenvolvimentos mais recentes apontam que uma composição química com baixo teor carbono e um balanço entre os elementos Mn e Ni permitem obter elevados limites de escoamento e de resistência combinados com altos valores de tenacidade ao impacto.

O principal objetivo deste trabalho é avaliar a microestrutura e as propriedades de um metal de solda de extra alta resistência com composição básica de 0,07% C, 1,96% Mn, e 2,66% Ni, quando submetido a condições de soldagem que envolve a aplicação de preaquecimento e de tratamento térmico pós soldagem (TTPS), tendo como base a aplicação da soldagem em um aço do tipo Grau R4 da norma IACS W22 [2].

CAPÍTULO I – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 – Aço de Alta Resistência Grau R4

A evolução e o aperfeiçoamento dos processos de produção tem possibilitado a fabricação de aços com níveis de resistência cada vez elevados, resultado do desenvolvimento e de modernos projetos que buscam uma otimização da relação resistência/peso objetivando produzir estruturas mais leves e mais eficientes. Obtidos através da combinação de adição de elementos de liga associados aos processos de fabricação e tratamentos térmicos diversos, os aços de alta resistência devem também apresentar uma boa soldabilidade, além de elevadas resistência mecânica e tenacidade. Como um exemplo em particular, destaca-se as aplicações que envolvem a utilização dos aços para sistemas e acessórios de ancoragem que atendem a norma IACS W22 [2] como o aço Grau R4. A *International Association Classification Society* (IACS) é uma sociedade classificadora que estabelece através do documento IACS W22 o conjunto de especificações, diretrizes e recomendações a serem utilizados pelas sociedades classificadoras nos serviços de classificação naval, para amarras e acessórios de linhas de ancoragem, constituindo, portanto, um conjunto de exigências técnicas cobrindo requisitos para materiais, projeto, fabricação e ensaios de aceitação. A padronização consiste no estabelecimento de graus conforme mostrado na Tabela I.1. É importante observar que esta padronização não obriga a faixas de composições químicas específicas ou limites para um determinado elemento de liga, sendo exigido somente o atendimento aos requisitos das propriedades mecânicas. Isto possibilita várias opções para a fabricação do aço e conseqüentemente um comportamento diverso por ocasião da soldagem, a qual deve levar em consideração as características relativas à rota de produção e composição química. O elevado compromisso entre resistência mecânica e tenacidade ao impacto exigido para o aço R4, torna a formulação de consumíveis de soldagem para estes aços um grande desafio para os desenvolvedores.

Tabela I.1 – Propriedades mecânicas dos aços segundo a norma IACS W22 [2].

Grau	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	E_{cv} à -20ºC (J)
R3	410	690	17	50	40
R3S	490	770	15	50	45
R4	580	860	12	50	50
R4S	700	960	12	50	56
R5	760	1000	12	50	58

Obs.: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Al –alongamento; RA – redução de área; E_{cv} – energia Charpy-V.

I.2 – Relação Tenacidade/Microestrutura em Metais de Solda de Aço de Extra Alta Resistência

A relação entre tenacidade e microestrutura em metais de solda tem sido objeto de estudo já há algum tempo havendo um consenso de que, para que seja obtido elevado nível de resistência acompanhado de elevada resistência mecânica, os metais de solda devem possuir baixo teor de carbono e um balanço de composição química que propicie a formação de ferrita acicular e/ou constituintes de tamanho de grão refinado.

Dada a importância identificada entre tenacidade e microestrutura, ainda na década de 80, o *International Institute of Welding* IIW [6], apresentou um sistema para a identificação dos microconstituintes de metais de solda ferríticos, descrevendo os principais tipos e suas sub-categorias da seguinte forma:

a) Ferrita Primária [FP]: Pode ocorrer de duas formas sendo nucleadas nos contornos de grão da austenita prévia ou no meio do grão austenítico que podem ser contadas independentemente se o operador se sentir confiante sobre a identificação clara de cada uma delas.

a1) Ferrita de Contorno de Grão [FP(G)]: Veios ou grãos poligonais de ferrita associados com contornos de grãos austeníticos primários.

a2) Ferrita Poligonal Intergranular [FP(I)]: Grãos de ferrita usualmente poligonais, localizados dentro de grãos austeníticos primários, três vezes maiores do que os grãos ou laminas adjacentes de ferrita.

b) Ferrita Acicular [FA]: Constituinte intragranular de grão fino, com uma morfologia de emaranhado e com grãos se entrecruzando, separados por contornos de alto ângulo e razão de aspecto variando de 3:11 até 10:1. Pode incluir ainda ripas isoladas de elevada razão de aspecto.

c) Ferrita Com Segunda Fase [FS]: Pode ocorrer de duas formas, que podem ser contadas independentemente se o operador se sentir confiante sobre a identificação clara de cada uma delas.

c1) Ferrita com segunda fase alinhada [FS(A)]: Duas ou mais laminas paralelas de ferrita. No caso de apenas duas lâminas, a razão de forma deve ser maior que 4:1. Se o operador tiver segurança, este constituinte pode ser sub-classificado como: ferrita de placas laterais [FS(PL)], bainita superior [FS(BS)] ou bainita inferior [FS(BI)].

c2) Ferrita com segunda fase não alinhada [FS(NA)]: Ferrita envolvendo completamente microfases aproximadamente equiaquixiais ou distribuídas aleatoriamente ou em ripas isoladas de [FA].

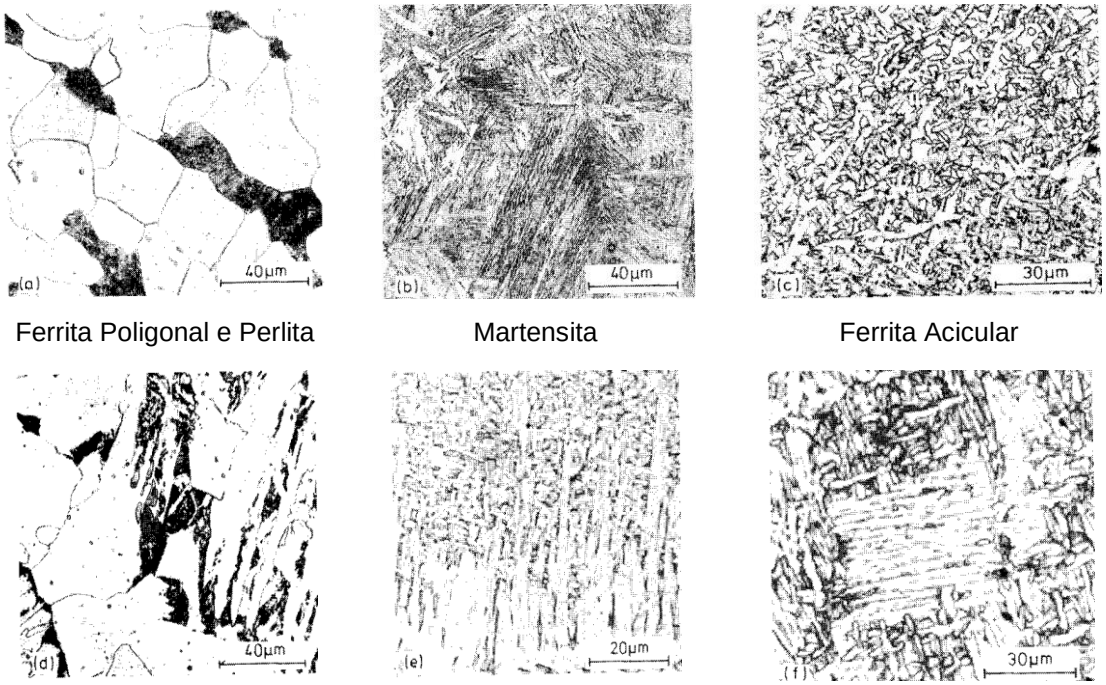
d) Agregado Ferrita-Carbeto [AFC]: Estruturas finas de ferrita e carbonetos, incluindo ferrita com carbonetos “interfásicos” e perlita. Se o constituinte é claramente identificado como perlita deve ser designado como [FC(P)]. Se o constituinte for menor que as lâminas adjacentes dentro do grão austenítico primário, deve ser desprezado.

e) Martensita [M]: Colônias de martensita maiores que as ripas de ferrita dentro dos grãos austeníticos prévios adjacentes. Colônias menores devem ser tratadas como microfases. É o constituinte que se forma como produto final de transformação, ocorrendo em soldagens com baixo aporte de calor.

Em complemento a identificação dos tipos de constituintes, o documento IX 1533-88 do IIW [6] comenta sobre as dificuldades de distinção entre os constituintes, onde a ferrita com segunda fase alinhada poderá ser identificada como bainita superior ou bainita inferior, sendo esta distinção particularmente difícil com o uso do microscópio ótico. 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. Além dos constituintes microestruturais apresentados, é importante acrescentar o microconstituinte AM (austenita-martensita), resultante da transformação incompleta da austenita em martensita, formando ilhas de austenita com martensita. Sobre o efeito do microconstituinte AM é evidenciado que o mesmo pode se apresentar como prejudicial à tenacidade do metal de solda, dependendo de sua morfologia e distribuição [7], sendo particularmente prejudicial quando em forma alongada e em contorno de grão e na forma massiva quando em frações superiores a 5% em volume. Entretanto, a decomposição deste microconstituinte, em decorrência do alívio de tensões ou pelo reaquecimento em soldas com múltiplos passes, pode resultar em um efeito benéfico à tenacidade segundo Jorge et.al [7]. Em se tratando dos aspectos da microestrutura de metais de solda de alta resistência e com o crescimento dos níveis de resistência, a microestrutura tende a ser basicamente composta por bainita (FS) e martensita (M), tendendo a diminuir a quantidade de ferrita acicular (FA), conforme Hoekstra et.al [8].

Harrison e Farrar [9] demonstram através de imagens de microscopia ótica algumas das características microestruturais típicas encontradas em metais de solda ferríticos as quais são apresentadas na Figura I.1.[9]. Observam-se tanto a ocorrência das estruturas normalmente encontradas nos aços C-Mn comuns resfriados lentamente e rapidamente

como: ferrita- perlita e martensita respectivamente, quanto as estruturas identificadas pelo o IIW para os metais de solda como: FA; FP já citadas anteriormente entre outras.



Ferrita Poligonal e Perlita | Martensita | Ferrita Acicular

Ferrita Acicular de Contorno e Perlita | Ferrita de Placas Laterais e Perlita | Ferrita Acicular

Figura I.1 - Constituintes da Microestrutura de Metal de Solda [9].

As transformações do metal de solda a partir da decomposição da austenita ocorrem abaixo de 800°C sendo que a temperatura exata depende tanto da taxa de resfriamento quanto da composição química. A decomposição da austenita é normalmente apresentada na forma de um Diagrama Transformação em Resfriamento Contínuo (TRC) conforme a Figura I.2 [10]. Pode-se observar que as microestruturas resultantes dependem principalmente da taxa de resfriamento e da composição química. Verifica-se que existe uma tendência para a formação de produtos de mais baixa temperatura de transformação, tais como martensita e bainita, para os metais de solda de alta resistência. Isto se deve à maior temperabilidade destes metais de solda em conseqüência da maior presença de elementos de liga, enquanto que para os metais de solda de aço C-Mn baixa liga predomina a ocorrência de constituintes como a ferrita acicular sendo esta considerada benéfica em relação a tenacidade ao impacto [6, 7, 9].

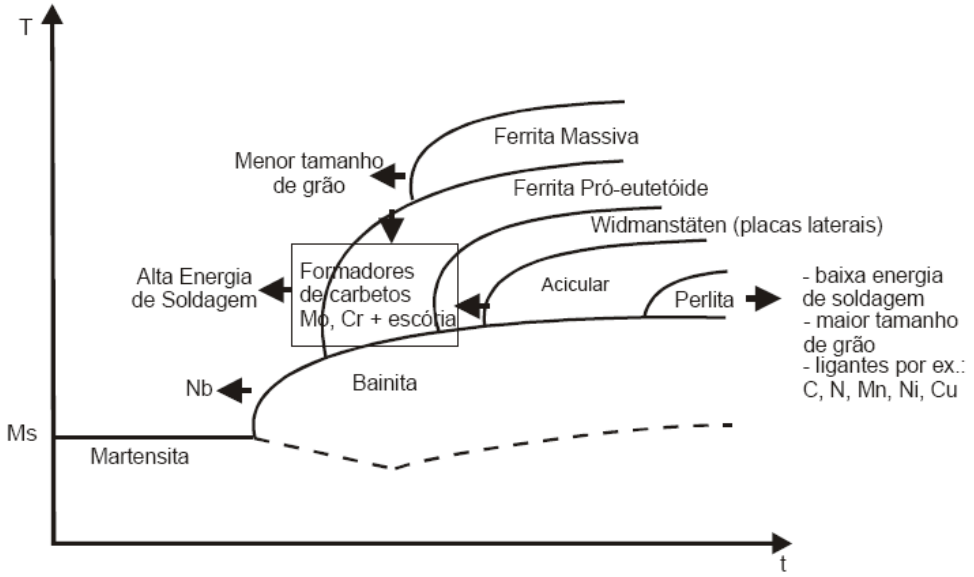


Figura I.2 – Diagrama TRC para metal de solda de aço, relacionando os possíveis efeitos na microestrutura e elementos de liga nos produtos de transformação para diferentes tempos de resfriamento da solda [10].

Segundo Svensson et. al. [1], os metais de solda podem ser divididos em três grandes grupos, quando se deseja relacionar a microestrutura com a resistência mecânica, quais sejam:

a) o primeiro grupo apresenta limites de escoamento até 550 MPa – Neste caso, a microestrutura será composta pelos constituintes convencionalmente encontrados em metais de solda de aços C-Mn baixa liga, quais sejam, ferrita primária, ferrita com segunda fase e ferrita acicular, de acordo com a terminologia proposta pelo IIW [6];

b) o segundo grupo apresenta limites de escoamento até 690 MPa – Neste caso, a microestrutura será composta de uma mistura de ferrita acicular, martensita e bainita, sendo a proporção dependente da composição química e;

c) o terceiro grupo para aços com limites de escoamento superiores, onde a microestrutura será composta exclusivamente por martensita e bainita, concordante com os resultados de Hoekstra et. al [8].

Ainda segundo Svensson et. al. [1], a questão principal do aumento da resistência do metal de solda é a inevitável queda de tenacidade, associada à esta mudança microestrutural, conforme mostrado na Figura I.3, onde se pode observar que ocorre um redução da energia absorvida no ensaio de impacto com o aumento da tensão limite de

escoamento do metal de solda para metais de solda obtidos pelos processos: arco submerso; eletrodos revestidos e arame tubular.

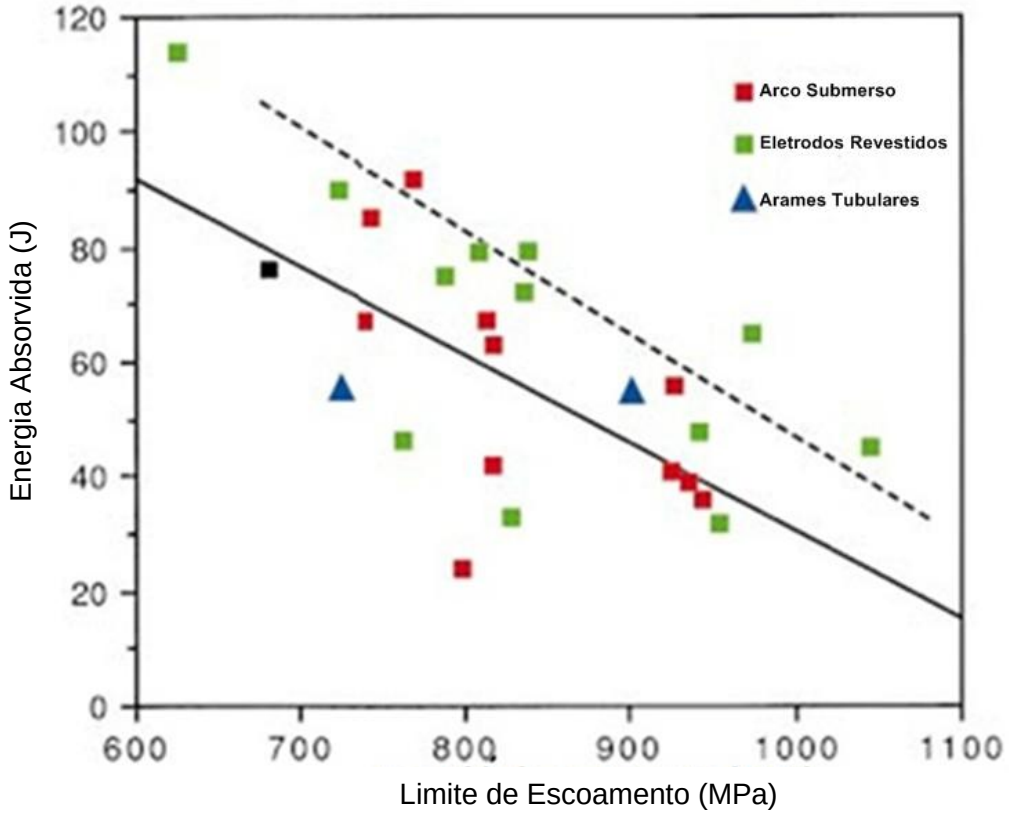
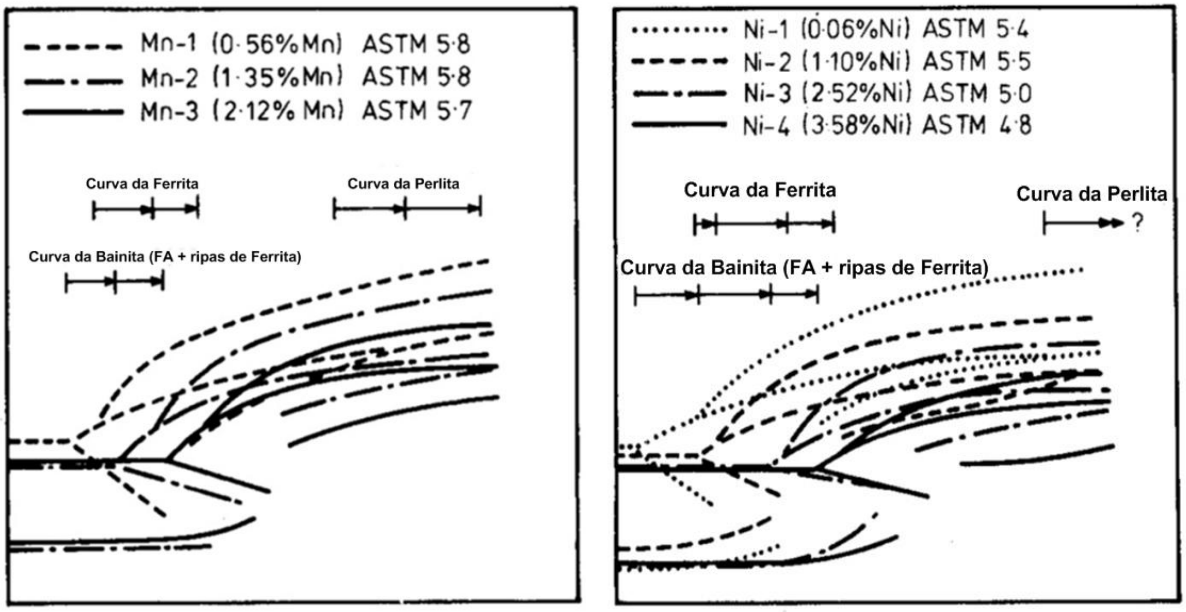


Figura I.3 – Relação entre limite de escoamento e energia absorvida a -40 °C para metais de solda de alta resistência [1].

Com objetivo de se produzir metais de solda com elevada resistência e tenacidade, existe um consenso na literatura [9, 12, 13 e 14] de que, a utilização de metais de solda com baixo teor de carbono associados a um balanço entre os elementos níquel e manganês permite obter elevados valores de tenacidade ao impacto associados a altas resistências. De fato, os elementos manganês e níquel quando desempenham papel importante 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, [12, 13, 14]. 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, aumentado consideravelmente a quantidade de ferrita com segunda fase (FS) e ferrita acicular (FA) [13]. Harrison e Farrar [9] creditam este efeito ao fato de que o níquel também possui a capacidade 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.

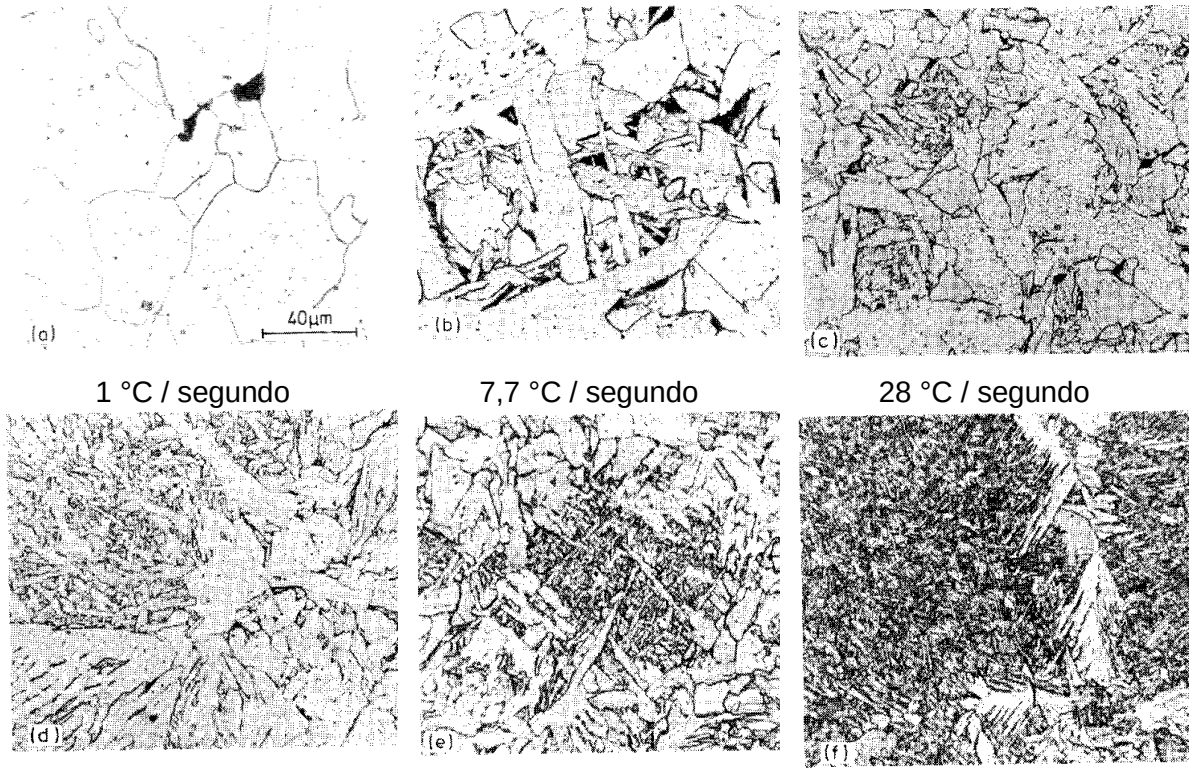
A Figura I.4 apresenta os efeito dos elementos manganês e níquel isoladamente nos diagramas de resfriamento contínuo obtidos por Harrison e Farrar [9]. Pode-se observar que ambos os elementos deslocam as curvas de início de transformação para a direita e para baixo favorecendo os produtos de baixa temperatura de transformação.



(a) Variação do teor de Manganês (b) Variação do teor de Níquel

Figura I.4 - Influência do Mn e Ni no comportamento de transformação do metal de solda [9].

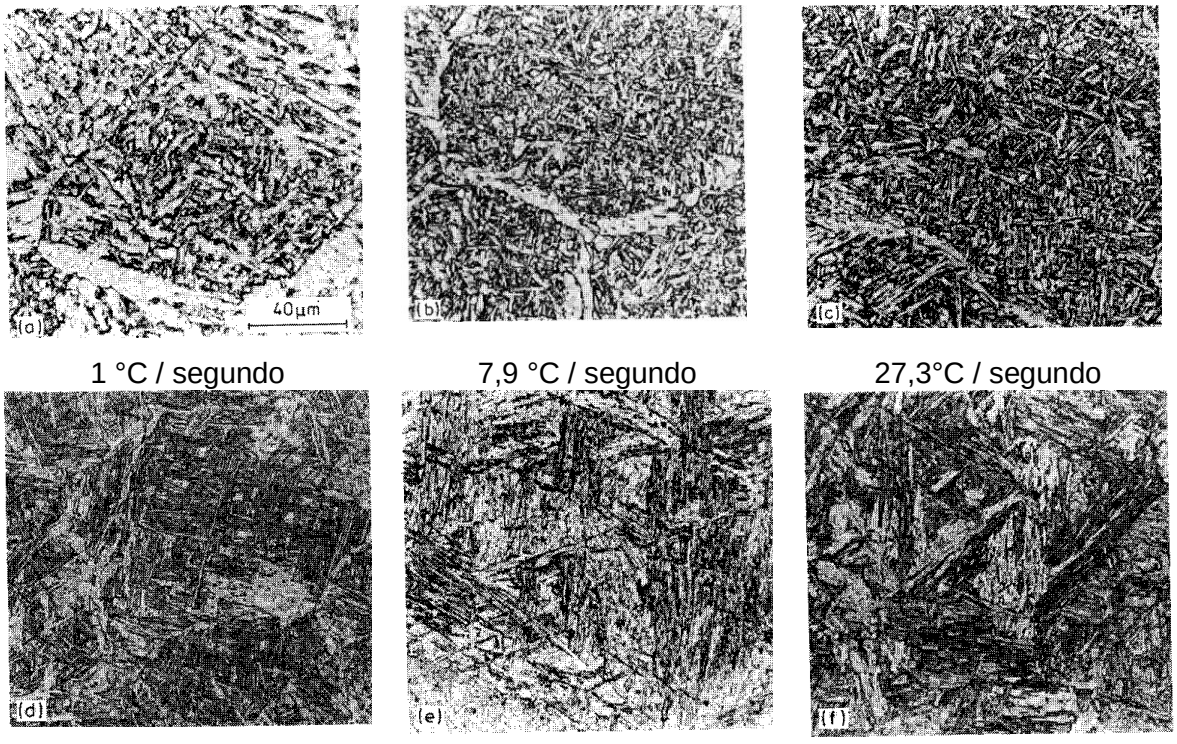
Em experimentos adicionais Harrison e Farrar [9] demonstraram a evolução das microestruturas resultantes em função da taxa de resfriamento imposta como mostram as Figuras I.5 e I.6, onde se pode observar a tendência para a formação de bainita e martensita com o aumento da velocidade de resfriamento.



1 °C / segundo | 7,7 °C / segundo | 28 °C / segundo

43 °C / segundo | 92 °C / segundo | 382 °C / segundo

Figura I.5 - Microestruturas de metais de solda com diferentes taxas de resfriamento. Composição: 0,06% C; 0,56% Mn e 0,05% Ni [9].



1 °C / segundo | 7,9 °C / segundo | 27,3°C / segundo

60 °C / segundo | 130 °C / segundo | 577 °C / segundo

Figura I.6 - Microestruturas de metal de solda com diferentes taxas de resfriamento. Composição: 0,04% C; 1,29% Mn e 3,58% Ni [9].

Em estudo de metais de solda de baixo carbono com variações dos efeitos dos elementos manganês e níquel sobre a microestrutura Kang et.al [13] observaram uma dependência da microestrutura resultante com os teores manganês e níquel através da análise de composições nas faixas entre 0,5% e 1,6% para o manganês e entre 1,08% à 7,45% para o níquel. Foi observado que há um aumento linear da dureza com o aumento dos teores de manganês e níquel o que foi atribuído pelos autores aos efeitos de solução sólida e a formação de fases duras. Verificou-se que o aumento do níquel afeta a tenacidade ao impacto cuja extensão depende do teor de manganês. Observou-se ainda, que para baixos teores de manganês a adição de níquel promove aumento da dureza sem prejuízo para a tenacidade, enquanto que para altos teores de manganês a adição níquel se mostra prejudicial para a tenacidade ao impacto. Os resultados sugerem que os teores ótimos de são de 0,5% a 1% para o manganês e de 4 a 5% para o níquel. As Figuras I.7 a I.10 apresentam os diagramas de resfriamento contínuo para as faixas de composição estudadas e para um teor de carbono de 0,02%. No experimento de Kang et. al. [13] realizado com metal de solda de carbono extra baixo (0,02%) foi observada uma variedade de constituintes microestruturais tais como a ferrita de contorno de grão, bainita, ferrita acicular e martensita em ripas (*lath martensite*). A distribuição destas microestruturas afeta de forma significativa as propriedades mecânicas. Kang et. al.[13] afirmam ainda que para o metal na condição de como depositado pode-se considerar os efeitos do níquel e manganês em estabilizar a austenita. Por exemplo ao considerar a variação microestrutura de ferrita de contorno de grão para ferrira acicular e para martensita em ripas com aumento do teor de níquel mantendo o manganês constante. O surgimento tanto da ferrita acicular, quanto da martensita, requer um valor limite de níquel. Estes resultados encontram concordância com os de Zang e Farrar [14], que demonstraram que a ferrita acicular começa a se formar com o aumento do teor de níquel em uma liga com 0,04%C e 0,7% Mn e que cerca de 30% em volume de estrutura martensítica foi formada para 5,5% de níquel. Foi demonstrado ainda [14] que para 1,6% de manganês ocorreu a formação de martensita para apenas 2,5% de níquel. Observando que a ferrita de contorno de grão é predominante para ligas com 0,5% de manganês e teores de níquel iguais ou inferiores a 3,85% KANG et. al [13] argumentam sobre os efeitos de estabilização da austenita causados pelos elementos Ni e Mn. A Figura I.11, apresenta o diagrama de equilíbrio Fe-Ni com foco no lado rico em ferro como função da temperatura e do teor de níquel. Dependendo do teor de níquel, a seqüência de resfriamento pode envolver a formação de fase δ. Utilizando como exemplo a Figura I.10 que corresponde ao metal de solda que contém baixo manganês e alto níquel (solda W2) verifica-se que o metal de solda passa pela transformação $\delta \rightarrow \gamma$ durante a qual ocorre um retardo do crescimento de grão austenítico. Isto, associado ao baixo gradiente de concentração carbono a frente grão austenítico, devido ao baixo teor

de carbono da liga, tem-se como resultado uma rápida formação nos contornos e crescimento dos grãos ferríticos atravessando os grãos austeníticos estabelecendo uma microestrutura grosseira.

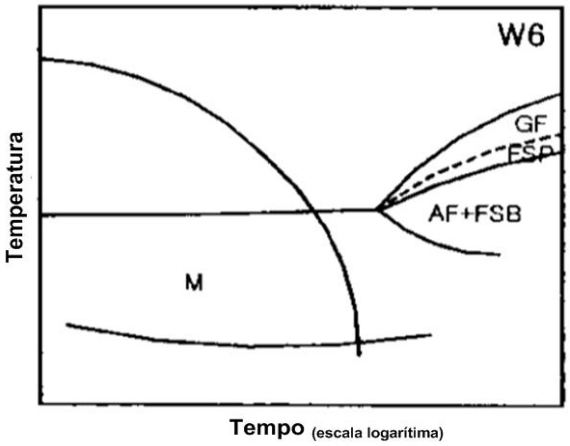


Figura I.7 - W6 (1,6%Mn e 7,45%Ni) [13]

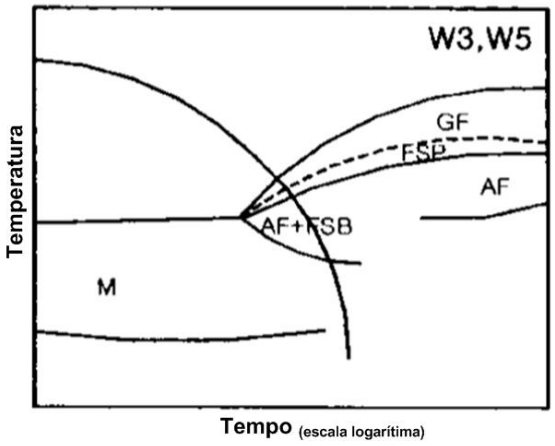


Figura I.8 - W3 (0,5%Mn e 6,95%Ni) W5 (1,6%Mn e 5,23% Ni) [13]

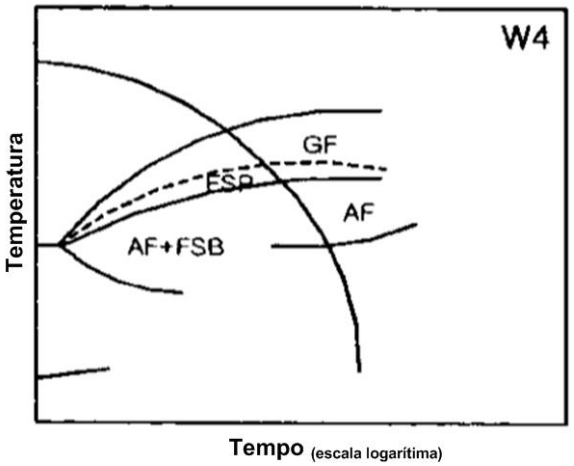


Figura I.9 - W4 (1,6% Mn e 2,88% Ni) [13].

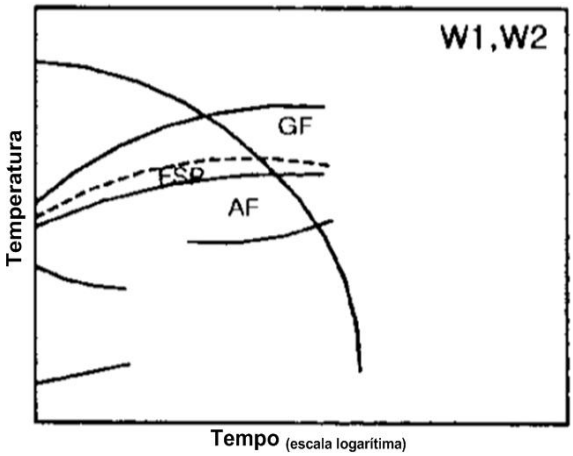


Figura I.10 - W1 (0,5% Mn e 1,08% Ni) W2 (0,5% Mn e 3,85% Ni) [13].

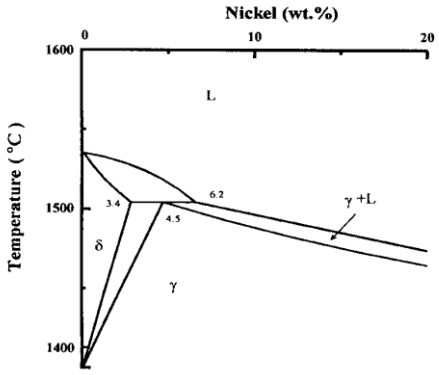


Figura I.11 – Diagrama de Equilíbrio Fe-Ni [13].

Os resultados de Zhang e Farrar [14] indicaram que os melhores níveis de tenacidade foram obtidos para uma combinação nas faixas de 0,6% a 1,4% manganês e de 1% a 3,7% níquel, salientando que, adições além deste limite promovem a formação da martensita e outras microestruturas que são prejudiciais para tenacidade do metal de solda conforme mostrado nas Figuras I.12 (a), (b) e (c), onde se observam as respectivas variações da microestrutura e da energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V do Mn em função do Ni. Taylor e Evans [15] ressaltam que é necessário fazer um balanço sobre o efeito combinado do níquel e do manganês de forma a assegurar níveis de tenacidade adequados para o metal de solda, uma vez que as adições de níquel reduzem o nível ótimo de manganês.

O aumento do teor de níquel refina a microestrutura do metal de solda, aumentando a dureza, as tensões de escoamento, resistência bem como a resistência ao impacto. Observa-se em geral que o efeito do níquel no intervalo de 0% a 3,5% níquel depende principalmente do teor de manganês [1, 9, 14, 20, 21, 28, 30, 31]. Concluiu-se, então, que o aumento do teor de níquel aumenta a fração volumétrica de ferrita acicular à custa da redução da ferrita poligonal, exceto para níveis elevados de manganês onde ocorre a transformação martensítica. Zhang e Farrar [14] apresentaram diagramas que contribuem para um melhor entendimento sobre o efeito do balanço entre o manganês e o níquel na formação de uma microestrutura com melhor tenacidade, conforme apresentado nas Figuras I.12 (a), (b) e (c). Os mesmos autores [14] sugerem que a melhor tenacidade em baixa temperatura, isto é, uma energia absorvida superior a 120 J à – 50 °C é obtida com uma combinação de 0,6%-1,4% de Mn e 1%-3,7% de Ni, estando associada a uma microestrutura com um percentual de 50 a 75% de ferrita acicular (FA) e ferrita primária. Portanto, níveis acima de 75% de ferrita acicular irão promover um efeito prejudicial à tenacidade do metal de solda, convergindo assim com as afirmações de Hoekstra et. al. [8]. No que tange esta questão é importante elucidar que a busca de maiores proporções de ferrita acicular, por intermédio do aumento dos elementos de liga, deverá ser margeada com as devidas ponderações, pois pelos diagramas apresentados nas Figuras I.13 e I.14, juntamente com o gráfico da Figura I.12 (b) concluindo neste caso, que altos níveis de ferrita acicular são acompanhados da presença de martensita, provocando um efeito prejudicial à tenacidade. Desta forma, conclui-se que a melhor combinação da microestrutura e composição química do metal de solda se caracteriza pelo nível adequado de ferrita acicular, assegurando a menor presença de martensita [14].

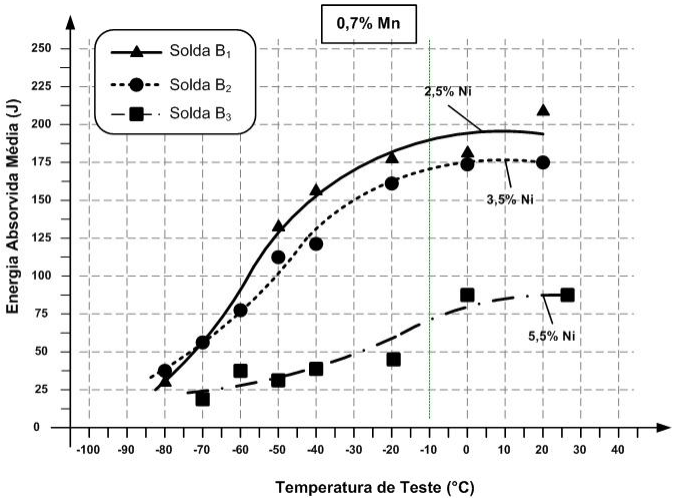


Figura I.12 (a) – Efeito do níquel na energia absorvida para um teor de 0,7% Mn [14].

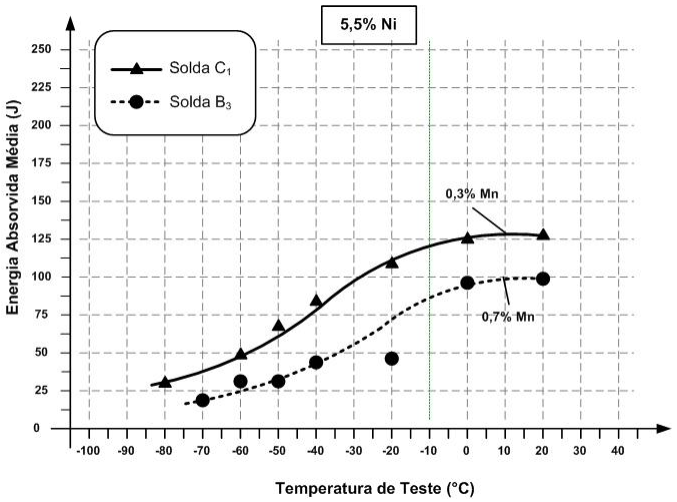


Figura I.12 (b) – Efeito do manganês na energia absorvida para um teor de 5,5% Ni [14].

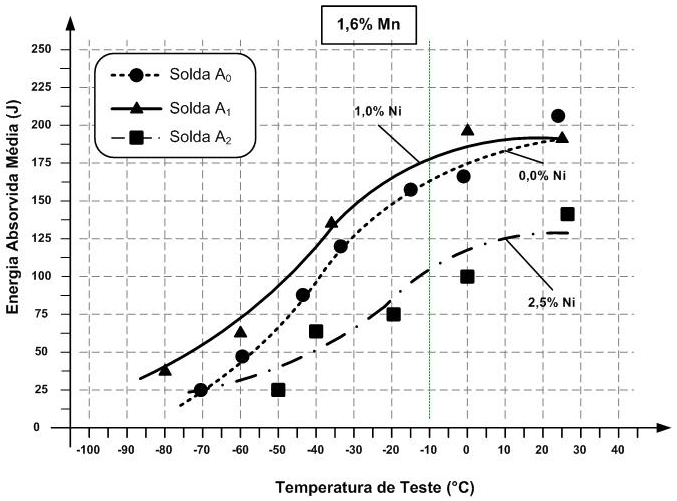


Figura I.12 (c) - Efeito do níquel na energia absorvida para um teor de 1,6% Mn [14].

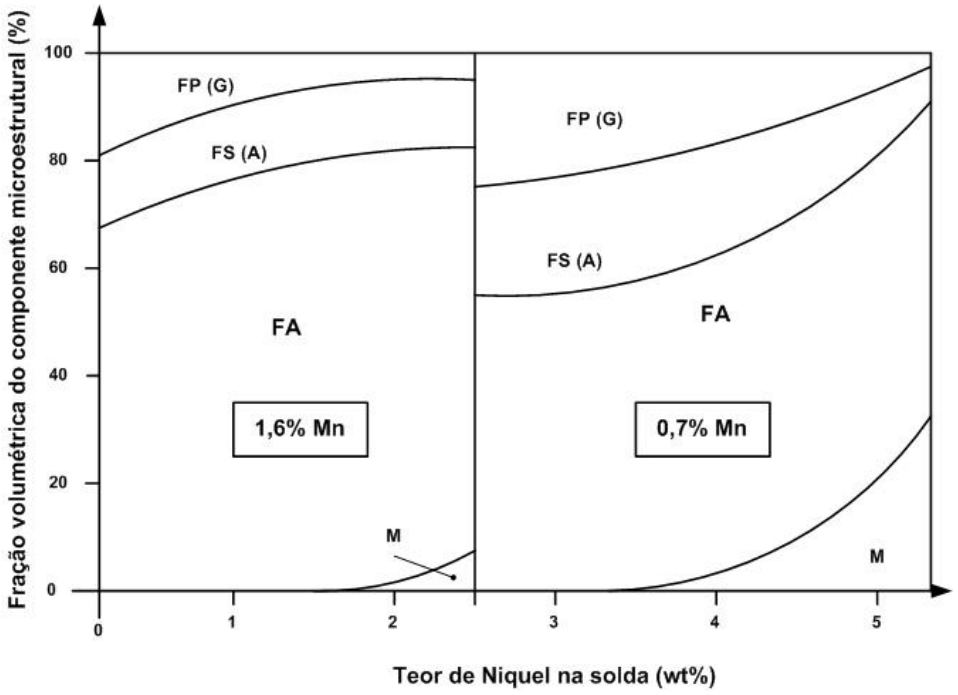


Figura I.13 – Influência do níquel na microestrutura do metal de solda em função do teor de manganês [14].

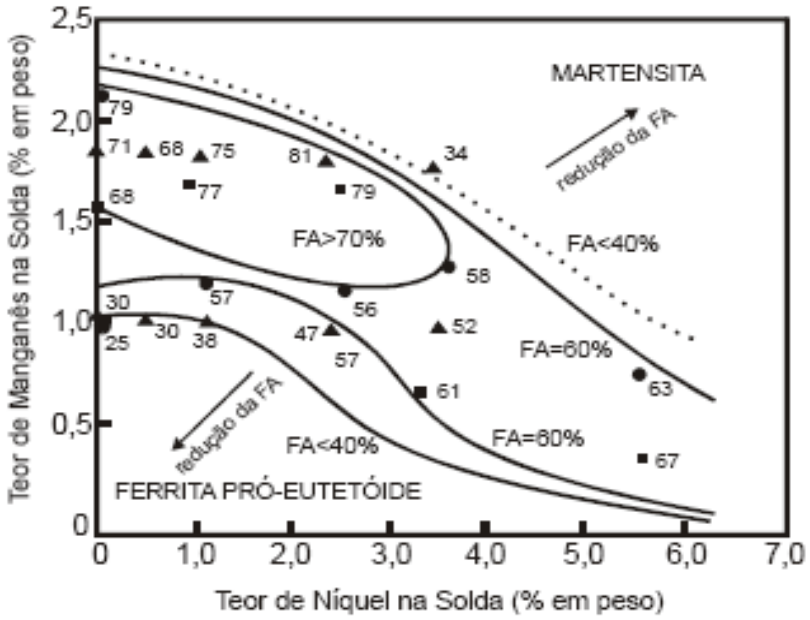


Figura I.14 – Influência dos teores de Mn e Ni na porcentagem de ferrita acicular (FA) presente no metal de solda (■ Zhang e Farrar; ● Harrison e Farrar; **Δ** Evans G.M.) [14].

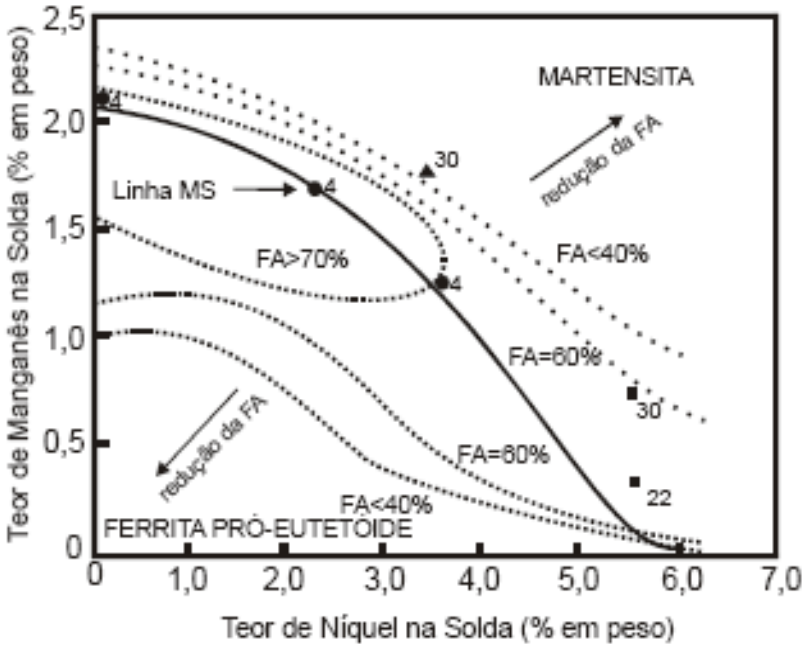


Figura I.15 - Indicação dos limites para início de formação da martensita (■ Zhang e Farrar; ● Harrison e Farrar; **Δ** Evans, G.M.) [14].

Há ainda exemplos de trabalhos que buscam a melhor relação entre os elementos manganês e níquel [5, 12 e 17] recorrendo a utilização de redes neurais. Este recurso permite a geração de “mapas” que são elaborados a partir de parâmetros pré-determinados envolvendo a energia de soldagem e a composição química, sendo possível prever as propriedades de metal de solda de aços de alta resistência. As Figuras I.16 e I.17, apresentam os resultados obtidos por Widgery et. al.[5]. Observa-se na Figura I.17 que, para uma composição com 0,6% de Mn e 6,6% de Ni obteve-se o resultado de impacto Charpy-V de 101J a – 60°C, com limite de escoamento de 721 MPa. Faixa de composição que é próxima daquelas apresentadas por Kang et. al [13] e Zang e Farrar [14]. A modelagem por meio de redes neurais utiliza equações de regressão não lineares. O método permite prever os resultados de propriedades mecânicas minimizando o número de ensaios de soldagem na busca do melhor resultado. A criação de uma equação de regressão linear envolve basicamente a soma de cada entrada ou parâmetro operacional xj e multiplicá-lo por um certo fator ou peso wj, que é determinado por quanto ela influencia o resultado final ou propriedades. Um termo θ constante é então adicionado à soma, dando origem a uma equação que faz uma estimativa do resultado do processo y ou propriedade, ou seja, $\Sigma wjxj + \theta = y$. A modelagem de redes neurais emprega o uso de equações não-lineares em suas previsões. Com este método, as funções lineares da entrada xj são multiplicadas pelo peso wj que posteriormente é operado por uma função de transferência tangente hiperbólica.

A equação torna-se:

$$h = tanh\ (\Sigma wj\ (1)xj + \theta(1)$$

Não sendo objeto do presente estudo, maiores detalhes sobre a técnica de redes neurais pode ser encontrado do trabalho de Keehan [12].

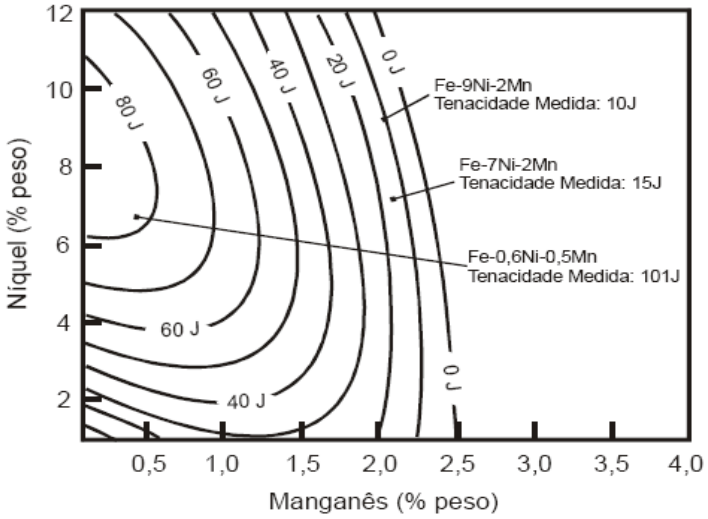


Figura I.16 - Efeito da concentração de Mn e Ni na tenacidade a - 60°C, previsto por rede neural [5].

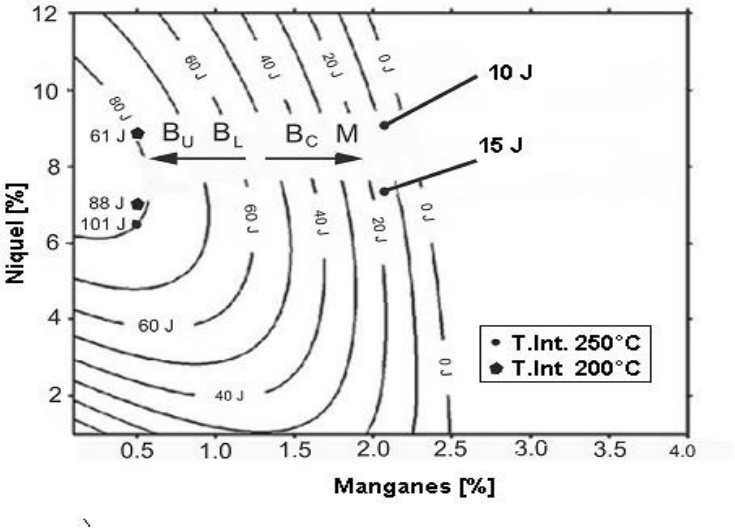


Figura I.17 - Efeito da concentração de Mn e Ni na microestrutura e na tenacidade ao impacto à - 60°C, previsto por rede neural. BU - Bainita Superior; BL - Bainita Inferior; BC - Bainita Coalescida e M - Martensita [5].

Diante do exposto fica evidente a existência de um efeito condicional relacionado ao balanço entre elementos níquel e manganês, nas formulações dos consumíveis, como controladores da microestrutura resultante do metal de solda e conseqüentemente da relação envolvendo a microestrutura, a resistência mecânica e a tenacidade ao impacto.

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. A Figura I.18 [apud 10] mostra a relação entre os constituintes microestruturais e a tenacidade do metal de solda.

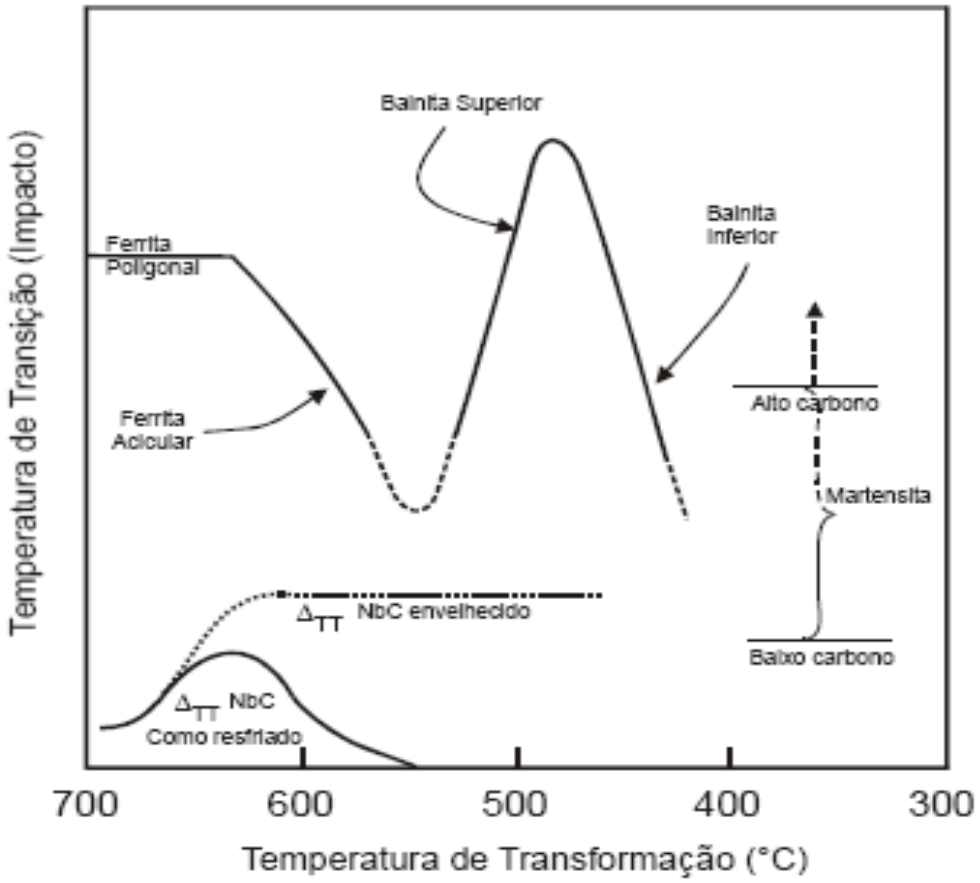


Figura I.18 - Efeito da temperatura de transformação na microestrutura e na tenacidade do metal de solda [apud 10].

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 conforme Honeycombe [11]. 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 carbetos estão presentes entre as placas de ferrita [11,12]. 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 [11]. 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 (Ms > 300°C), ocasionando a diminuição da supersaturação de carbono na martensita, formando um constituinte que é denominado por martensita auto-revenida, 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 conforme Keehan [12].

É exatamente este o diferencial do metal de solda de aços de extra alta resistência, já que nestes materiais por necessidade de boa soldabilidade se utilizam normalmente teores de carbono muito baixos, o que permite a obtenção deste tipo de martensita de baixo carbono e conseqüentemente de boa tenacidade, obviamente, dependendo da velocidade de resfriamento do ciclo térmico de soldagem e do restante da composição química.

Os trabalhos apresentados por Svensson [2], Lord [16] e Keehan [12], utilizando a soldagem com eletrodos revestidos da classe 110 Ksi e superiores, comprovaram que a microestrutura nestes tipos de metais de solda se apresenta como 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 microconstituinte presente, aliado ao balanço dos efeitos dos seus comportamentos benéficos ou prejudiciais à tenacidade do metal de solda. No entanto, verifica-se que é possível obter valores de tenacidade ao impacto significativamente elevados para altos níveis de resistência, para diferentes processos, como mostrado na Tabela I.2 [1].

Tabela I.2 – Propriedades Mecânicas de Metais de Solda de Extra Alta Resistência [1].

Processo	Consumível	AT(kJ/mm)	Esp.(mm)	Propriedade		Observações
				LR (MPa)	E_{cv} (J)	
Eletrodo Revestido	A	2,7	40	908	31 (-55ºC)	TTAT/600ºC
	B	1,5	15	1028	53 (-60ºC)	Posição 3G
Arame Tubular	C	1,2	30	942	56 (-40ºC)	Posição 3G
Arame Tubular	D	1,5	30	955	50 (-50ºC)	Posição 1G
Arame Tubular	E	1,2	16	819	65 (-40ºC)	
Arco Submerso	F	2,6	30	851	75 (-40ºC)	Posição 1G

Obs.: AT – aporte térmico; Esp.-espessura; LR – tensão limite de resistência, E_{cv} – energia Charpy-V.

Svensson [18], ao estudar os efeitos do manganês e do níquel no comportamento dos constituintes microestruturais uniu seus resultados aos estudos desenvolvidos por Zang e Farrar [14], sendo desenvolvido um “diagrama microestrutural” como mostrado na Figura I.19 [18], o qual permite determinar a microestutura predominante esperada para uma dada combinação de teores entre manganês e níquel.

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

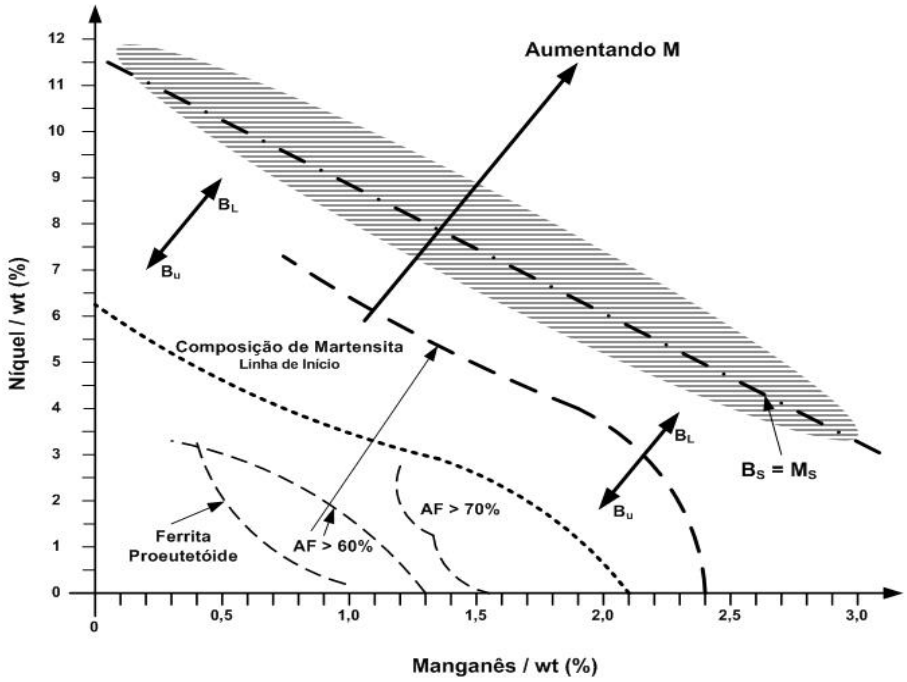


Figura I.19 – Efeito da relação Mn-Ni na microestrutura de metais do solda de alta resistência [18].

CAPÍTULO II – MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – Materiais

Para a realização do presente trabalho foram utilizados os seguintes materiais:

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

b) Material de Adição – como material de adição foram utilizados eletrodos revestidos com 4,0mm de diâmetro cujas propriedades mecânicas visam atender os requisitos especificados para o aço IACS W22 grau R4 [2]. A composição química dos consumíveis utilizados é apresentada na Tabela II.1.

Tabela II.1 – Composição química do consumível. (Dados do fabricante).

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V
% peso	0,06	0,24	0,007	0,008	1,89	0,58	2,95	0,46	0,02

II.2 – Soldagem

As juntas soldadas foram realizadas para avaliação do metal depositado, com 700 mm de comprimento, pelo processo eletrodo revestido. Após a soldagem foram realizados cortes por serra mecânica. As juntas foram preparadas em chapa de 19,0 mm de espessura, com chanfro em V-22^{o} e com abertura na raiz de 13,0 mm. Esta geometria de junta tem por objetivo evitar que os efeitos de diluição entre os metais de solda e de base afetem o estudo das propriedades do metal de solda, sendo então realizada a retirada de corpos-de-prova para ensaios mecânicos no centro da junta. onde não deverá haver efeitos de diluição conforme mostrado na Figura II.1.

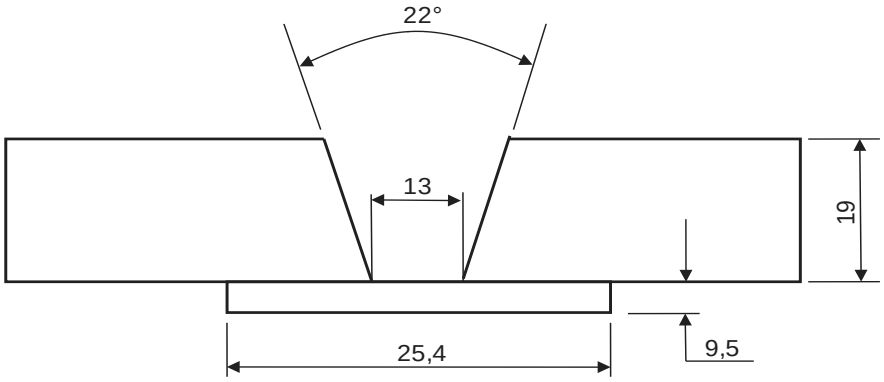


Figura – II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (mm).

Realizou-se a soldagem pela técnica de solda multipasse com eletrodos revestidos de 4,0mm de diâmetro e um preaquecimento de 250 °C, corrente contínua, posição plana e um aporte térmico médio de 1,8 kJ/mm. Tabela II.2 mostra os parâmetros de soldagem utilizados em cada passe de um total de 18 passes para conclusão da junta.

Tabela II.2 – Parâmetros de soldagem utilizados.

Passe	Corrente (A)	Tensão (V)	AT (kJ/mm)
1	185-195	23-28	2,00
2	185-195	23-28	2,32
3	185-195	23-28	1,51
4	185-195	23-28	1,49
5	185-195	23-28	1,79
6	185-195	23-28	1,69
7	185-195	23-28	2,09
8	185-195	23-28	1,83
9	185-195	23-28	1,78
10	185-195	23-28	2,10
11	185-195	23-28	2,20
12	185-195	23-28	2,14
13	185-195	23-28	2,19
14	185-195	23-28	2,19
15	185-195	23-28	1,50
16	185-195	23-28	1,12
17	185-195	23-28	1,43
18	185-195	23-28	1,09

Após a soldagem foram realizados ensaios não destrutivos por partículas magnéticas e ultra-som, não tendo sido detectadas descontinuidades ou trincas na junta soldada.

O ensaio por ultra-som foi realizado após 48 horas da realização da soldagem da junta visando avaliar a possibilidade de ocorrência de trincamento a frio. A Figura II.2 mostra a seqüência de deposição dos passes de soldagem realizados na junta.

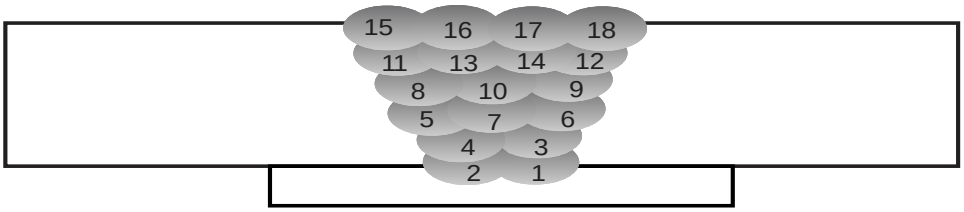


Figura II.2 – Seqüência de deposição dos passes de soldagem.

A Figura II.3 mostra o aspecto geral da superfície de uma das juntas soldadas onde se pode verificar a uniformidade dos 4 últimos passes de acabamento.



Figura II.3 – Aspecto geral da junta soldada.

II.3 – Tratamento Térmico Pós-Soldagem

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos pós soldagem (TTPS) preliminares com um tempo de duração fixado em 2 horas nas seguintes temperaturas: 200, 400, 500, 600 e 650 ºC. Após estes tratamento foi realizada uma avaliação do comportamento ao impacto do metal de solda para uma temperatura de -20 °C. Verificou-se que o metal de solda submetido ao TTPS de 600 °C por 2 horas foi o que apresentou maior tenacidade ao impacto, permitindo então definir a temperatura de 600 °C como a mais adequada para o TTPS. Com base nestes resultados foram realizados tratamentos térmicos adicionais consistindo de aquecimento a 600°C por 1, 2 e 3 horas sendo estas condições comparadas à condição da junta de como soldada. A variação do tempo teve por objetivo identificar possíveis alterações na tenacidade ao impacto em função de flutuações no tempo de TTPS.

II.4 – Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica, em amostra extraída da junta soldada objetivando determinar os teores dos principais elementos de liga presentes no metal de solda.

II.5 – Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, em corpos-de-prova padronizados conforme a norma ASTM A 370 [19], retirados longitudinalmente ao cordão de solda. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios marca Wolpert, modelo 60 TUZ 760, com capacidade de 60 tonf.. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos realizados à 600 ^{o}C por 1, 2 e 3 horas.

II.6 – Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, em corpos-de-prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [19] e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no centro do cordão de solda no plano da espessura e na linha de centro da junta soldada, conforme mostrado na Figura II.4. Utilizou-se na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 Joules.

As condições de análise realizadas são apresentadas a seguir:

a) Ensaios à temperatura de -20 °C, realizados no estado de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos (200, 400, 500, 600 e 650ºC) para definição da melhor temperatura de tratamento térmico pós-soldagem;

b) Ensaios à temperatura de -20 °C, realizados no estado de como soldado e após diferentes tratamentos térmicos (600 °C com tempo de 1, 2 e 3 horas) para avaliação de possíveis alterações da tenacidade ao impacto devido á variação do tempo de tratamento para a temperatura de tratamento selecionada no item (a) e;

c) Ensaios realizados à diferentes temperaturas (-60, -40, -20, 0 e 20ºC) para obtenção da curva de transição do metal de solda, tanto na condição de como soldado e após tratamento térmico, visando avaliar a segurança na variação da tenacidade para utilização do consumível.

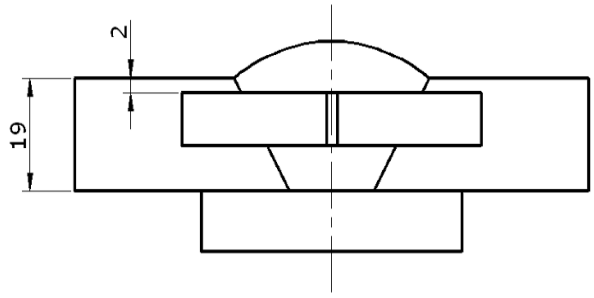


Figura II.4 – Posicionamento de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (mm).

II.7 – Ensaio de Dureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers, com carga de 0,1 kgf, em corpos-de-prova transversais a junta soldada. Os pontos de teste foram tomados ao longo da linha central da junta soldada nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V com um espaçamento de 1 mm entre as medições, conforme mostra a Figura II.5. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da marca Instron-Wilson modelo 402 MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após os tratamentos térmicos a 600 °C por 1, 2 e 3 horas.

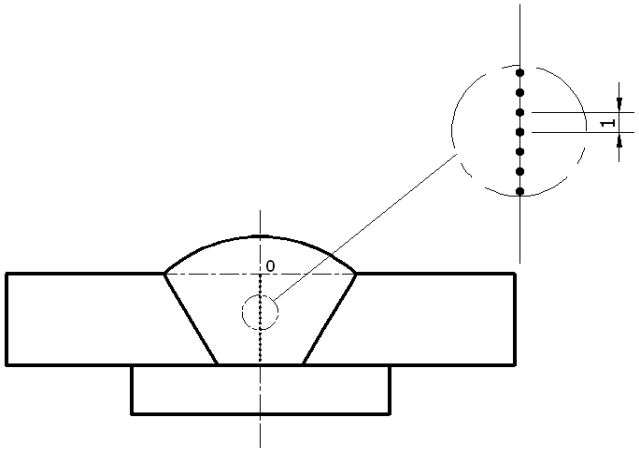


Figura II.5 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (mm).

II.8 – Ensaios Metalográficos

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

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 250X, sendo utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens, ao longo de três segmentos de 10 mm, conforme esquematizado na Figura II.6. As microestruturas foram avaliadas, nas regiões colunar e reaquecida dos metais de solda, nas condições de como soldado (CS) e após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), onde as regiões analisadas também corresponderam à área do entalhe Charpy-V. Foi também analisada em detalhe a microestrutura da região colunar do último passe do metal de solda, por microscopia eletrônica de varredura (MEV).

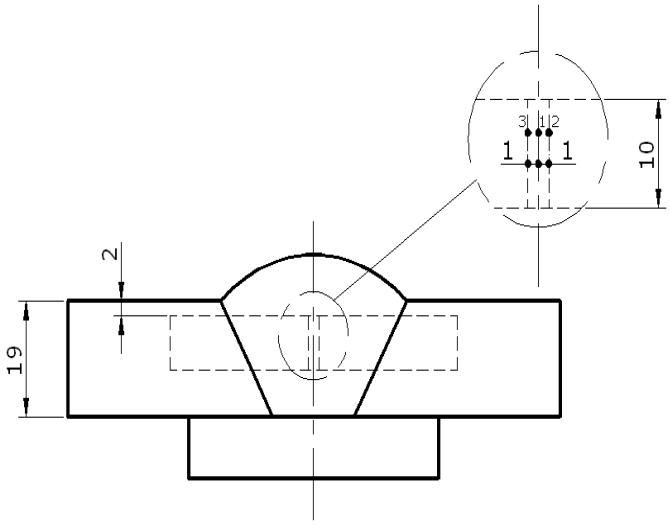


Figura II.6 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3 (mm).

CAPÍTULO III - RESULTADOS

III.1 - Introdução

Apresenta-se a seguir os resultados obtidos pela análise química, nos ensaios mecânicos e metalográficos.

III.2 - Análise Química

A Tabela III.1 apresenta o resultado da análise química do metal de solda depositado realizado por espectroscopia de emissão ótica. A composição química prevista pelo fabricante a qual já foi apresentada no Capítulo II é novamente apresentada para efeitos de comparação com o metal de solda obtido, podendo-se considerar que a composição obtida está em concordância com a esperada para o consumível.

Tabela III.1 – Resultado da análise química do metal de solda depositado e dados de composição conforme o fabricante do consumível.

	Elementos (% em peso)								
	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V
Metal de Solda	0,053	0,215	0,009	0,006	1,83	0,583	2,79	0,412	0,015
Fabricante	0,06	0,24	0,007	0,008	1,89	0,58	2,95	0,46	0,02

III.3 - Ensaio de Tração

A Tabela III.2 e as Figuras III.1 e III.2 mostram os resultados dos ensaios de tração do metal depositado, onde se verificam as seguintes características principais:

a) Todos os valores de propriedades do ensaio de tração apresentaram-se acima do requisito mínimo para o aço R4;

b) Os valores de limite de escoamento apresentam resultados próximos e muito superiores ao requisito mínimo para o aço R4;

c) Os valores de resistência mecânica não apresentaram mudança significativa para as condições de análise e;

d) Todos os resultados apresentaram pouca variação mesmo com a realização do tratamento térmico pós-soldagem.

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

Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
Como soldado	796	892	21,14	63,19
TTPS – 600ºC -1h	786	917	22,86	63,34
TTPS – 600ºC -2h	772	900	22,29	63,19
TTPS – 600ºC -3h	772	892	20,00	63,19
Mínimo Aço R4 [1]	580	860	12,00	50,00

Obs.: LE – limite de escoamento; LR – limite de resistência; Al- alongamento e RA – redução de área.

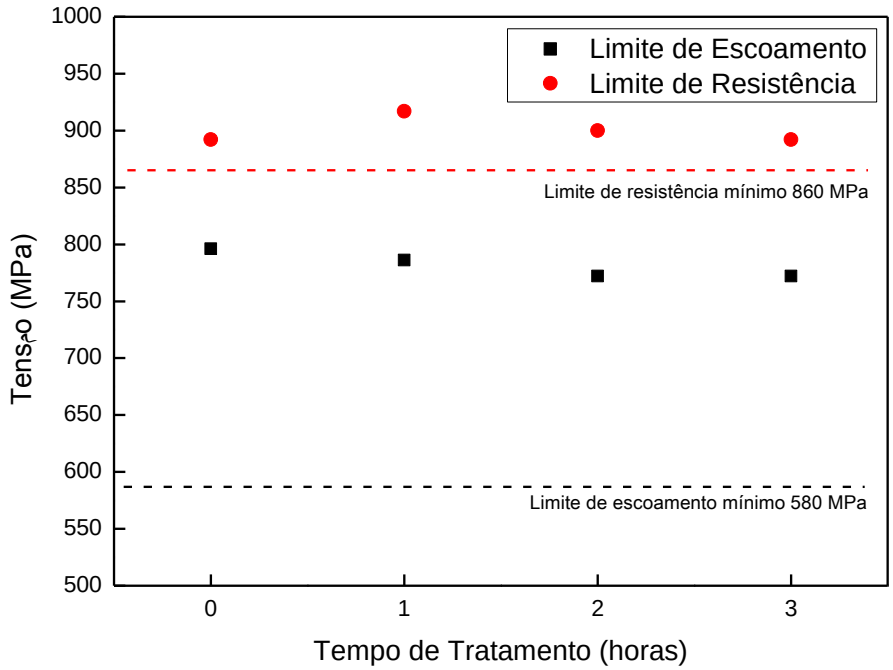


Figura III.1 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem nas propriedades de tração do metal de solda.

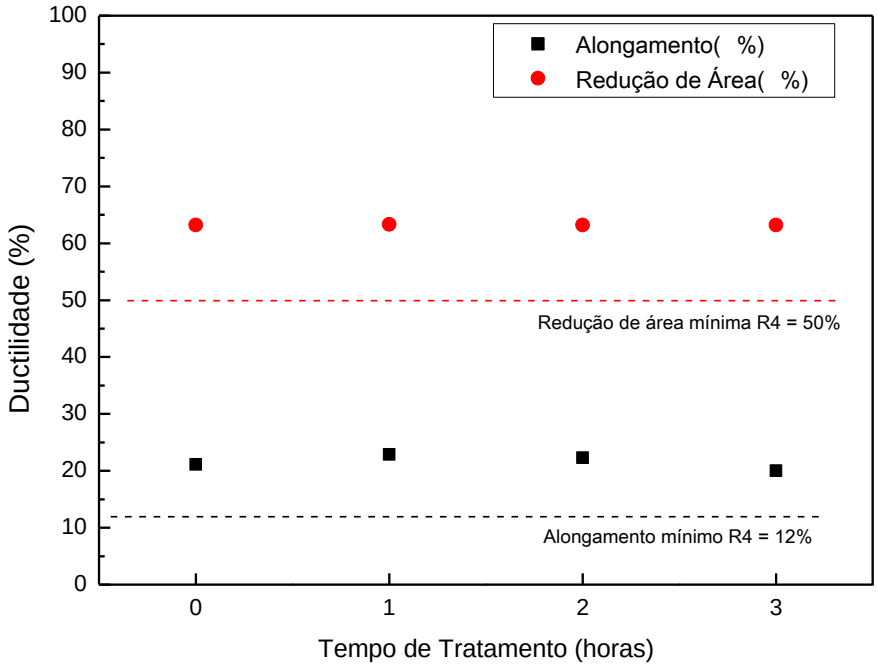


Figura III.2 – Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem no alongamento e redução de área do metal de solda.

III.4 – Ensaio de Impacto Charpy-V

As Tabelas III.3 a III.5 e as Figuras III.1 a III.3 mostram os resultados dos ensaios de impacto, realizados nos metais de solda, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os valores de tenacidade ao impacto para os diferentes tratamentos térmicos pós-soldagem, apresentaram pouca variação, exceto para a temperatura de 650ºC, onde se verificou um aumento de 10 joules em relação às outras condições;

b) Todos os valores obtidos apresentaram-se bem acima do requisito mínimo exigido pela norma IACS W22 [2] para o aço R4;

c) Não se verificou variação significativa de tenacidade ao impacto para as diversas condições de análise e;.

d) As curvas de transição evidenciam que o metal de solda estudado apresenta resultados de tenacidade ao impacto, satisfatórios, mesmo para temperaturas tão baixas quanto -60 °C, tanto na condição de como soldado quanto após tratamento térmico.

Tabela III.3 - Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após o tratamentos térmicos pós-soldagem por 2 horas.

Condição	Energia Absorvida (J)			
	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média
Como Soldado	85,5	83,0	92,5	87,0
TTPS – 200ºC	92,4	87,8	84,4	88,2
TTPS – 400ºC	85,6	79,4	81,6	82,2
TTPS – 500ºC	86,0	78,4	92,4	85,6
TTPS – 600ºC	83,5	85,0	86,0	84,8
TTPS – 650ºC	99,6	86,8	105,2	97,2

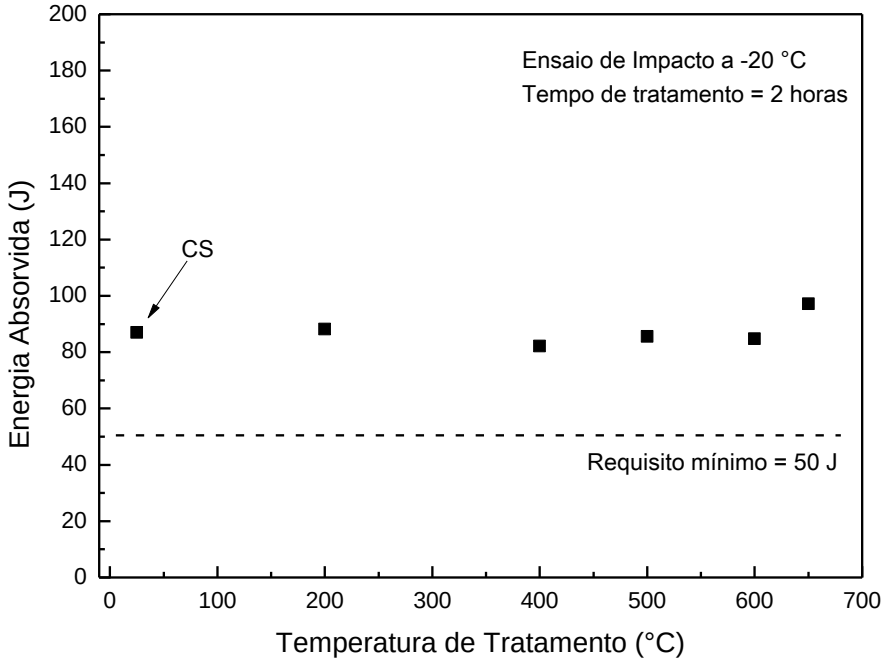


Figura III.3 – Energia absorvida no ensaio de impacto para as condições CS e TTPS.

Tabela III.4 - Resultados dos ensaios de impacto a -20 °C realizados nas condições de como soldado e após TTPS a 600 °C por 1, 2 e 3 horas.

Condição	Energia Absorvida (J)			
	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média
Como soldado	85,5	83,0	92,5	87,0
TTPS – 600ºC -1h	82,0	86,5	82,5	83,6
TTPS – 600ºC -2h	83,5	85,0	86,0	84,8
TTPS – 600ºC -3h	91,5	87,5	84,0	87,6
Mínimo Aço R4[2]	50			

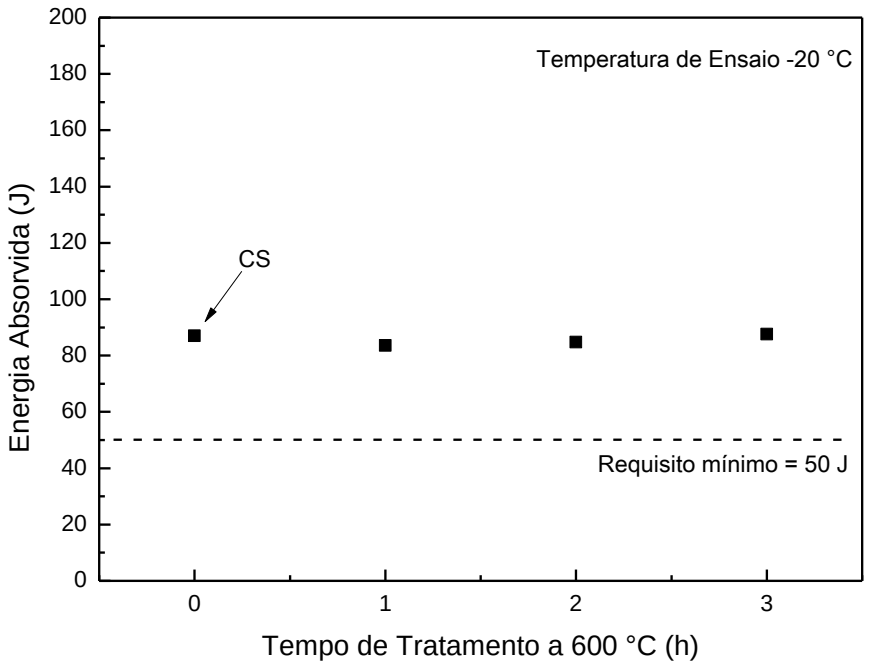


Figura III.4 - Efeito do tempo de tratamento pós-soldagem na tenacidade ao impacto do metal de solda.

Tabela III.5 - Resultados dos ensaios de impacto para levantamento das curvas de transição.

Condição	Temperatura (ºC)	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	Média
CS	-60	38,5	52,5	64,0	51,7
CS	-40	70,0	74,0	76,0	73,3
CS	-20	85,5	83,0	92,5	87,0
CS	0	94,2	106,4	92,5	97,7
CS	20	92,0	99,8	110,3	100,7
TTPS – 600ºC -2h	-60	62,5	67,0	57,5	62,3
TTPS – 600ºC -2h	-40	70,5	80,0	80,0	76,8
TTPS – 600ºC -2h	-20	83,5	85,0	86,0	84,8
TTPS – 600ºC -2h	0	110,6	112,4	96,5	106,5
TTPS – 600ºC -2h	20	108,4	100,3	114,4	107,7

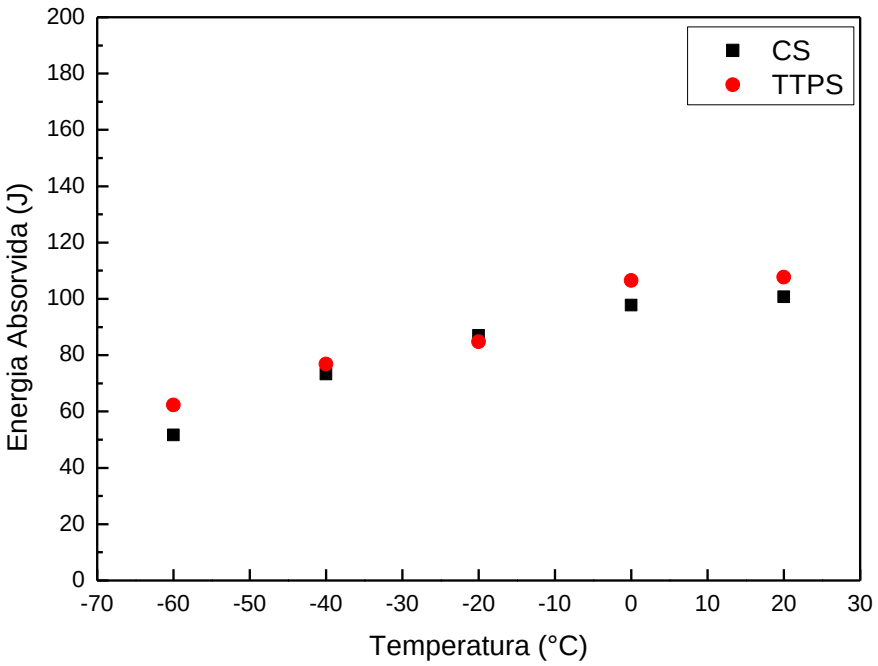


Figura III.5 – Energia absorvida X temperatura para as condições de como soldado (CS) e de tratamento térmico pós soldagem (TTPS) a 600°C por 2 horas.

III.5 - Ensaio de Dureza

A Tabela III.6 e a Figura III.6 apresentam os resultados dos ensaios de microdureza Vikers realizados com carga de 0,1 kgf nos metais de solda nas condições de como soldado e após tratamento térmico na temperatura de 600°C. As medições foram realizadas, conforme descrito no item II.7 e Figura II.5, com um espaçamento de 1 mm entre as medidas a partir da superfície da junta soldada em direção a raiz, pela linha central que corresponde a posição do entalhe dos corpos-de-prova de impacto. Pode-se verificar que não há variação significativa nos valores de dureza, havendo apenas uma tendência para menores valores de dureza para os pontos que estão mais próximos da raiz da junta soldada.

Tabela III.6 – Resultados de ensaios de microdureza do metal de solda.

Microdureza Vickers (carga 0,1 kgf)				
Posição (mm)	Condição			
	CS	TTPS 1h	TTPS 2h	TTPS 3h
1	339,3	334,4	305,2	279,6
2	341,5	331,9	308,2	280,1
3	323,9	310,6	297,7	299,4
4	340,1	317,3	315,4	292,3
5	335,1	322,5	319,7	301,7
6	299,2	326,9	316,1	315,4
7	309,6	299,2	294,9	294,7
8	294,5	306,4	301,3	287
9	289,6	293,8	294,1	304,2
10	310,4	286,6	298,6	280,8
11	299,5	312	305	282
12	300,4	307,7	293	281,5
13	302,2	301,4	295,8	282
14	311,4	302,2	325,1	296,9
15	282,7	318,1	286,2	296,6
16	283,6	281	278	271,4
17	307,2	277,4	290,1	--------

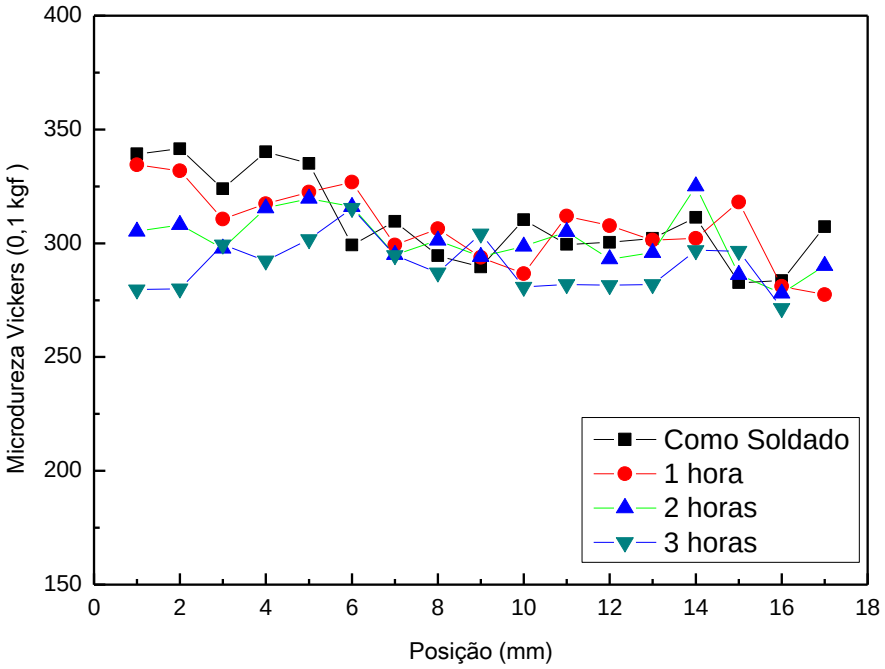


Figura III.6 – Variação da dureza Vickers (HV 0,1 kgf) ao longo do metal de solda para as condições de como soldado e após TTPS a 600 °C por 1, 2 e 3 horas.

III.6 - Ensaios Metalográficos

III.6.1 – Macrografia

A Figura III.7 mostra a macrografia da seção transversal da junta soldada, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse. Pela seção analisada pode-se verificar a integridade da junta soldada pela ausência de descontinuidades como trincas porosidades e inclusão de escória. Nota-se ainda uma zona termicamente afetada de aproximadamente 2 mm característica e de acordo com o nível de energia de soldagem empregados.

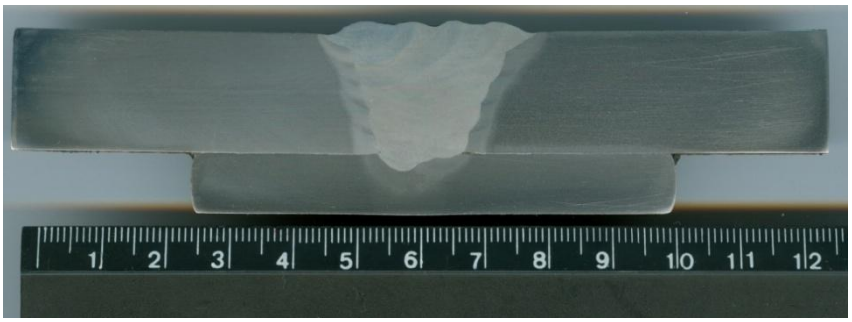


Figura III.7 - Macrografia da junta no estado de como soldado.

III.6.2 – Microscopia Ótica (MO)

A Tabela III.7, apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe do corpo-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, na condição de como soldado, onde se verifica que o procedimento executado propiciou uma predominância de grãos reaquecidos. Não foi possível realizar uma separação precisa das regiões de grãos reaquecidos grosseiros e finos na amostra analisada.

Tabela III.7 – Percentuais de regiões colunar e reaquecida do metal de solda.

Região	%
Colunar	32
Reaquecida	68

Nas Figuras III.8 a III.11, estão agrupadas as imagens obtidas por microscopia ótica (MO) que apresentam o aspecto microestrutural observado nos metais de solda. Pode-se notar as seguintes características principais:

a) Todas as microestruturas apresentam-se homogêneas e refinadas;
b) Não se notam variações significativas entre as microestruturas para as diversas condições de análise;
c) Não se observam variações significativas entre as microestruturas quando se compara as regiões colunar e reaquecida de uma mesma amostra e;
d) A microestrutura é constituída predominantemente de martensita revenida, embora a microscopia ótica seja incapaz de clarificar precisamente esta microestrutura, mesmo quando observado com 1000X de aumento.

III.6.3 – Micrografia Eletrônica de Varredura (MEV)

Nas Figuras III.12 a III.14 é apresentado o aspecto microestrutural observado por MEV dos metais de solda, onde se notam as seguintes características principais:

a) nesta análise a predominância de microestrutura martensítica de baixo carbono, o que não é possível na MO;

b) também confirma que não há variações significativas entre as microestruturas para as diversas condições de análise;

c) a análise por MEV revela ainda que mesmo para o tratamento realizado por 3 horas, não se verifica ocorrência de extensa precipitação, o que corrobora a predominância de microestrutura martensítica auto-revenida;

d) a microestrutura presente no metal de solda em estudo é de difícil interpretação, por apresentar um relevo muito pouco acentuado e pouca precipitação;

e) a análise microestrutural da região colunar do último passe mostra a ocorrência de uma morfologia clássica de martensita;

f) mesmo na região colunar do último passe, nota-se que na microestrutura presente existe ocorrência de precipitação já nesta condição, caracterizando o auto-revenimento da martensita e;

g) a utilização do MEV foi fundamental para clarificação da microestutura presente no metal de solda em estudo.

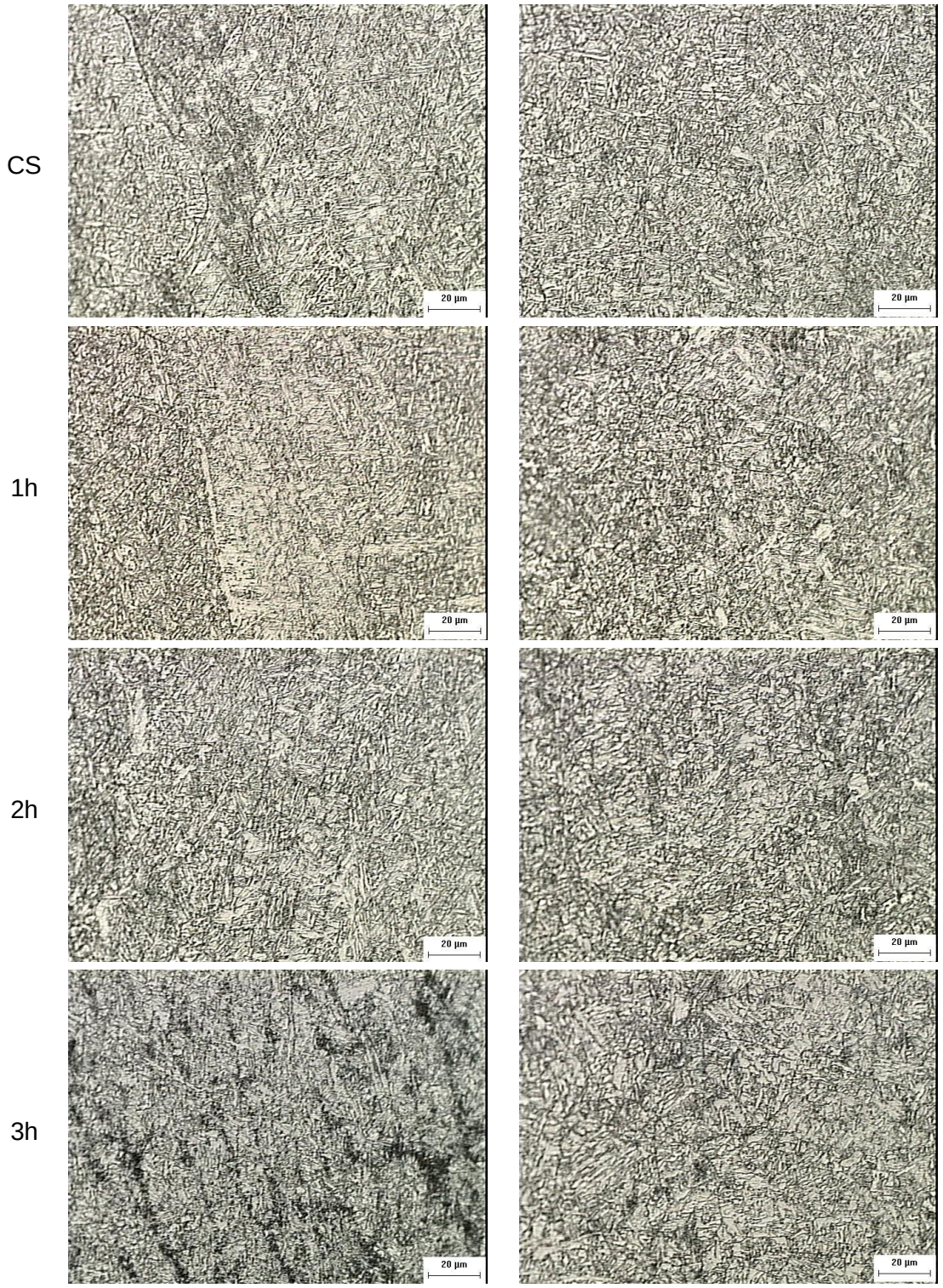


Figura III.8 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MO. Aumento: 500X. Ataque: nital 2%.

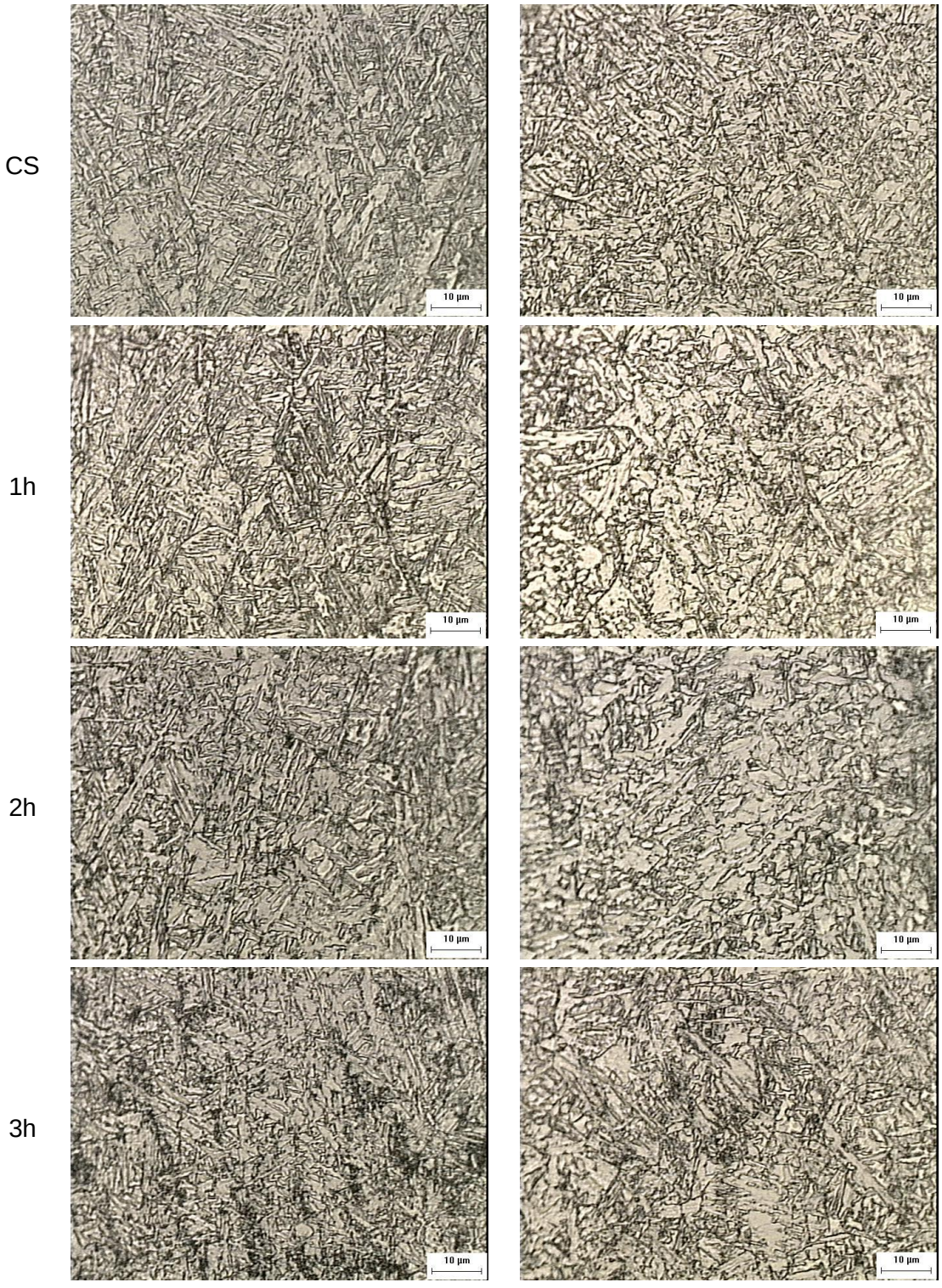


Figura III.9 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MO. Aumento: 1kX. Ataque: nital 2%.

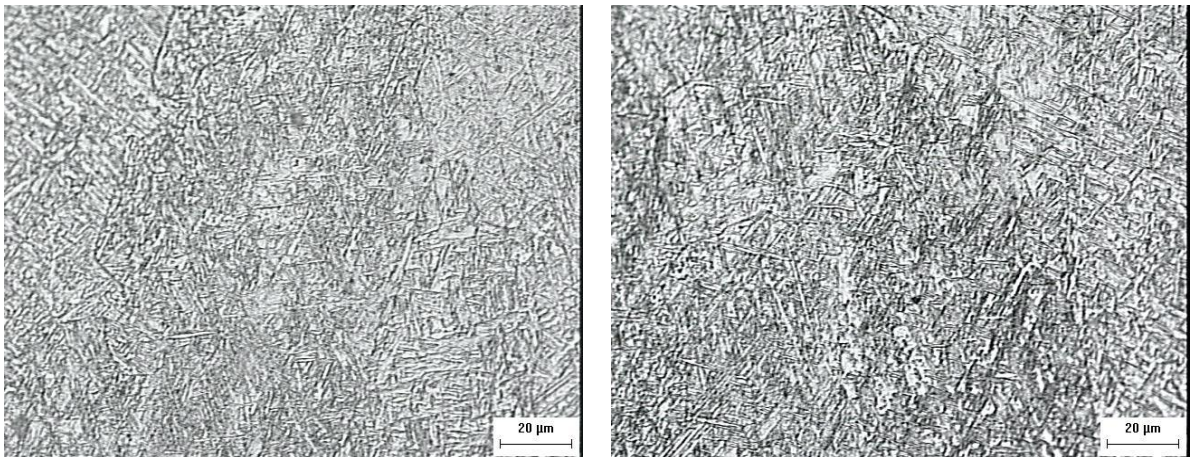


Figura III.10 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MO na região do último passe (*top bead*). Aumento: 500X. Ataque: nital 2%.

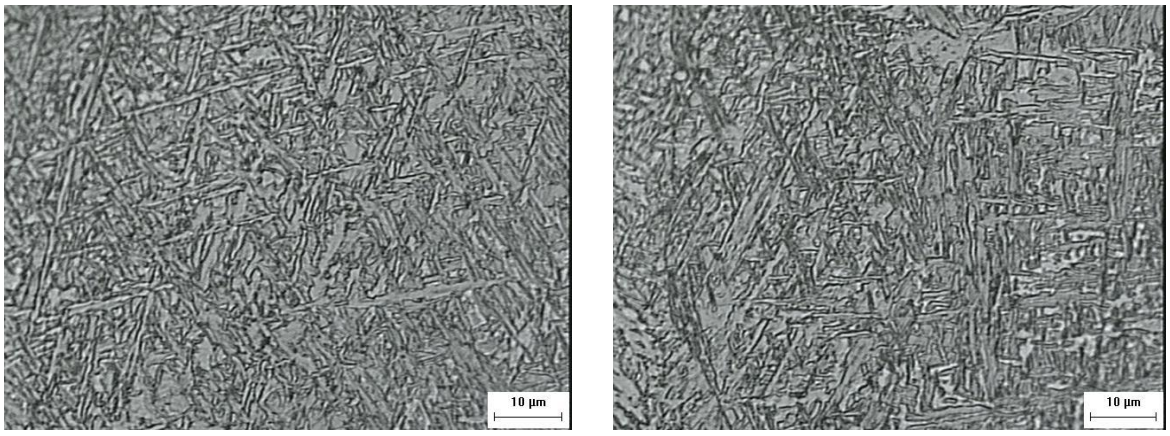


Figura III.11 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por M.O. na região do último passe (*top bead*). Aumento: 1KX. Ataque: nital 2%.

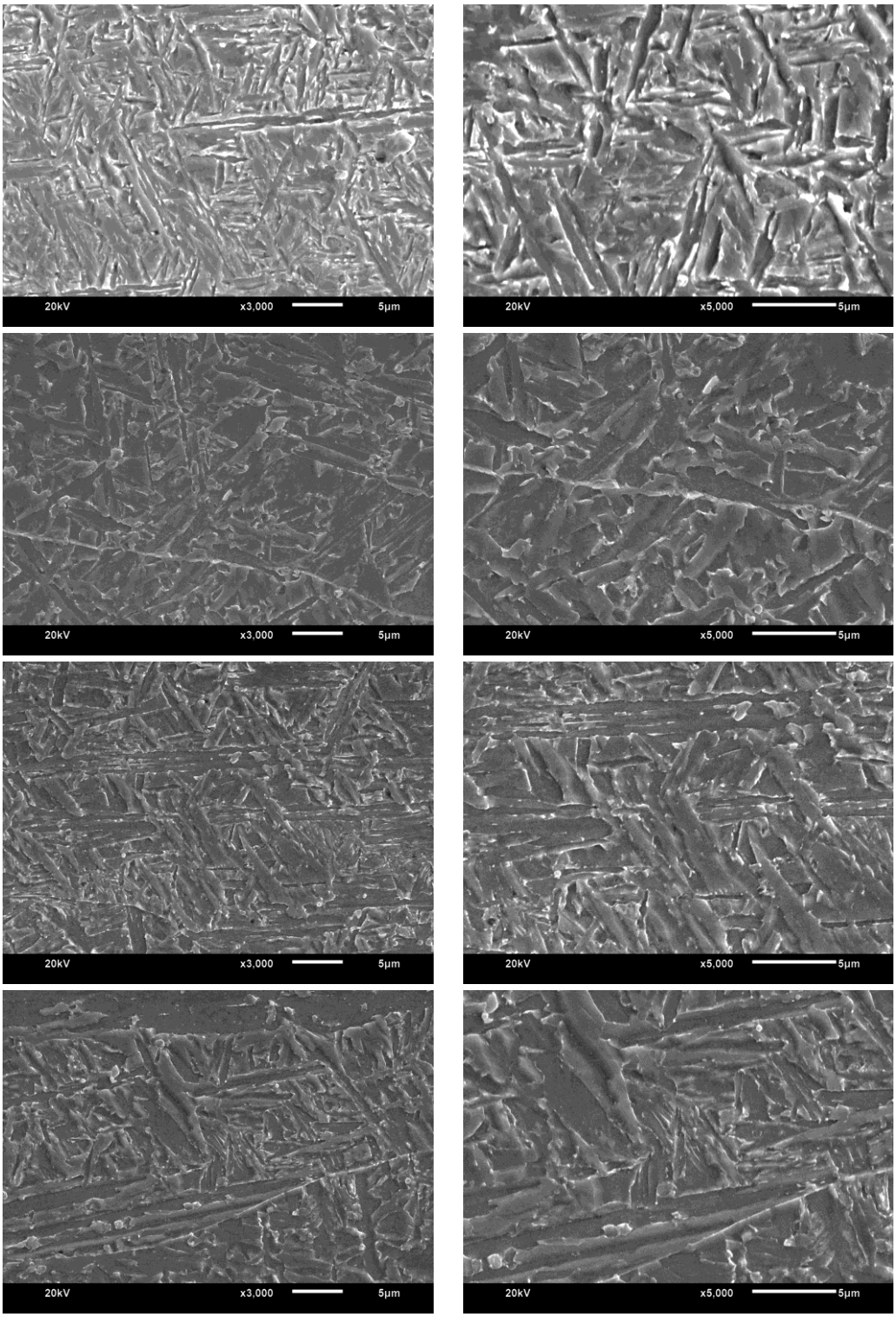


Figura III.12 - Aspecto microestrutural dos metais de solda observados por MEV na região do último passe (*top bead*). Aumentos: 3kX e 5kX. Ataque: nital 2%. CS- como soldado.

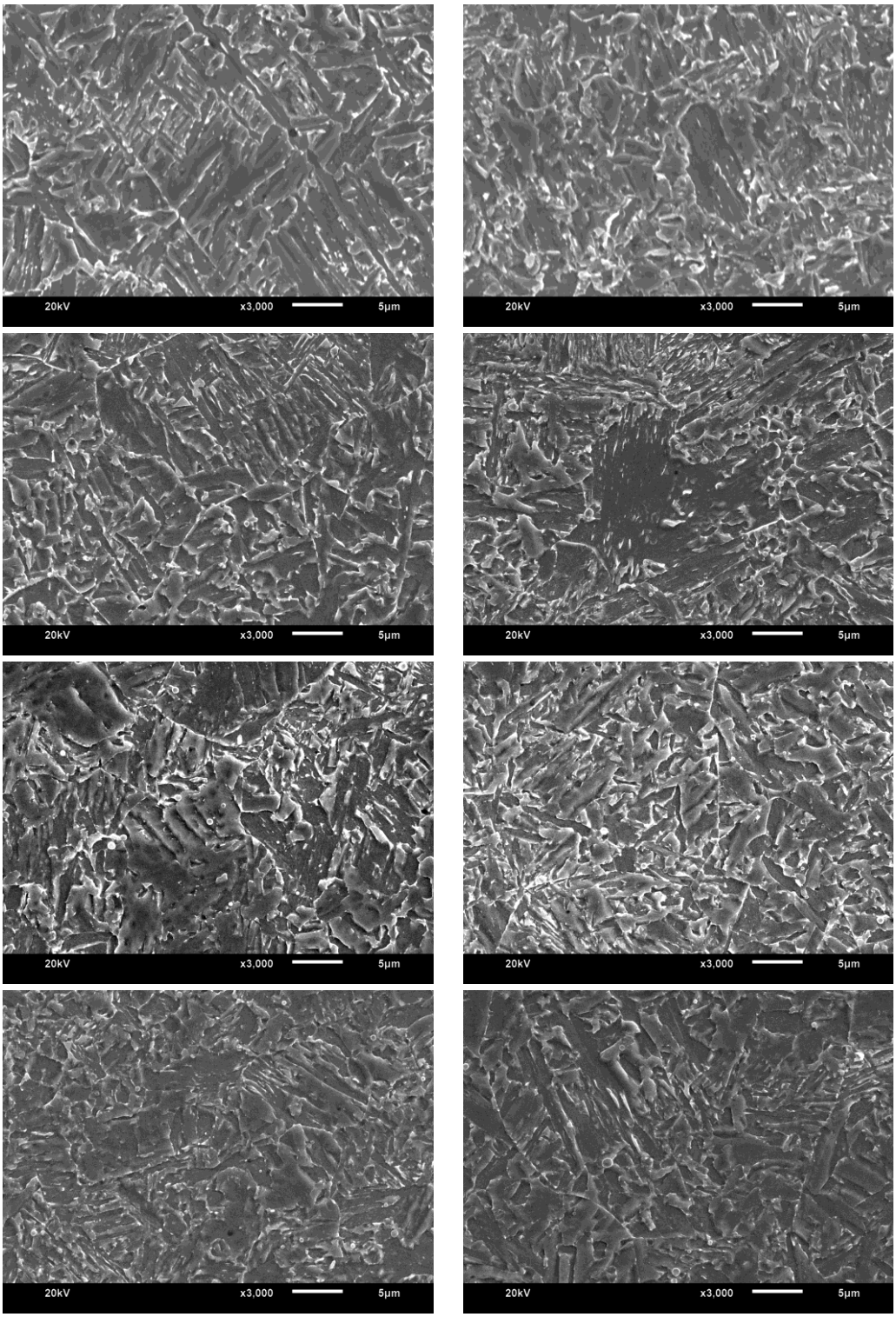


Figura III.13 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MEV. Aumento: 3kX. Ataque: nital 2%. CS - como soldado.

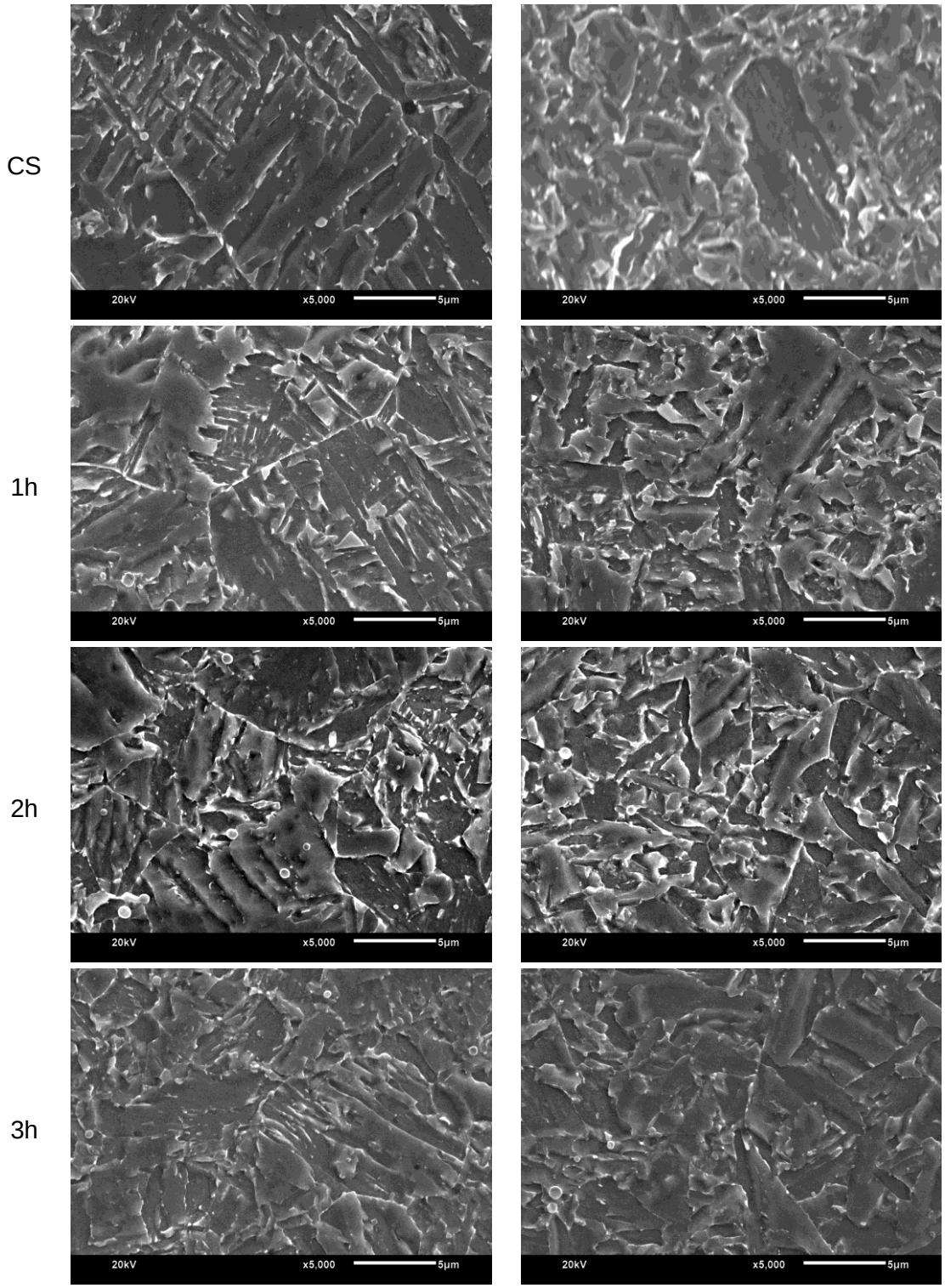


Figura III.14 - Aspecto microestrutural das regiões colunar e reaquecida dos metais de solda observados por MEV. Aumento: 5kX. Ataque: nital 2%. CS - como soldado.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO

Neste capítulo será realizada uma análise dos resultados obtidos no presente trabalho, com ênfase especial na avaliação da relação tenacidade/microestrutura, de forma a permitir um claro entendimento desta relação, considerando esta como sendo a governadora das propriedades mecânicas.

IV.1. Ensaio de Tração

Os resultados mostrados na Tabela IV.2 e Figuras IV.1 e IV.2, permitem inferir que o consumível estudado, é capaz de produzir um metal de solda com propriedades mecânicas que, além de atenderem aos requisitos do aço IACS W22 Grau R4 [2], mostra uma capacidade de manter a estabilidade mesmo com a realização de tratamentos térmicos pós-soldagem em diferentes condições de tempo de duração.

Todos os resultados apresentam-se como de muita importância, visto que a discussão apresentada em trabalhos anteriores [20, 21, 22, 23] mostrou ser de extrema dificuldade a obtenção de todas as propriedades mecânicas exigidas para este aço [2], tanto no estado de como soldado quanto após tratamento térmico pós-soldagem, sem grandes variações devido a pequenas oscilações na composição química ou nas variáveis do procedimento de soldagem.

No caso do presente estudo, os valores apresentados através dos ensaios são indicativos claros de que a seleção da composição química foi adequada, pois permitiu uma homogeneidade muito importante em todas as propriedades obtidas no ensaio de tração para todas as condições de análise.

É digno de menção ainda, o fato de que esta homogeneidade foi garantida para valores bem acima dos requisitos mínimos para o aço R4, o que permite uma confiabilidade maior na adequação deste consumível para a aplicação em questão, pelo menos neste quesito.

IV.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V

A observação dos resultados dos ensaios das Tabelas III.3 a III.5 e das Figuras III.1 a III.3**,** permite verificar que, ocorreu uma pequena variação nos níveis de tenacidade ao impacto para a temperatura de 650 °C, porém, além da referida temperatura estar acima da temperatura proposta para o referido trabalho, a referida variação não apresenta relevância, estando este acima do mínimo requerido para o aço de grau R4.

IV.2.1 - Variação da Temperatura de Tratamento Térmico Pós-Soldagem

A grande maioria dos estudos [1, 3, 8, 9, 12, 13, 14, 31] envolvendo metais de solda e metais de solda de alta resistência acabam por concentrar seu interesse principal na avaliação da tenacidade ao impacto, visto a grande dificuldade de obtenção de valores elevados desta propriedade, quando se está analisando materiais com microestruturas compostas de constituintes de baixa temperatura de transformação, tais como martensita e bainita.

Esta questão se torna ainda mais crítica quando se deve realizar tratamentos térmicos pós-soldagem, dado a necessidade de realizar o alívio de tensões da junta soldada ou mesmo, por questões metalúrgicas, fazer o revenimento microestrutural da martensita formada na zona termicamente afetada, dado ao fato de que as normas indicadas para qualificação de consumíveis de soldagem tais como a AWS A 5.5 [24] e MIL-E-22200/1F [25] não apresentam definição dos critérios de aprovação de consumíveis para esta aplicação. Estas normas limitam-se aos consumíveis com resistência máxima de 120 ksi (830 MPa), portanto insuficientes para atendimento destas necessidades. Adicionalmente, deve-se ressaltar que, mesmo nestes casos, não se definem critérios de resistência ao impacto mínima, devendo ser a mesma acordada entre fornecedor e cliente [24], tendo ainda outro complicador, visto que, mesmo as propriedades quando especificadas, são relativas ao metal de solda no estado de como soldado, não havendo menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamento térmico de alívio de tensões, tratamento mandatório para acessórios de ancoragem [24]. As normas que realizam esta avaliação, podem até ter requisitos inferiores para a condição de tratado termicamente [25].

Dentro deste quadro e, considerando os resultados de trabalhos anteriores [20, 21, 22, 23], onde foi verificada uma variação acentuada de tenacidade ao impacto com a realização do tratamento térmico pós-soldagem, decidiu-se realizar uma avaliação do efeito da temperatura de tratamento térmico pós-soldagem nesta propriedade.

Para tanto, elaborou-se um programa de trabalho, onde a temperatura foi variada de 200 até 650^0C, sendo posteriormente, realizados ensaios de impacto para verificação da tenacidade nestas condições e comparados com o estado de como soldado. Como mostrado na Tabela III.3 e na Figura III.3, os resultados obtidos permitiram concluir que, para o consumível em estudo, verificou-se uma variação muito pequena, exceto para o caso da temperatura de 650 °C, onde houve um acréscimo de 10 joules, em relação à condição de como soldado. No entanto, como o objetivo principal é estabelecer condições para seleção de um consumível para soldagem de aços da classe IACS W22 Grau R4 [2], e estes são tratados termicamente a 600 °C entende-se que a opção mais

correta pela temperatura de tratamento pós-soldagem seria esta, visto os resultados obtidos no presente trabalho.

Considerando o acima exposto, associado ao fato que, em uma soldagem de campo pode haver oscilações na temperatura de tratamento, recomenda-se a adoção da temperatura de 600 °C, como a mais adequada para realização do tratamento pós-soldagem.

IV.2.2 - Variação do Tempo de Tratamento Térmico Pós-Soldagem

Com base no discutido anteriormente, ou seja, com a adoção da temperatura de 600 °C como a mais adequada para realização do tratamento pós-soldagem, procedeu-se a etapa seguinte do programa de trabalho, qual seja: a avaliação do efeito do tempo de tratamento térmico na tenacidade ao impacto. Para tanto, variou-se o tempo de tratamento de 1 a 3 horas, realizando a avaliação da tenacidade ao impacto nestas condições e comprando-se com a condição de como soldado.

Os resultados mostrados na Tabela III.4 e na Figura III.4, ilustram claramente a homogeneidade dos resultados obtidos nestes experimentos, com oscilação máxima inferior à 5% nos resultados obtidos, sendo o menor resultado 60% superior ao mínimo requerido para o aço R4.

Com base nestes resultados e, como comentado anteriormente, em função de possíveis alterações de procedimentos no campo, recomenda-se a adoção do tempo de 2 horas como o tempo ideal de tratamento, visto que qualquer variação imprevista no tempo, para mais ou para menos, estará coberta por resultados confiáveis de tenacidade.

IV.2.3 – Efeito da Temperatura de Ensaio na Tenacidade ao Impacto

O último experimento realizado dentro deste programa de trabalho, no tocante à tenacidade ao impacto, foi conduzir uma avaliação do efeito da temperatura de ensaio na variação da energia absorvida no ensaio de impacto do metal de solda.

Para tanto, considerando que o requisito de impacto é avaliado à temperatura de -20 °C realizou-se um programa de ensaios com variação até -60 °C para o lado negativo e +20 °C para o lado positivo, ou seja, uma variação de +40 °C para cada lado da “temperatura alvo”.

Os resultados mostrados na Tabela III.5 e na Figura III.5, evidenciam uma variação bem suave na energia absorvida, valores acima do requisito mínimo o que sugere a recomendação da utilização deste consumível para a aplicação em questão.

Em relação à comparação com os resultados disponíveis na literatura, cabe destacar que os valores aqui obtidos são concordantes e muito similares aqueles obtidos por Lord [16] que utilizou consumível similar ao do presente trabalho. De fato, Lord [16] utilizou um consumível que produziu um metal de solda com a seguinte composição básica: 0,05% C; 2,0% Mn; 0,30% Si; 0,40% Cr; 0,60% Mo; e 3,0% Ni. Comparando esta composição com a do presente trabalho, verifica-se que esta se mostra muito similar à composição proposta pelo fabricante do consumível (Tabela IV.1), não ficando claro naquele trabalho [16] se foi realizada a análise química efetiva ou apenas foi usada a composição fornecida pelo fabricante como referência. Independente disto é de se destacar que, embora tenha sido usado um aporte térmico diferente (1,0 kJ/mm), os resultados de energia absorvida foram similares aos obtidos no presente trabalho o que é mais um indicativo da homogeneidade de propriedades também para alguma possível variação de velocidade de resfriamento.

IV.3 - Ensaio de Dureza

Ao se analisar os resultados de dureza do presente trabalho, para as condições de Como Soldado (CS) e as respectivas condições de tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), conforme exposto no Capítulo II, verificam-se valores condizentes e coerentes com todo o escopo do trabalho, convergindo também com trabalhos realizados por outros autores, citados neste trabalho, particularmente ao trabalho realizado por Lord [16], ou seja, valores homogêneos e acima do mínimo requerido em norma [2]. Contudo, em especial atenção a estes valores, cabe ressaltar os valores de dureza onde estes variam de 277 a 341 HV, conforme mostrado na Tabela III.6. Cabe ressaltar que não há requisito para valores máximos de dureza aplicáveis para os aços de grau R4, conforme a IACS W22 [2], constando apenas para materiais de grau R4S e R5. Como já exposto no decorrer deste trabalho, verifica-se que o metal de solda apresenta elevado nível de tenacidade ao impacto para os respectivos níveis de dureza atendendo aos valores de propriedades mecânicas dos aços de grau R4 [2].

IV.4 – Relação Tenacidade X Microestrutura

A análise das propriedades mecânicas do presente estudo (Tabelas III.2 a III.6), permite evidenciar que o metal de solda obtido com o consumível utilizado propiciou a obtenção dos requisitos para todas as condições de análise, devendo ser destacado que mesmo o resultado mais baixo deste consumível, ainda assim apresenta-se muito superior ao requisito mínimo. Além disto, é importante citar que a condição objeto de estudo, ou seja, condição de tratado termicamente já oferece níveis de propriedade bem acima dos requisitos mínimos. Outro ponto a destacar se refere a homogeneidade das propriedades tanto de tração quanto de impacto propiciadas pelo metal de solda, o que não foi verificado em estudos prévios [22, 23]. Naqueles estudos, havia sido ressaltado que seria importante a realização de uma análise mais detalhada por microscopia eletrônica de varredura para clarificação dos constituintes microestuturais presentes, o que poderia explicar conclusivamente a variação das propriedades mecânicas, já que a microscopia ótica era incapaz de ter resolução suficiente para esta finalidade [27].

De fato, isto também foi verificado no transcurso do presente trabalho, pois a observação das Figuras III.8 a III.11 mostram haver grande dificuldade em se definir claramente quais os constituintes que estão presentes nos metais de solda, mesmo tendo sido realizada a análise por microscopia ótica com um aumento de 1000X. Já, quando se observam estas mesmas microestruturas por microscopia eletrônica de varredura, Figuras III.12 a III.14, nota-se a ocorrência predominante de martensita revenida de baixo carbono, reconhecidamente de boa tenacidade, tanto na região colunar quanto na região reaquecida do metal de solda, das amostras extraídas na região correspondente à ponta do entalhe do corpo de prova de impacto Charpy-V.

Também digno de menção, é o fato que, mesmo após a realização dos tratamentos térmicos pós-soldagem, não se verifica mudanças acentuadas nestas microestruturas, por exemplo, por excesso de precipitação de carbetos, o que é concordante com a homogeneidade das propriedades mecânicas observadas.

Conforme já discutido em publicação anterior [28], é importante relacionar a discussão da relação tenacidade X microestrutura com a microestrutura obtida na região da ponta do entalhe. Assim, uma investigação da microestrutura da região colunar do último passe, embora não seja adequada para discussão da tenacidade, pode auxiliar na interpretação dos constituintes presentes, visto ser esta microestrutura original, ou seja, a única que não sofreu nenhum outro efeito, como o de reaquecimento, que pudesse alterar sua morfologia. Isto fica evidente, quando se analisa a micrografia apresentada na Figura III.12, onde é apresentada a microestrutura da região colunar do último passe do

metal de solda no estado de como soldado, onde se nota claramente a ocorrência predominante de microestrutura martensítica.

Em relação aos resultados de tenacidade ao impacto, é importante ressaltar que os mesmos são completamente satisfatórios, não somente do ponto de vista de valores obtidos, os quais são muito superiores aos mínimos requeridos para a soldagem dos aços IACS W22 Grau R4 [2], quanto principalmente, no que diz respeito à homogeneidade destes resultados para os diferentes tratamentos térmicos realizados, pois nos permite alterações confortáveis no procedimento de soldagem, sem riscos de perda substancial de tenacidade ao impacto, o que vinha sendo o grande desafio de estudos anteriores [18, 29]. De fato, a grande preocupação com a obtenção, de valores de tenacidade, para o metal de solda adequados e com fator de segurança confortáveis para aplicação na soldagem de equipamentos de linhas de ancoragem, foi o motivador para a realização de uma gama mais geral de estudos realizados no presente trabalho envolvendo o levantamento da curva de revenido (Tabela III.3), estudo de variação do tempo de tratamento para a temperatura de tratamento escolhida (Tabela III.4) e análise da curva de transição (Tabela III.5), sendo que em todos os casos, foi verificado que além de valores confortáveis de tenacidade, destacando-se o fato de ter sido possível obter valores de tenacidade ao impacto satisfatórios mesmo para temperaturas tão baixas quanto -60 °C, uma homogeneidade muito importante nos resultados, o que confere à este consumível uma confiabilidade adequada para a aplicação.

Destaca-se ainda a concordância observada em outros estudos [4, 12, 13, 23, 30, 31, 32, 33, 34, 35] onde se destaca a importância da avaliação e da manutenção de um balanço entre os elementos manganês e níquel em um patamar adequado para obtenção de elevadas resistência e tenacidade. Observa-se ainda que o valor da relação entre estes elementos no presente trabalho está mais próximo daqueles obtidos nos estudos realizados por Lord [16] e Svensson [1], onde também foram verificadas propriedades elevadas de tenacidade ao impacto.

Em comparação com alguns trabalhos [5, 12, 13], podem surgir resultados não muito coerentes. Isto pode ser esperado uma vez que a composição química poderá ser afetada pela presença de outros elementos de liga que podem influenciar o resultado final de tenacidade, tal como comentado por Lord [16]. De fato, a consulta à Figura IV.1, mostra que, para a composição química do metal de solda do presente estudo (1,89% Mn -2,95% Ni, Tabela III.1), seria esperada uma tenacidade inferior à 50 joules para a temperatura de -50ºC. No entanto, a consulta a Tabela III.5 mostra que foi obtido um valor superior à 50 joules mesmo para a temperatura de -60 °C, ratificando o acima discutido.

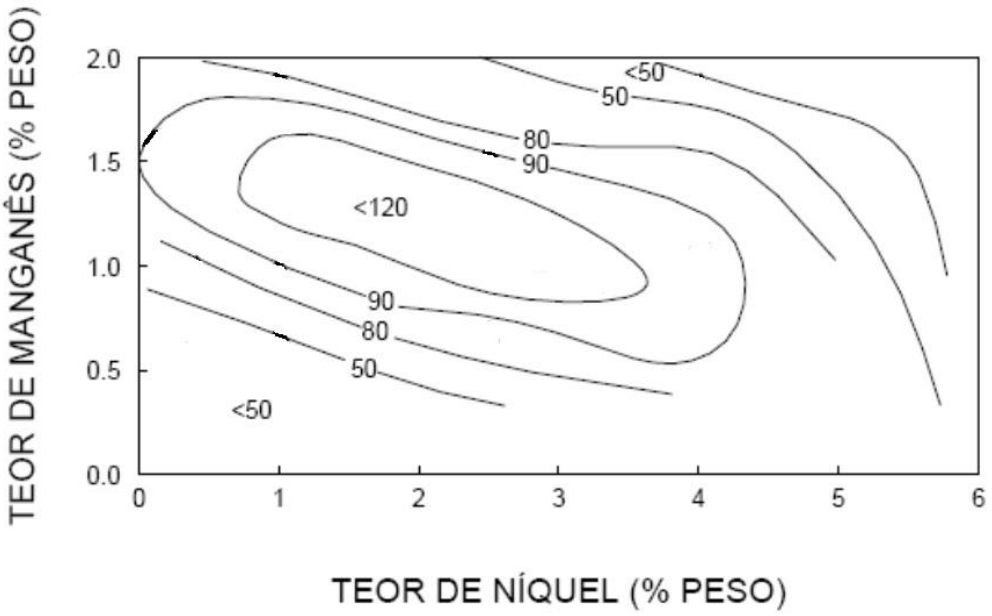


Figura IV.1 - Efeito do níquel e do manganês na energia de impacto Charpy-V para metais de solda de acordo com Lord [16].

Finalmente, cabe ressaltar a importância da manutenção de um baixo teor de carbono para metais de solda deste tipo, pois como foi verificado, o que foi importante não somente para a soldabilidade, como também para a homogeneidade das propriedades mecânicas, pela formação de uma martensita auto-revenida de baixo carbono.

CONCLUSÕES

Diante do exposto anteriormente no decorrer do presente trabalho pode-se concluir que:

a) O consumível estudado mostrou-se adequado para utilização na soldagem de do aço IACS W22 Grau R4 [2] com utilização de preaquecimento de 250ºC;

b) Todos os resultados de resistência mecânica e tenacidade foram muito superiores aos mínimos requeridos para o aço Grau R4 [2];

c) A tenacidade ao impacto mostrou resultados que permitem a indicação deste consumível como adequado para a soldagem de equipamentos de ancoragem, pois a tenacidade ao impacto apresenta valores confortáveis mesmo a baixas temperaturas e;

d) A utilização da microscopia eletrônica de varredura permitiu evidenciar a ocorrência de microestrutura composta, predominantemente, de martensita revenida de baixo carbono, o que justifica os elevados valores de tenacidade ao impacto e a homogeneidade dos resultados.

Sugestões de Trabalhos Futuros

Os processos de soldagem com a utilização de metais de solta de extra alta resistência podem ser aplicados em diversos seguimentos. Contudo, por estarem ainda em desenvolvimento, algumas barreiras devem ser quebradas e alguns desafios devem ser superados. Entende-se portanto, que o emprego destas novas tecnologias ainda demanda de pesquisas, sistematizações e procedimentos bem estruturados, que são fundamentais para continuidade desta linha de pesquisa. Assim, podem-se sugerir para o desenvolvimento de futuros trabalhos as seguintes abordagens:

- Estudo do comportamento da microestrutura variando a temperatura de preaquecimento; e

- Realizar estudos comparativos, com outros processos de soldagem, visando o aumento da produtividade.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

[2] IACS; International association of classification societies. W22 – Offshore Mooring Chain, 2006.

[3] VAN DER MEE, V.; NEESEN, F.; “Development of High Strength Steel Consumables from Project to Product”; 2nd International Symposium on High Strength Steel. Stiklestad, Verdal 23. -24. April, 2002.

[4] CASTELLO BRANCO, J. F.; FEDELE, R.A.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; “Soldagem Circunferencial em tubos de aço da Classe API X80”. In: Rio Pipeline, 2003.

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

[6] IIW Document; “Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals”, Doc. nº IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2, june, 1988.

[7] JORGE, C. F. J.; REBELLO, J. M. A.; “Microscopia Eletrônica de Varredura em Cordões de Solda de Aços de Alta Resistência”. *Soldagem & Materiais*, Vol.1 (3), pp. 44-50, julho, 1989.

[8] HOEKSTRA, S., BURG, M. A.M.S. and OUDEN, G.; “Microstructure and Notch Toughness of ferritic weld Metal”, *Metal Construction*, Vol.18(12), pp. 772-775, 1986.

[9] HARRISON, P.; FARRAR, R.; “Microstructural Development and Toughness of C-Mn and C-Mn-Ni Weld Metals. Part 1 – microstructural Development”. *Metal Construction*, Vol 19 (7), pp. 392R–399R, julho,. 1987.

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

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

[12] KEEHAN, E.; Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals. Thesis for The Degree of Doctor of Philosophy. Department of Experimental Physics. Chalmers University of Technology and Göteborg University. Göteborg, Sweden, 2004.

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

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

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

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

[17] KEEHAN, E. et al.; Microstructural Characterisation of As-deposited and Reheated weld Metal – High Strength stell Weld Metals”, IIW Doc. IX-2187-06, 2006.

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

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

[20] FARNEZE, H.N., Efeito do processo de soldagem na produtividade e propriedades de amarração de plataformas; Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em tecnologia do Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca – CEFET/RJ, novembro, 2007.

[21] 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.

[22] JORGE, J.C.F. SOUZA, L.F.G. SANTOS FILHO, O.R, SANTOS F., A.M.F. e BOTT, I.S., Influência da composição química e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de alta resistência, IN: XXXIII Congresso Nacional de Soldagem, Caxias do Sul, RS, Anais do XXXIII CONSOLDA, 2007.

[23] JORGE,J.C.F, SOUZA,L.F.G, SANTOS FILHO,O.R. e BOTT,I.S., Estudo de metais de solda de aço de extra alta resistência para utilização em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo. Parte I: Propriedades Mecânicas, A ser apresentado no XXXVII CONSOLDA, 2011.

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

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

[26] Norma N-76 CONTEC- Normas Petrobrás Materiais de Tubulação Rev-E, janeiro, 1997.

[27] JORGE, C. F. J.; REBELLO, J. M. A.; “Microscopia Eletrônica de Varredura em Cordões de Solda de Aços de Alta Resistência”. *Soldagem & Materiais;* Vol.1 (3), pp. 44-50, julho 1989.

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

[29] 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.

[30] 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.

[31] EVANS, G. M.; “The effect of Nickel on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits”. *Welding Research Abroad;* Vol. 37(2/3), pp. 70-83, march 1991.

[32] 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;* Vol. 3 (5), 1993.

[33] 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.

[34] RICARDO FEDELE, MSc. “Soldagem de Tubulações: Metalurgia, Procedimentos e Desafios - Revista Metalurgia & Materiais – Vol.58 (521) maio, 2002.

[35] 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.