CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAIS DE SOLDA OBTIDOS PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM ELEVADA ENERGIA DE SOLDAGEM

Erick de Sousa Marouço

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

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge

Luís Felipe Guimarães de Souza

Rio de Janeiro

Abril 2014

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAIS DE SOLDA OBTIDOS PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM ELEVADA ENERGIA DE SOLDAGEM

Dissertação de Mestrado apresentada ao Programa de Pós-graduação 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.

Erick de Sousa Marouço

Aprovada por:

_____

Presidente, Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.

_____

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

_____

Professor, Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

Professor, Valter Rocha dos Santos, D.Sc. (PUC-RJ)

Rio de Janeiro

Abril 2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

M356 Marouço, Erick de Sousa
Estudo das propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda obtidos pelo processo arco submerso com elevada energia de soldagem / Erick de Sousa Marouço.—2014.
xi, 62f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2014.
Bibliografia : f. 60-62
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Engenharia mecânica. 2. Soldagem. 3. Metais – Propriedades mecânicas. 4. Arco de soldagem submersa. 5. Microestrutura. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.
CDD 621

Não tentes ser bem sucedido, tenta antes ser um homem de valor.

Albert Einstein

Agradecimentos

Ao Professore Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.) pelos valiosos ensinamentos, dedicação, orientação, paciência, amizade e disponibilidade em todos os momentos;

Ao Professor Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.) pelos seus ensinamentos e ajuda na realização dos ensaios metalográficos.

Ao Professor Valter Rocha dos Santos (D.Sc.) pela análise e comentários pertinentes e oportunos ao conjunto do texto.

Ao Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca por ter me acolhido nesses 9 últimos anos de minha vida.

A Fluke Engenharia Ltda pela viabilização da realização de todas soldagens, ensaios mecânicos e testes.

A Jorge Luiz Coutinho Diniz pelos ensinamentos e incentivo.

Aos amigos Telmo Viana Rodrigues e Tiago Barbosa Cabral pela ajuda e opiniões.

A Roger Ferreira Barros, Tony Abreu e Alceu Alves pela ajuda na realização das soldagens das chapas.

A Wilsimar Marques e Anderson Barros pela ajuda na usinagem dos corpos-de-prova e ensaios de impacto Charpy-V.

A minha amada noiva Fernanda e meus sogros Eraldo e Marcia, pelo apoio e incentivo.

Aos meus pais Ricardo e Rosângela, minha irmã Ingrid e meu cunhado Márcio.

Ao meu avô Joaquim de Sousa e minhas avós Ladir Lopes e Imar Pereira Marouço.

A todos que colaboraram direta ou indiretamente para viabilização desta dissertação.

RESUMO

ESTUDO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAIS DE SOLDA OBTIDOS PELO PROCESSO ARCO SUBMERSO COM ELEVADA ENERGIA DE SOLDAGEM

Erick de Sousa Marouço

Orientadores:

Jorge Carlos Ferreira Jorge

Luís Felipe Guimarães de Souza

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

O presente trabalho tem por objetivo analisar o comportamento da relação tenacidade/microestrutura de metais de solda C - Mn baixa liga, soldados através do processo de soldagem arco submerso automático com elevada energia de soldagem. Foram soldadas juntas passe único, pelo processo a arco submerso com combinação de arame-fluxo do tipo F7A4-EM12K com arame de 4,00mm de diâmetro e energia de soldagem variando de 7,8 até 17,2 kJ/mm. Após a soldagem, realizaram-se ensaios de impacto Charpy-V às temperaturas de -20, 0 e 20°C, dureza e metalográficos por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) em corpos-de-prova retirados integralmente do metal depositado, o que propiciou a discussão da relação tenacidade/microestrutura. Em particular é estudada a possibilidade de aumento dos níveis de energia de soldagem para obtenção dos metais de solda com boa tenacidade. O aumento da energia de soldagem tem como objetivo aumento das taxas de deposição, permitindo a diminuição de passes e maior produtividade. Os resultados mostraram a viabilidade técnica de soldagens com energia de soldagem da ordem de 14,3kJ/mm com tenacidade ao impacto de 27 Joules a 0 °C, atingindo os requisitos necessários para utilização em equipamentos utilizados em componentes de sistemas de ancoragem de plataformas de petróleo.

Palavras-chave:

Metal de Solda; Tenacidade; Arco Submerso; Microestrutura

Rio de Janeiro
Abril 2014

ABSTRACT

STUDY OF MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF WELD METALS OBTAINED BY SUBMERGED ARC WELDING WITH HIGH WELDING ENERGY

Erick de Sousa Marouço

Advisors:

Jorge Carlos Ferreira Jorge

Luís Felipe Guimarães de Souza

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

This study aims to analyze the behavior of the toughness / microstructure of weld metals C-Mn low alloy, welded by automatic submerged arc welding with high heat input process. There were single pass welded joints by submerged arc welding process with combination of wire and flux of F7A4-EM12K with wire of 4,00 mm diameter and heat input from 7,8 to 17,2kJ/mm. After welding, were performed Charpy - V at temperatures of -20, 0 and 20 °C , hardness and metallographic by optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM) in specimens entirely removed of weld metal, which led to the discussion of toughness / microstructure relationship. In particular it is studied to increase levels of heat input to obtain the weld metals with good toughness. The increased heat input aims to increase deposition rates, enabling the reduction of passes and higher productivity. The results showed the technical viability of welds with heat input of about 14,3kJ/mm with impact toughness of 27J at 0 °C, reaching the requirements for use in mooring equipments used in systems of oil/gas platforms.

Keywords:

Weld metal; Toughness; Submerged Arc; Microstructure.

Rio de Janeiro
April 2014

Sumário

Introdução **1**

I. Revisão Bibliográfica **4**

I.1 Efeito da Energia de Soldagem nas Propriedades Mecânicas de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga 4

I.2 Relação Tenacidade x Microestrutura de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga 12

II. Materiais e Métodos **21**

II.1 Materiais 21

II.1.1 Material Base 21

II.1.2 Material de Adição 21

II.2 Soldagem das Juntas 21

II.3 Analíse Química 23

II.4 Ensaios Mecânicos 23

II.4.1 Ensaio de Impacto Charpy-V 23

II.4.2 Ensaio de Dureza 24

II.5 Ensaios Metalográficos 24

II.5.1 Microscopia Òptica (MO) 25

II.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) 25

III. Resultados **26**

III.1 Análise Química 26

III.2 Ensaios Mecânicos 26

III.2.1 Ensaio de Impacto Charpy-V 26

III.2.2 Ensaio de Dureza 31

III.3 Ensaios Metalográficos 32

III.3.1 Microscopia Óptica (MO) 32

III.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) 40

IV. Discussão **43**

IV.1 Efeito da Energia de Soldagem nas Propriedades Mecânicas dos Metais de Solda 43

IV.2 Relação Tenacidade x Microestrutura dos Metais de Solda 52

IV.3 Considerações Adicionais 57

Conclusões **58**

Sugestões para Trabalhos Futuros **59**

Referências bibliográficas **60**

Lista de Figuras

FIG. I.1 - Efeito da energia de soldagem nos resultados de energia absorvida para metais de solda C-1,37%Mn obtidos por eletrodos revestidos [9]. 4
FIG. I.2 - Efeito do manganês nos resultados de energia absorvida para 4,3 kJ/mm [9]..... 5
FIG. I.3 - Efeito da energia de soldagem na tenacidade para metal base C-Mn [10]. 7
FIG. I.4 - Efeito da energia de soldagem na tenacidade para metal base microligado [10]. 8
FIG. I.5 - Variação da energia absorvida para diferentes condições de soldagem [26]. 9
FIG. I.6 - Curva de transição dos metais de solda obtidos com 14,4 e 19,6 kJ/mm [11]. 10
FIG. I.7 - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo para metais de solda C-Mn baixa liga [29]. 13
FIG. I.8 - Contagem microestrutural de metais de solda obtidos com 10 kJ/mm de energia de soldagem [27]. 15
FIG. I.9 - Contagem microestrutural de metais de solda obtidos com diferentes energia de soldagem [27]. 15
FIG. I.10 - Evolução da morfologia da ferrita acicular com a energia de soldagem [27]. 16
FIG. II.1 - Detalhes da geometria de preparação das chapas para a soldagem (cotas em mm)21
FIG. II.2 - Posições de retirada de corpos-de-prova Charpy-V e Metalográficos..... 23
FIG. II.3 - Posicionamento de retirada dos corpos-de-prova e marcação dos entalhes para ensaio de impacto Charpy-V (cotas em mm). 24
FIG. II.4 - Localização e espaçamento entre as impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm). 24
FIG. III.1 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 950 A. 28
FIG. III.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 850 A. 29
FIG. III.3 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 750 A. 30
FIG. III.4 - Ensaio de dureza para todos metais de solda. 31
FIG. III.5 - Macrografia das amostras soldadas. Ataque: Nital: 5%. 33
FIG. III.6 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 200x. 34
FIG. III.7 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 500x. 35
FIG. III.8 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 1000x. 36
FIG. III.9 - Contagem microestrutural de todos metais de solda. 38
FIG. III.10 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 950 A. 38
FIG. III.11 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 850 A. 39
FIG. III.12 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 750 A. 39
FIG. III.13 - Aspecto da microestrutura dos metais de solda por MEV. Aumento 1000x. Ataque: Nital 2%..... 41
FIG. III.14 - Detalhe das microfases por MEV. Aumento: 3000x. Ataque: Nital 2%..... 42
FIG. IV.1 – Variação da energia absorvida a 0 °C com a energia de soldagem. 46
FIG. IV.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V para metais de solda de 9,5 kJ/mm. 47
FIG. IV.3 - Ensaio de Impacto Charpy-V para metais de solda de 11,5 kJ/mm. 47
FIG. IV.4 – Microestruturas dos metais de solda obtidos com 850 A. Aumento: 1000x. 56

Lista de Tabelas

TAB. I.1 Microestrutura x tenacidade de metais de solda [13]. 14
TAB. I.2 Contagem de inclusões e ferrita acicular [34]. 18
TAB. I.3 Contagem microestrutural e resultados de ensaios de impacto [15]. 19
TAB. II.1 Composição química do metal base utilizado. 21
TAB. II.2 Parâmetros de soldagem utilizados. 22
TAB. II.3 Características da fonte de soldagem. 22
TAB. III.1 Análise química dos metais de solda. 26
TAB. III.2 Resultados individuais dos ensaios de impacto Charpy-V, em Joules. 27
TAB. III.3 Contagem Microestrutural dos metais de solda. 37

Lista de Abreviaturas

A	Intensidade de Corrente em Amperes
AFC	Agregado Ferrita Carbeto
AM	Microconstituinte Austenita Martensita
API	American Petroleum institute
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for testing and Materials
CS	Como Soldado
e	Espessura em mm
ER	Eletrodo Revestido
ES	Energia de Soldagem em KJ/mm
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Primária
FS	Ferrita com Segunda Fase
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HSLA	High Strength Low Alloy
HV	Dureza Vickers
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
RC	Região Colunar
RR	Região Reaquecida
SAW	Submerged Arc Welding
SMAW	Shield Metal Arc Welding
V	Tensão em Volts
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Introdução

O cenário atual da industrial nacional arremete a uma grande quantidade de empreendimentos em todos os segmentos. Associado a este fato, adicionam-se questões sobre prazos de entrega reduzidos, falta de mão de obra qualificada e maiores exigências de qualidade. A automatização de processos de fabricação aparece como ferramenta importante no auxílio do atingimento destes requisitos e possibilita a redução nos tempos de fabricação e custos finais.

A discussão sobre otimização de processos de fabricação, bem como automatização de processos de soldagem é bastante ampla e antiga. Durante a expansão e desenvolvimento do segmento naval ocorrido na década de 70, aumentaram-se as discussões a respeito da necessidade de implantação da automatização de processo de soldagem. Neste período a produção de navios estava em franca expansão e o país passou a ser exportador de navios de grande porte. O processo de soldagem por eletrodos revestidos (ER) era o mais utilizado, entretanto os fabricantes de equipamentos e consumíveis já apresentavam capacidade de fornecer equipamentos importados que utilizassem os processos MIG/MAG e arco submerso, processos estes que apresentam taxas de deposição superiores às obtidas pelo processo Eletrodo Revestido [1,2].

A partir da década de 80, o país enfrentou duas décadas de recessão econômica e só retornou a crescer a partir do ano de 2003 [3]. Desde então a discussão da automatização de processos de soldagem retornou a pauta, não somente pelo fato de os processos de soldagem automatizado apresentarem maior eficiência quando comparados com os processos manuais, mais também por questões de qualidade dos itens fabricados e indisponibilidade de mão-de-obra qualificada. Atualmente os fornecedores de equipamento e consumíveis de soldagem apresentam linhas de fabricação no país, possibilitando o comércio desses itens com mais facilidade. Entretanto o baixo investimento governamental e privado em educação nas últimas décadas, não possibilitou a formação de mão-de-obra qualificada [4].

O processo de soldagem por arco submerso garante altas taxas de deposição, soldas com qualidade e boa aparência, facilidade de operação e propriedades mecânicas elevadas, através de um alto índice de transferência energética. Este processo possui grande aceitação no mercado industrial, devido o conhecimento notório de suas vantagens na fabricação de estruturas e equipamentos, além da realização da soldagem de forma automática. [5]

A expansão do uso da soldagem como processo de fabricação seguro, de baixo custo e grande versatilidade demonstrou a necessidade de maiores estudos de metais de solda. Durante o início do século passado engenheiros e projetistas preocupavam-se apenas com a

resistência mecânica dos materiais e desconsideravam estudos de outros requisitos de propriedade mecânica. O desenvolvimento de metais de solda com maiores valores de resistência mecânica foram possíveis através do aumento dos percentuais de carbono e manganês. Entretanto começaram a surgir acidentes com navios, tubulações e estruturas localizadas em regiões de baixas temperaturas, sendo que estes acidentes foram atribuídos à fraturas frágeis e ocorriam em virtude dos baixos níveis de tenacidade à baixas temperaturas. Devido a este fato, observou-se a necessidade de desenvolvimento de materiais e metais de solda com maiores níveis de resistência mecânica e tenacidade e que suportassem baixas temperaturas [6]. Este desenvolvimento determinou a necessidade de adição de outros elementos de liga nos metais base e metais de solda e também o desenvolvimento de processos de fabricação que permitissem melhor qualidade [7].

Atualmente, em virtude do elevado desenvolvimento dos aços e dos processos de soldagem o foco das pesquisas são em relação a possibilidade de soldagem de aços com elevados valores de resistência mecânica e tenacidade [3]. O aumento da resistência mecânica dos aços possibilitou a diminuição das espessuras utilizadas nas estruturas e tubulações, sendo necessário portanto, o desenvolvimento de novos consumíveis de soldagem que permitam a obtenção de metais de solda com propriedades equivalentes à estes metais base. A tenacidade também apareceu como importante requisito, em virtude da expansão dos setores navais, offshore e petroquímico, requerendo o desenvolvimento de metais de solda que atendem-se a este requisito. Entretanto, ainda existe muito espaço para pesquisas em soldagem de aços C-Mn, haja vista, estes aços serem largamente utilizados nos mais diversos setores da industria, em virtude do preço e da versatilidade de utilização que este possibilita [4].

A presente dissertação tem como objetivo analisar o efeito da utilização de maiores níveis de energia de soldagem nas propriedades mecânicas de metais de solda de aços C-Mn obtidos pelo processo a arco submerso. Entretanto, a vantagem do processo a arco submerso, sob o ponto de vista produtivo, requer o complemento com ponderações que envolvem as propriedades mecânicas dos metais de solda produzidos por este processo, devendo por isto, ser motivo de maiores estudos, particularmente em relação à tenacidade ao impacto, pois uma baixa tenacidade sinaliza o caminho para ocorrência de uma fratura frágil com baixos níveis de tensão [7,8].

Para melhor atingir os objetivos delineados no presente estudo, os capítulos foram divididos e programados da seguinte forma:

a) Capítulo I: É realizada uma revisão bibliográfica dividida em duas seções. Na primeira seção é apresentado o estado da arte da relação energia de soldagem x propriedade

mecânica. Na segunda seção é apresentado o estado da arte da relação tenacidade x microestrutura;

b) Capítulo II: Consiste na apresentação da metodologia e dos materiais utilizados no estudo. São demonstrados como serão fabricados os corpos de prova, bem como os parâmetros utilizados na soldagem, os ensaios mecânicos que serão realizados e as análises metalográficos que serão executadas;

c) Capítulo III: Apresentados os resultados referentes aos ensaios mecânicos e metalográficas dos metais de solda obtidos;

d) Capítulo IV: É realizada uma ampla discussão dos resultados obtidos, através de uma comparação entre os resultados e aqueles obtidos por outros pesquisadores;

e) Conclusões e Sugestões para Trabalhos Futuros: São apresentadas as principais conclusões obtidas no estudo e sugestões para trabalhos futuros, com intuito de dar continuidade ao estudo para obtenção de resultados que possibilitem a expansão da utilização dos métodos propostos no presente estudo.

Capítulo I – Revisão Bibliográfica

I.1 Efeito da Energia de Soldagem nas Propriedades Mecânicas de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga

O efeito da energia de soldagem nas propriedades mecânicas de metais de solda C-Mn baixa liga foram avaliadas por EVANS [9]. Neste trabalho, foram investigados o efeito da energia de soldagem e composição química, nos resultados de impacto e resistência mecânica de soldas fabricadas com processo eletrodo revestido. A Figura I.1 apresenta os resultados de ensaios de impacto para diferentes níveis de energia de soldagem, de metais de solda obtidos através da soldagem com eletrodos revestidos que apresentavam teor de manganês em torno de 1,37%.

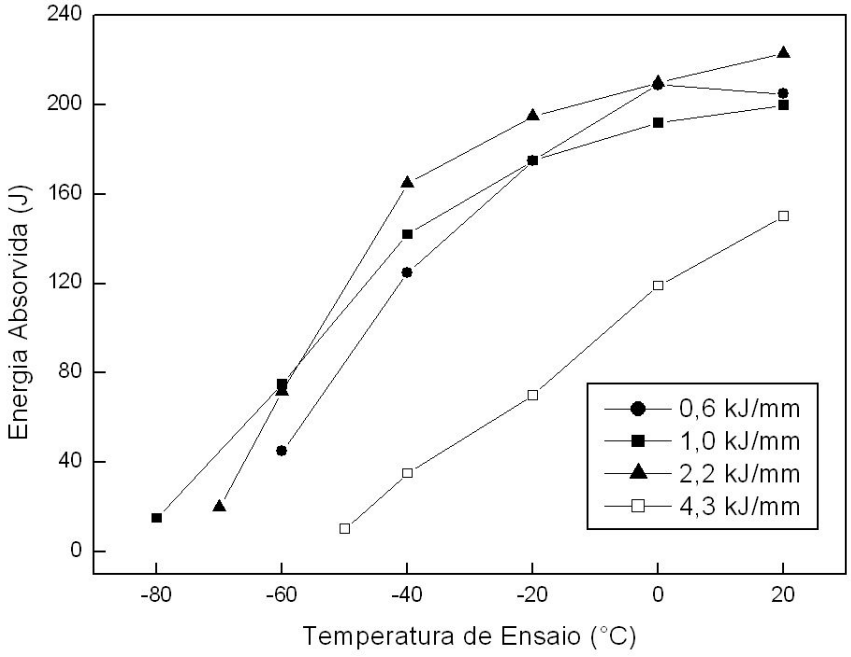


Figura I.1 - Efeito da energia de soldagem nos resultados de energia absorvida para metais de solda C-1,37%Mn obtidos por eletrodos revestidos [9].

A análise da Figura I.1 permite observar de que o aumento da energia de soldagem para 4,3 kJ/mm provocou uma queda dos resultados de energia absorvida. Entre os níveis de energia de 1,0 e 2,2 kJ/mm existe pouca variação da energia absorvida em relação a 0,6 kJ/mm que mostra menor energia absorvida para temperaturas inferiores a -20 °C. Em uma avaliação complementar é possível concluir que os melhores resultados de energia absorvida não foram obtidos pelos menores valores de energia de soldagem. Isto pode indicar que toda combinação de processo de soldagem e consumível de soldagem apresenta uma faixa ótima

de trabalho na relação energia de soldagem / tenacidade. No estudo de EVANS [9], os maiores resultados de energia absorvida foram obtidos no metal de solda fabricado com 2,2 kJ/mm de energia de soldagem, resultados esses, superiores aos obtidos no metal de solda fabricado com menor de energia de soldagem; 0,6 kJ/mm; o que foi atribuído pelo autor [9] ao efeito de recristalização dos passes subsequentes, gerando um aumento de região reaquecida e consequentemente, permitindo a criação de uma microestrutura mais refinada e a obtenção de maiores resultados de tenacidade.

Na Figura I.2 estão apresentados os resultados de ensaios de impacto de metais de solda obtidos com eletrodos revestidos que apresentavam diferentes teores de manganês [9]. Esses metais de solda foram soldados com uma energia de soldagem de 4,3 kJ/mm.

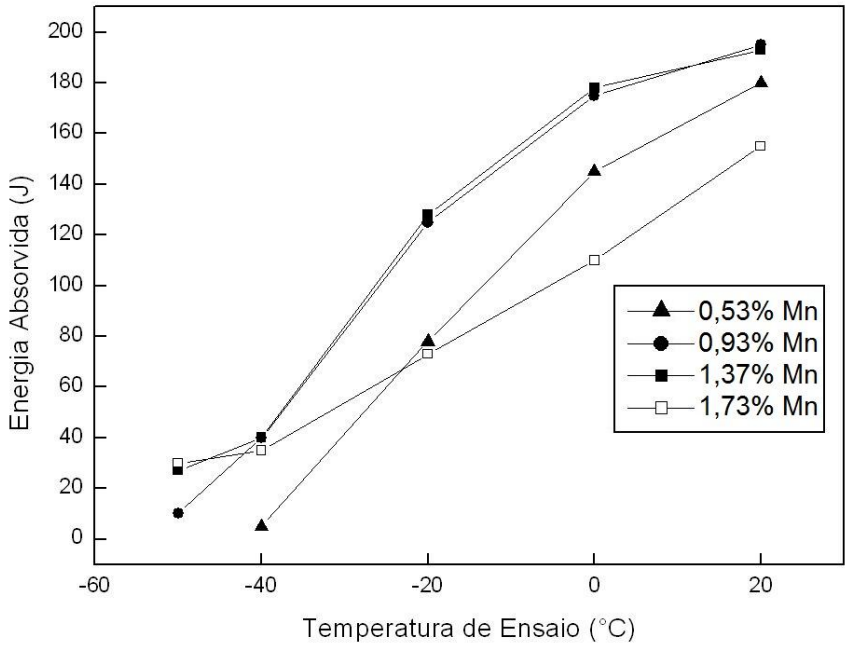


Figura I.2 - Efeito do manganês nos resultados de energia absorvida para 4,3 kJ/mm [9].

A análise da Figura I.2 permite a observação de que os maiores resultados de energia absorvida foram obtidos nos metais de solda que apresentavam teores de manganês de 0,93 e 1,37%. De acordo com EVANS [9], os maiores resultados de energia absorvida de metais de solda C-Mn baixa liga, são obtidos quando o teor de manganês situa-se na faixa ótima de 1,40%, independentemente da energia de soldagem, o que está de acordo com resultados experimentais obtidos por outros autores, que atribuem a melhor tenacidade de metais de solda de aços C-Mn a teores de Mn na faixa de 1,40-1,50% [10-17].

As propriedades mecânicas de metais de solda estão também relacionadas à composição química, devido ao seu efeito sobre a microestrutura, a formação de inclusões, ocorrência de precipitados e as características dos próprios constituintes da zona fundida. Os efeitos dos elementos de liga na microestrutura e propriedades mecânicas dos metais de solda de aço C-Mn foram extensamente estudados, e os trabalhos de EVANS [10,18-24] devem ser mencionados. Este autor conduziu um extenso programa de pesquisa com objetivo de estudar os fatores que afetam a microestrutura e propriedades mecânicas de soldas multipasse fabricadas atráves do processo eletrodo revestido, concluindo que os melhores resultados de energia absorvida foram obtidos quando os teores de manganês de Mn e C situam-se em torno de 1,4% e entre 0,07 e 0,09%, respectivamente. Adicionalmente, EVANS verificou haver um efeito sinérgico quando vários elementos estão presentes em um mesmo metal de solda, o que pode alterar a faixa ótima de cada elemento de forma isolada [24].

Outros pesquisadores que avaliaram o efeito do manganês nos resultados de ensaios de impacto foram SVENSSON e GRETOFT [25]. Estes pesquisadores realizaram diversas soldas utilizando processo de soldagem eletrodo revestido com diferentes composições químicas e energia de soldagem de 1,0 kJ/mm. Observou-se que os maiores resultados de impacto foram obtidos nos metais de solda obtidos com composição química de 0,12% C - 1,35% Mn, entretanto ressaltou-se neste trabalho que diversas outras combinações de composição química geraram níveis de tenacidade similares e que para obtenção de bons resultados em ensaios de impacto deve-se obter uma combinação balanceada de C e Mn [25].

O manganês e o níquel são elementos químicos que favorecem a formação do constituinte ferrita acicular, portanto promovem ganhos aos resultados de ensaios de impacto [26]. ZHANG e FARRAR [17] verificaram essas informações através da fabricação de diversos corpos de prova que apresentavam composições químicas variadas de manganês e níquel utilizando o processo de soldagem eletrodo revestido. Concluíram que os melhores resultados de impacto foram obtidos com composições químicas de 1,6% Mn - 1,0% Ni e 0,7% Mn - 1,5% até 3,5% Ni, também sendo verificado que teores elevados de níquel promovem a formação do constituinte martensita e, consequentemente, microestruturas com baixa tenacidade. Vale salientar que neste mesmo trabalho foram obtidos alguns corpos de prova com composição química de 0,04% C - 1,57% Mn e os resultados de ensaios de impacto indicaram que esta combinação de composição química gerou resultados similares aqueles obtidos com a adição de níquel e elevada tenacidade [17].

Com objetivo de verificar o efeito do incremento de energia de soldagem e composição química nos resultados de tenacidade ao impacto de metais de solda baixa liga, JORGE et al. [10] realizaram soldagens utilizando o processo arco submerso com arame de 3,2 mm e energia de soldagem variando de 2,6 até 7,2 kJ/mm, em dois tipos de aço com composições

químicas diferentes, quais sejam; o primeiro um aço do tipo C-Mn (0,13% C - 0,78% Mn) e o segundo um aço do tipo microligado (0,17% C - 1,43% Mn - 0,34% Ni - 0,02% V - 0,015% Ti - 0,026% Nb).

A Figura I.3 mostra os resultados do efeito da energia de soldagem na tenacidade ao impacto do metal de solda C-Mn, onde se nota que os melhores resultados foram obtidos para um valor de energia de soldagem de 5,7 kJ/mm, o que foi atribuído à variação da fração de ferrita acicular na microestrutura. Já no caso dos metais de solda obtidos a partir de aço microligado, os resultados não se mostraram estar diretamente relacionados à energia de soldagem. Na Figura I.4, é possível notar que os maiores resultados foram obtidos pelo metal de solda fabricado com 5,6 kJ/mm e os menores resultados foram obtidos pelo metal de solda fabricado com 7,2 kJ/mm. Neste caso, além da ferrita acicular, foi verificado pelos autores o efeito do microconstituinte austenita-martensita (AM) no comportamento da tenacidade ao impacto [10].

Os resultados dos dois metais de solda apresentam semelhanças. Não houve queda contínua nos resultados de tenacidade com a elevação da energia de soldagem, sendo os maiores valores de energia absorvida obtidos para patamares de, aproximadamente; 5,5 kJ/mm. Adicionalmente, a análise dos resultados permitiu concluir que a microestrutura dos metais de solda foi a principal responsável por alterações nos resultados de ensaios de impacto.

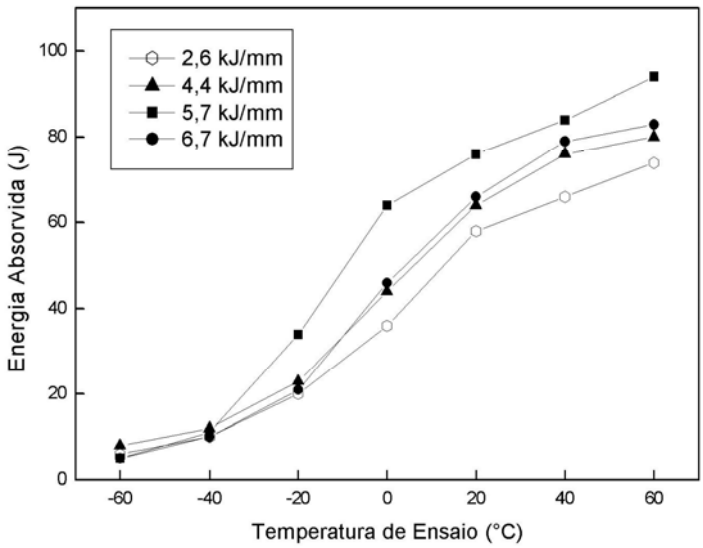


Figura I.3 - Efeito da energia de soldagem na tenacidade para metal base C-Mn [10].
Composição química do metal de solda: (0,13%C; 1,20%Mn; 0,44%Si; 0,02%P; 0,02%S).

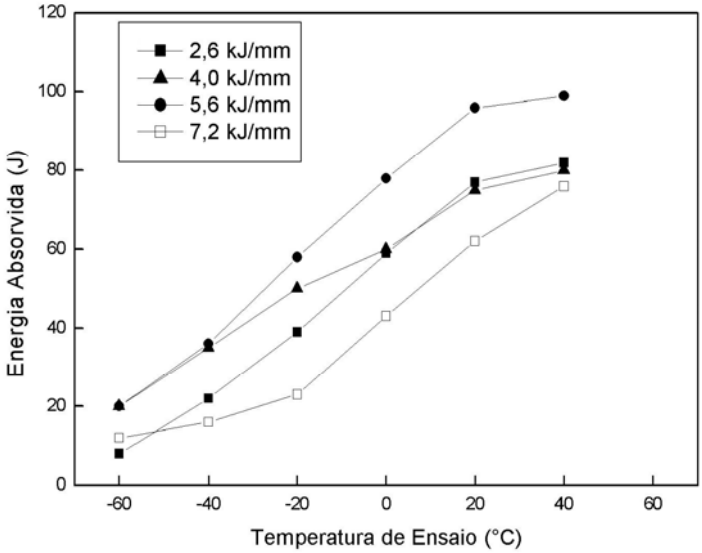


Figura I.4 - Efeito da energia de soldagem na tenacidade para metal base microligado [10].
Composição química do metal de solda:(0,16% C; 1,19% Mn; 0,42% Si; 0,02% P; 0,009% S; 0,15% Ni; 0,02% V; 0,03% Ti; 0,01% Nb)

Os efeitos da soldagem com elevados níveis de energia também foram discutidos por MAROUÇO et al. [26], através da discussão sobre a viabilidade técnica de fazer uso de procedimentos de soldagem com elevadas energias de soldagem, na fabricação de estruturas de ancoragem de plataformas e navios fabricadas utilizando aços C-Mn baixa liga. Neste trabalho foram realizadas soldagens com 3,5; 6 e 12 kJ/mm, nas condições de passe único e multipasse, em chapas de aço C-Mn baixa liga.

A utilização de maiores níveis de energia de soldagem tem como objetivo aumentar as taxas de deposição e permitir a diminuição dos tempos de soldagem. Entretanto a utilização de maiores níveis de energia de soldagem deve ser vista com cuidado, levando-se em consideração que maiores níveis de energia podem causar prejuízos para a resistência ao impacto. Desta forma, MAROUÇO et al. [26], avaliaram a possibilidade de utilização de maiores níveis de energia de soldagem na fabricação de equipamentos e tubulações que apresentassem requisitos adicionais de tenacidade como o de 27 Joules a 0°C. Os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V realizados em diferentes metais de solda por MAROUÇO et al. [26] estão apresentados na Figura I.5.

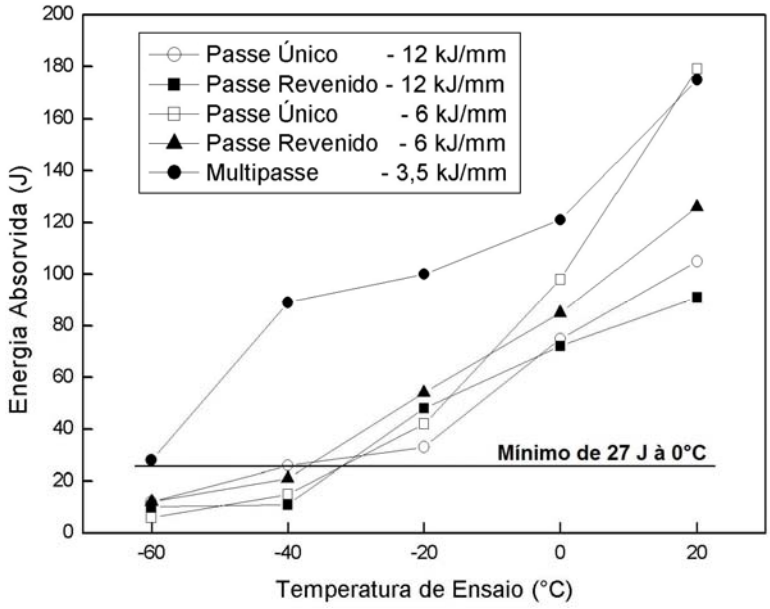


Figura I.5 - Variação da energia absorvida para diferentes condições de soldagem [26].

Os ensaios realizados permitiram concluir que seria possível a utilização de maiores níveis de energia de soldagem, possibilitando assim a elevação das taxas de deposição e a garantia de atender aos requisitos de tenacidade [26]. Os resultados apresentados permitiram a conclusão que o aumento da energia de soldagem provocou a diminuição dos resultados de energia absorvida. Os menores valores de energia absorvida foram obtidos pelos metais de solda obtidos com 12 kJ/mm e os maiores valores de energia absorvida foram obtidos pelos metais de solda obtidos com 3,5 kJ/mm, em consequência da soldagem multipasse deste último experimento. MAROUÇO et al. [26] concluíram que com o aumento da energia de soldagem, os metais de solda apresentaram a diminuição do constituinte ferrita acicular em sua microestrutura, ocasionando a diminuição dos níveis de energia Charpy-V. Já no caso dos metais de solda que passaram por revenimento de passes posteriores, MAROUÇO et al. [26] concluíram que este processo foi importante para a decomposição do microconstituinte austenita-martensita (AM), permitindo a manutenção dos resultados de energia absorvida.

Os efeitos da utilização de elevadas energias de soldagem, nas propriedades mecânicas e de resistência ao impacto, também foram analisadas por BAILEY [11]. Neste trabalho foram obtidos metais de solda com energias de soldagem de 14,4 e 19,6 kJ/mm, utilizando processo de soldagem arco submerso Tandem com três arames, consumíveis e material base do tipo C-Mn, sendo a composição química do metal de solda com 14,4 kJ/mm de 0,15% C - 1,42% Mn e do metal de solda com 19,6 kJ/mm foi de 0,12% C - 1,33% Mn.

Após a soldagem, foram realizados ensaios de dureza e impacto Charpy-V. BAILEY [11] verificou que os resultados de dureza do metal de solda fabricado com 14,4 kJ/mm apresentavam variação entre 207 e 226 HV5 e que os resultados de dureza do metal de solda fabricado com 19,6 kJ/mm apresentavam variação entre 206 e 218 HV5, permitindo a conclusão que os metais de solda apresentaram resultados de dureza bastante similares, mantendo-se no mesmo patamar. Já com relação aos resultados dos ensaios de impacto, BAILEY [11] verificou que o metal de solda obtido com 14,4 kJ/mm apresentou energia de impacto de 27 J a 65 °C e que o metal de solda obtido com 19,6 kJ/mm apresentou energia de impacto de 27 J a 80 °C. As curvas de transição dos ensaios de impacto Charpy-V podem ser visualizadas na Figura I.6.

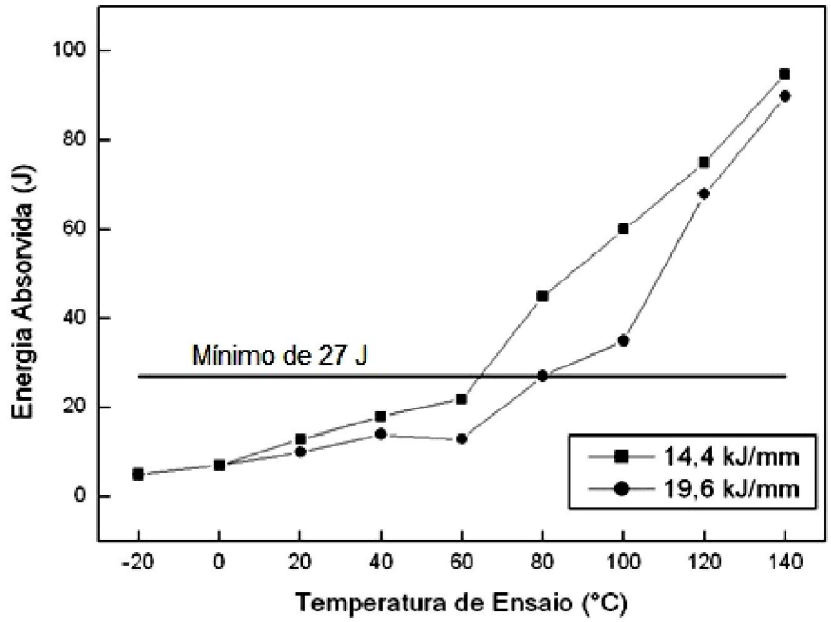


Figura I.6 - Curva de transição dos metais de solda obtidos com 14,4 e 19,6 kJ/mm [11].

Segundo BAILEY [11], os metais de solda obtidos com elevada energia de soldagem apresentaram baixa tenacidade não em virtude dos parâmetros de soldagem, mais sim por que estes metais de solda apresentaram pequenas concentrações de oxigênio, em comparação com as concentrações de alumínio. Segundo BAILEY [11], as baixas concentrações de oxigênio, elevadas concentrações de alumínio e pequena taxa de solidificação, foram fundamentais para prejudicar os resultados de ensaios de impacto e a microestrutura. Entretanto, JORGE et al. [12] destacaram em seu trabalho que o motivo da baixa tenacidade observada na Figura I.6, não foi ocasionado pelo baixo teor de oxigênio na microestrutura dos metais de solda e sim por outros fatores, tais como, processos de reaquecimento do metal de solda e a microestrutura gerada pelo processo soldagem com elevada energia de soldagem.

Além disso, JORGE et al. [12] destacaram que concentrações ideais de oxigênio não são o principal motivo para obtenção de bons resultados de impacto, haja vista, outros elementos químicos também serem benefícios à microestrutura, como por exemplo o titânio.

O processo de soldagem arco submerso Tandem também foi utilizado por VIANO et al. [27] para fabricação de juntas soldadas com energias de soldagem de 2,5; 5 e 10 kJ/mm em aços ARBL. Para a fabricação das juntas soldadas foram utilizadas correntes variando entre 450 e 1300 A. Posteriormente, foram realizados ensaios mecânicos com intuito de verificar a influência dos parâmetros de soldagem nos resultados de dureza e tenacidade.

Segundo VIANO et al. [27], os resultados mostraram que ocorre uma diminuição dos níveis de dureza com o incremento de energia de soldagem. Este resultado é atribuído ao aumento da energia de soldagem que leva a uma diminuição das taxas de resfriamento, gerando metais de solda com menores valores de dureza.

Os ensaios de impacto Charpy-V realizados nos metais de solda, indicaram que os metais de solda obtidos com 2,5 e 5 kJ/mm apresentaram resultados variando entre 77 e 110 J a -51 °C. Já no metal de solda fabricado com 10 kJ/mm os resultados obtidos variaram entre 25 e 36 J a -51 °C. Esses resultados permitem a conclusão que o aumento de energia de solda provocou a diminuição dos resultados de impacto. Segundo VIANO et al. [27], a soldagem com maiores níveis de energia de soldagem geraram uma microestrutura mais grosseira e portanto provocaram a diminuição dos resultados de ensaios de impacto Charpy-V.

I.2 Relação Tenacidade x Microestrutura de Metais de Solda C-Mn Baixa Liga

Ao realizar um estudo de propriedades mecânicas de um metal de solda, a tenacidade aparece como um fator preponderante na aprovação ou reprovação de procedimentos de soldagem. Esta propriedade mecânica está diretamente relacionada à microestrutura dos metais de solda, devido a este fato, a relação tenacidade x microestrutura deve ser avaliada com cuidado no desenvolvimento de novos procedimentos de soldagem.

A tenacidade do metal de solda depende basicamente dos fatores: microestrutura, tamanho de grão e quantidade e tipo de impurezas [8]. Os fatores microestrutura e impurezas estão fortemente relacionados à composição química do metal de adição e o fator tamanho de grão está relacionado ao ciclo térmico imposto ao metal de solda. Da mesma forma, os fatores microestrutura e impurezas também estão relacionados ao ciclo térmico imposto ao metal de solda. Conclui-se, portanto, que a tenacidade do metal de solda pode ser alterada por diversos motivos, sendo assim, a avaliação minuciosa deste requisito deve ser incluir a abordagem de diversos outros fatores.

A microestrutura dos metais de solda de aço C-Mn são constituídas pelos constituintes: ferrita primária (FP), ferrita com segunda fase (FS), ferrita acicular (FA) e agregado ferrita carbeto (AFC). Os microconstituintes podem ser subdivididos em: bainita (B) e constituinte austenita-martensita (AM) e sua identificação completa é possível através de microscópio eletrônico de varredura (MEV), pois esta ferramenta possibilitará aumentos maiores que 1.000 vezes, permitindo a identificação complementar destes constituintes. A avaliação quantitativa de todos esses constituintes é de extrema importância para obtenção de uma correlação entre a microestrutura e as propriedades mecânicas obtidas [8].

Para um dado nível de resistência mecânica, a tenacidade da zona fundida é aumentada quando são reduzidos o tamanho de grão ferrítico médio e a quantidade de constituintes mais grosseiros e que apresentam contornos de grão de baixo ângulo, como veios de ferrita primária e blocos de bainita superior. Neste contexto, idealmente, a zona fundida deveria ser constituída predominantemente de ferrita acicular. A presença de filmes de carbonetos entre grãos de ferrita e de blocos grosseiros de constituintes austenita-martensita (AM) é um fator adicional que pode prejudicar a tenacidade [8].

As dimensões de tamanho de grão são grandes responsáveis pelos resultados de ensaios de propriedade mecânica, sobretudo nos resultados de ensaios de impacto. O tamanho de grão colunar pode ser reduzido pela adição de elementos de liga ou pelo rápido resfriamento durante o estágio de solidificação. A velocidade de resfriamento da junta soldada é determinada por parâmetros tais como: aporte de calor, temperatura de preaquecimento,

espessura de chapa e a eficiência do processo de soldagem sendo, portanto, estritamente relacionado com o processo de soldagem e com os parâmetros de soldagem [28].

A característica da microestrutura do metal de solda está diretamente relacionada à composição química do material, a energia de soldagem utilizada no processo de soldagem e a taxa de resfriamento. Os efeitos da composição química e da energia de soldagem foram abordados anteriormente, na relação entre estas e resultados de ensaios de propriedade mecânica. A taxa de resfriamento ou velocidade de resfriamento é determinada pelos parâmetros informados anteriormente, e é um importante controlador da microestrutura de uma solda. Através da temperatura de fusão de um metal de solda e do tempo de resfriamento deste, será possível obter o diagrama de transformação com resfriamento contínuo (TRC), tal como o exemplificado na Figura I.7, deste metal de solda. O TRC permitira obter conclusões da microestrutura observada no metal de solda. Sendo assim, corpos-de-prova similares, soldados com diferentes energias de soldagem, podem apresentar uma microestrutura constituída basicamente de ferrita primária ou de ferrita acicular, apenas com a alteração das taxas de resfriamento.

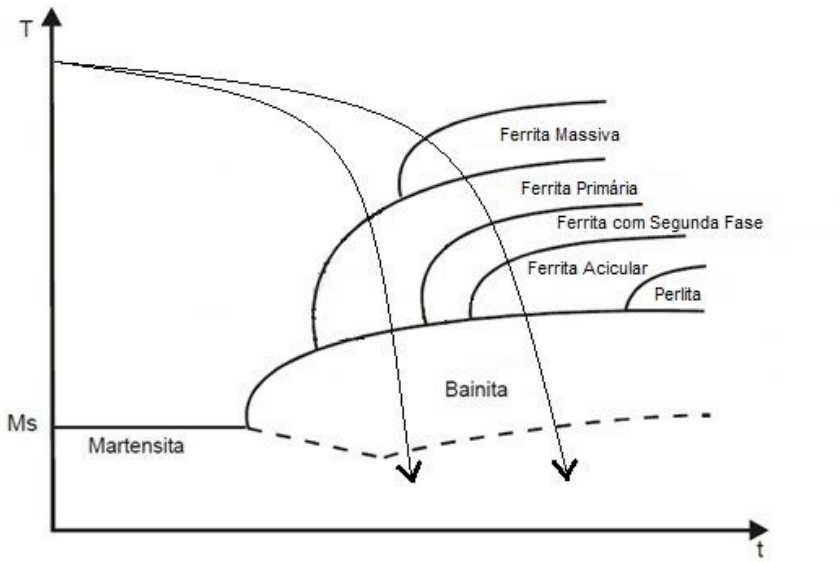


Figura I.7 - Diagrama de transformação com resfriamento contínuo para metais de solda C-Mn baixa liga [29].

Os resultados de ensaios microestruturais foram avaliados por HUNT et al. [13], com objetivo de relacionar com resultados de propriedade mecânica. Este estudo foi realizado utilizando o processo de soldagem por arco submerso com arame de 2,4 mm em chapas de aço microligado. Foram realizadas soldagens com diferentes níveis de energia de soldagem; 2;

3,3; 4,6 e 5,3 kJ/mm. A contagem microestrutural e os resultados das temperaturas referentes a 50% de fratura frágil nos ensaios de impacto, estão apresentados na Tabela I.1.

Tabela I.1 - Microestrutura x tenacidade de metais de solda [13].

Energia de Soldagem (kJ/mm)	Diluição	AFC (%)	FP (%)	FA (%)	FS (%)	50% FATT (°C)
2	70%	2	---	3	95	6
3,3	70%	2	---	15	83	-10
4,6	70%	3	---	89	8	-40
5,3	70%	4	3	85	8	-60
2	40%	2	4	91	3	-126
3,3	40%	1	2	91	6	-126
4,6	40%	7	6	87	---	-106
5,3	40%	11	7	80	2	-106

Através da avaliação dos resultados contidos na Tabela I.1, observa-se que o principal responsável pela alteração nos resultados de ensaios de impacto Charpy-V, foi a alteração nos percentuais dos constituintes microestruturais dos metais de solda. Observa-se também que o incremento de energia de soldagem não proporcionou mudanças significativas nos resultados de impacto para o nível de diluição de 40%.

Os resultados de contagem microestrutural dos metais de solda possibilitaram que os resultados dos ensaios de impacto fossem justificados. Analisando a Tabela I.1 o constituinte ferrita acicular (FA) aparece como principal responsável pelos resultados de ensaios de impacto, esta afirmação é justificada com a relação entre os resultados de impacto e contagem microestrutural das soldas com 2 e 3,3 kJ/mm, diluição de 70%, onde devido a pequena proporção de ferrita acicular, os resultados de tenacidade ao impacto apresentaram os menores valores. Já nos metais de solda que apresentaram maior proporção de ferrita acicular, foram obtidos os maiores valores nos ensaios de impacto.

O constituinte agregado ferrita carbeto (AFC) também foi contabilizado em todos os metais de solda. Este constituinte é reconhecido por apresentar efeito nocivo aos metais de solda, provocando a diminuição dos resultados de impacto [8]. Nos metais de solda que foram contabilizados as maiores concentrações deste constituinte, foram observadas diminuições nos resultados de impacto. Nos metais de solda que mantiveram percentuais de 7 a 11% de AFC, observou-se a diminuição dos resultados de impacto, quando comparado aos que apresentaram maiores resultados de ensaios de impacto. Este fato permite a confirmação de que este constituinte apresenta efeito nocivo aos metais de solda, provocando diminuição da resistência ao impacto.

Conclui-se que o efeito da diluição foi prejudicial aos resultados de ensaios de impacto, entretanto tal efeito deve ser revisto para outras situações com diferentes metais base. O metal base utilizado para tal estudo apresentava teores de cromo e níquel de 0,73% e 0,96%, respectivamente. Os resultados de ensaios de impacto dos metais de solda com baixa diluição foram superiores aos de alta diluição, devido à existência de concentrações superiores de manganês em sua composição química (~1,0%) e concentrações inferiores de níquel (~0,55%). Conforme citado anteriormente, para a obtenção de resultados de ensaios de impacto satisfatórios, o teor de manganês deve-se manter no patamar de 1,4%. Já no caso do teor de níquel, os melhores resultados de impacto são obtidos quando este elemento químico apresenta-se em torno de 1,0%, conforme TRINDADE et al. [14]. Observa-se que os resultados de ensaios de impacto dos metais de solda obtidos com baixa diluição foram superiores, devido à existência de maiores teores de manganês e a presença de pequenos teores de níquel. TRINDADE et al. [14], afirmam que os melhores resultados de ensaios de impacto são obtidos quando o teor de níquel encontra-se na faixa ótima de 1,0%, entretanto neste mesmo trabalho, pode-se observar que quando os metais de solda apresentam teores de níquel de 0,5%, os resultados de ensaios de impacto foram superiores aos obtidos em metais de solda com teores de níquel de 0,7%.

A influência da microestrutura nos resultados de tenacidade também foi estudada por VIANO et al. [27]. Os resultados de contagem microestrutural obtidos, estão apresentados nas Figura I.8 e Figura I.**9**. A Figura I.8 apresenta os resultados de contagem microestrutural de metais de solda obtidos com mesmo valor de energia de soldagem e diferentes valores de corrente de soldagem. Na Figura I.9 é possível observar a contagem microestrutural de metais de solda obtidos com diferentes valores de energia de soldagem.

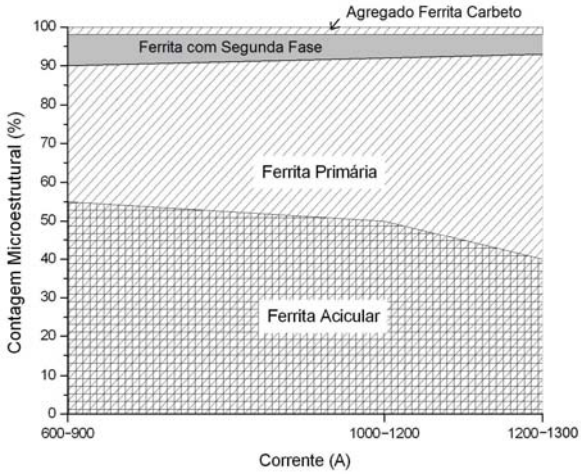


Figura I.8 - Contagem microestrutural de metais de solda obtidos com 10 kJ/mm de energia de soldagem [27].

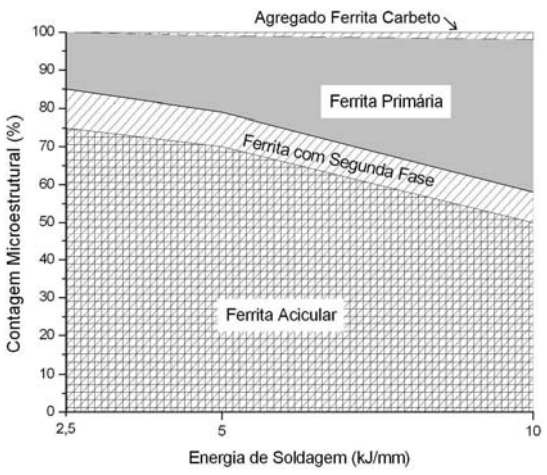


Figura I.9 - Contagem microestrutural de metais de solda obtidos com diferentes energia de soldagem [27].

Na Figura I.10 é possível observar a diferença de microestruturas dos metais de solda obtidos por VIANO [27], onde observa-se o efeito da soldagem com elevada energia de soldagem. Observa-se que a ocorrência da ferrita acicular é reduzida e sua morfologia é mais grosseira.

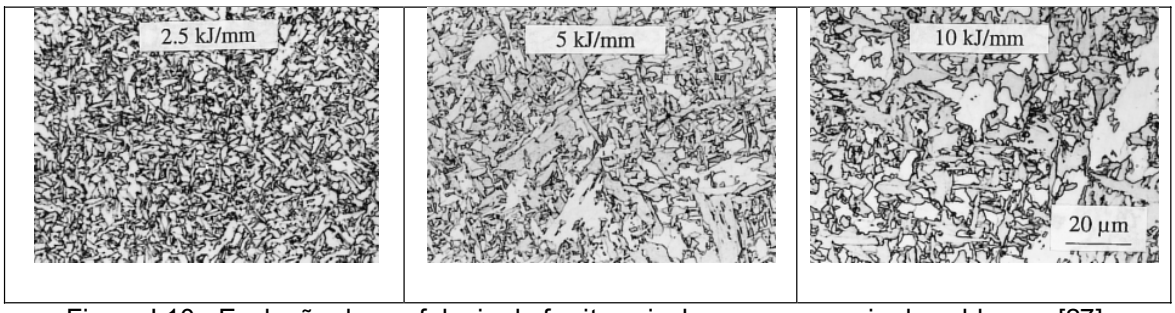


Figura I.10 - Evolução da morfologia da ferrita acicular com a energia de soldagem [27].

Nas duas figuras é possível observar que as contagens de ferrita acicular estiveram atreladas aos valores de energia de soldagem e corrente, isto é, o aumento da energia de soldagem ou o aumento dos níveis de corrente de soldagem, provocaram a diminuição dos percentuais de ferrita acicular. Também é possível observar que conforme o aumento dos valores de energia de soldagem e corrente, os resultados de contagem microestrutural indicaram que a diminuição do constituinte ferrita acicular, foi acompanhada pelo aumento do constituinte ferrita primária, concordando com a informação de que maiores níveis de energia de soldagem e corrente geram microestruturas mais grosseiras, constituídas por ferrita primárias de maior tamanho e menor quantidade de ferrrita acicular.

A avaliação dos resultados de impacto e de contagem microestrutural, possibilitaram a conclusão de que a diminuição da fração de ferrita acicular ocasionou uma diminuição da energia de impacto. Os metais de solda obtidos com 2,5 e 5 kJ/mm apresentaram percentuais de ferrita acicular de 75 e 70 %, respectivamente, e resultados de impacto variando entre 77 e 110 J a -51 °C, respectivamente. Já o metal de solda obtido com 10 kJ/mm apresentou um percentual de ferrita acicular de 50 % e energia de impacto variando entre 25 e 36 J a -51 °C. Pde-se então concluir que a diminuição dos percentuais de ferrita acicular levaram a uma redução da energia de impacto. Segundo VIANO et al. [27], outros fatores que contribuíram para a diminuição da energia de impacto, foram: o número de passes, o tamanho dos grãos de austenita, a fração volumétrica de fases como a ferrita e a largura das ripas de ferrita acicular. As maiores dimensões das inclusões ocasionaram a diminuição dos resultados de impacto, em virtude do aumento dos valores de energia de soldagem utilizados.

A maior quantidade de passes subsequentes de solda provocou o reaquecimento do metal de solda, favorecendo a recristalização, o alívio de tensões e o refino da microestrutura do metal de solda. Esse processo de recristalização do metal de solda quando associado a

elevadas taxas de resfriamento, propicia a diminuição dos grãos de austenita prévia e a formação de ferrita acicular, contribuindo para bons resultados no ensaio de impacto [27].

O constituinte ferrita acicular é reconhecido por garantir uma combinação ótima de resistência mecânica e tenacidade aos metais de solda [9,10,15,26,27,30-33]. Sua geometria formada por ripas de elevada razão de aspecto, 4:1 até 10:1, apresentam a característica de formar um emaranhado entre si. Com contornos de alto ângulo entre as ripas, a ferrita acicular proporciona elevada tenacidade ao metal de solda, pois na propagação de trincas intragranulares exige grande dispêndio de energia para que a trinca mude de direção, inibindo assim a propagação de trincas. [8]

A formação da ferrita acicular foi estudada por diversos pesquisadores, cabendo destacar os trabalhos de HONEYCOMBE e BHADESHIA [30] e o trabalho de BABU [31]. Segundo BABU [31], o processo de formação da ferrita acicular está diretamente ligado ao ciclo térmico do metal de solda. Com o aquecimento do metal de solda e a formação da poça de fusão a temperaturas superiores a 2000 °C, o aço no estado líquido dissolve o oxigênio. A partir deste ponto com o inicio do resfriamento do metal de solda e entre 2000 e 1700 °C o oxigênio dissolvido e os elementos desoxidantes promovem a formação de inclusões de óxidos com grandes dimensões. No intervalo de 1700 a 1600 °C, a solidificação da Ferrita - δ inicia-se e ocorre o envolvimento das inclusões de óxido, e posteriormente a transformação da Ferrita - δ em austenita. No intervalo de 1600 a 800 °C ocorre o crescimento do grão austenitico. No intervalo de 800 a 300 °C ocorre a decomposição da austenita em diferentes formas de ferrita. Esta transformação da austenita em ferrita inicia-se com a formação da ferrita primária até o limite anterior da fase γ - γ. Com o resfriamento, a ferrita primária nucleia até o limite da fase α - γ e se estende para o interior dos grãos de austenita não transformados. Após o resfriamento até temperaturas mais baixas, a ferrita acicular iniciará a nucleação a partir das inclusões [31].

Segundo THEWLIS [32], a nucleação da ferrita acicular acontece nas inclusões de óxidos existentes dentro dos grãos de austenita prévia, durante a transformação de fase α - γ. Vale destacar, que segundo THEWLIS [32], diferentes microestruturas podem ser formadas a partir da nucleação de inclusões intragranulares durante o resfriamento do metal de solda. Portanto, a ferrita acicular é formada a partir de inclusões com dimensões, natureza e quantidades especificas, para a nucleação deste microconstituinte, assim como, diferentes formas de ferrita acicular podem ser observadas dependendo da composição química do aço, da taxa de resfriamento e as características da inclusão [32].

A nucleação da ferrita acicular a partir de inclusões foi descrita sob quatro diferentes mecanismos por BABU [31]. No primeiro mecanismo, as inclusões proporcionam a diminuição da energia de ativação necessária para a nucleação da ferrita acicular. No segundo

mecanismo, as inclusões possuem orientações que possibilitam a diminuição da energia de ativação para nucleação da ferrita acicular, ao contrário da austenita, que possui orientação que não favorece a nucleação de ferrita acicular. No terceiro mecanismo, as inclusões promovem o consumo de elementos da austenita como carbono, manganês e silício levando a um aumento da força necessária para nucleação da ferrita acicular a partir da austenita. E o quarto mecanismo de nucleação da ferrita acicular indica que à diferença entre os coeficientes de expansão térmica da austenita e das inclusões, reduz a energia necessária para a formação de núcleos de ferrita [31].

A presença de inclusões é de grande importância para a nucleação da ferrita acicular. PENG et al [33] avaliou a presença de inclusões na microestrutura de metais de solda de classificação API X70, soldados com processo de soldagem arco submerso. Foi verificado que o pequeno teor de carbono, enxofre e fósforo, assim como uma pequena concentração de impurezas e elementos gasosos na composição química do arame e a presença de boro e titânio na composição química do fluxo aglomerante, foram favoráveis para a manutenção dos níveis de energia de impacto, através de uma microestrutura formada basicamente por ferrita acicular. A presença de pequenas inclusões uniformemente distribuídas de MnS, MnO, Al_2O_3 e Ti_2O_3, verificadas através de ensaios de Raio-X, foram de grande importância para a nucleação da ferrita acicular. Foram verificados também, que partículas de TiN inibiram o crescimento de grãos de austenita na ZTA e que segregações de boro suprimiram o crescimento de ferrita primária. Estes fatores possibilitaram que PENG et al [33] obtivessem resultados de impacto Charpy-V superiores a 70 J a -40 °C, resultados esses satisfatórios para faixa de temperatura ensaiada, na soldagem de aços C-Mn.

As inclusões também foram motivo de estudo de ARAÚJO [34], onde se avaliou a microestrutura do metal de solda e a nucleação da ferrita acicular a partir de inclusões, em metais de solda obtidos com diferentes energias de soldagem com o processo arco submerso. Os resultados de contagem de inclusões e de percentuais de ferrita acicular obtidos por ARAÚJO [34], estão apresentados na Tabela I.2.

Tabela I.2 – Contagem de inclusões e ferrita acicular [34].

Energia de Soldagem (kJ/mm)	Inclusões (%)	FA (%)
1	1,94	66,5
1,5	2,08	63
2	2,01	63,9
2,5	1,08	56,3
3	2,32	70,6
3,3	3,18	60,9

Os resultados de contagem de inclusões realizados por ARAÚJO [34], indicaram que houve uma pequena alteração na contagem em razão do aumento da energia de soldagem, entretanto houve uma redução considerável do tamanho das inclusões. Esta alteração no tamanho e nas contagens de inclusões era esperada em virtude do aumento de energia de soldagem, que provocou uma maior dissolução dos óxidos do metal fundido. O aumento da energia de soldagem resultou na diminuição dos percentuais de ferrita acicular e tornou estas mais grosseiras, em virtude da diminuição das taxas de resfriamento, que provocaram a elevação da temperatura de transformação.

Outro pesquisador que avaliou a microestrutura de metais de solda, obtidos com processo de soldagem arco submerso foi PARANHOS [15]. Neste trabalho foram realizadas soldagens com parâmetros de soldagem similares e diferentes combinações de arame e fluxo, com intuito de avaliar as alterações nos resultados de ensaios de impacto e na microestrutura, das regiões colunares e reaquecidas de metais de solda C-Mn.

Os resultados das contagens microestruturais e de ensaios de impacto Charpy-V obtidos por PARANHOS [15], estão apresentados na Tabela I.3, onde é possível observar que foram estudados metais de solda que apresentavam diferentes composições químicas, variando-se principalmente os percentuais de manganês.

Tabela I.3 – Contagem microestrutural e resultados de ensaios de impacto [15].

Amostra	Contagem Microestrutural (%)				Ensaio de Impacto Charpy-V (J)				
	FA	FP	FS	AFC	-60	-40	-20	0	20
0,86 % Mn	14,5	39,0	44,5	2,0	10	40	150	170	180
1,59 % Mn	55,0	22,0	21,5	1,5	40	60	110	170	180
2,17 % Mn	80,0	8,0	4,5	7,5	10	20	25	30	50

A avaliação dos resultados de contagem microestrutural dos metais de solda permite a conclusão que a alteração da composição química foi o principal responsável pela mudança nos percentuais de contagem microestrutural, esta observação foi ressaltada por PARANHOS [15]. Observa-se que conforme houve a elevação dos percentuais de manganês, os constituintes ferrita acicular e agregado ferrita carbeto acompanharam esta elevação, em contrapartida houve a diminuição dos percentuais de ferrita primária e ferrita com segunda fase. O constituinte austenita – martensita (AM) também foi avaliado no estudo, entretanto este não foi quantificado, sendo observado em quantidade insignificante no metal de solda de 0,86 %Mn, pequena quantidade no metal de solda de 1,56 % Mn e grande quantidade no metal de solda de 2,17 % Mn. No metal de solda de 1,56 % Mn o constituinte AM apresentava-se principalmente nos contornos de grão da ferrita acicular e no metal de solda de 2,17 % Mn o

constituinte AM apresenta-se sob as formas de nódulos associados a ferrita acicular e sob a forma alongada.

Os resultados de ensaios de impacto demonstraram que a elevação dos percentuais de manganês provocaram alterações diferentes, isto é, no aumento de 0,86% Mn para 1,59% Mn houve a uma melhora nos resultados de impacto, já no aumento de 1,59% Mn para 2,17% Mn houve uma significativa piora dos resultados. PARANHOS [15] ressaltou que os melhores resultados de ensaios de impacto foram obtidos no metal de solda que apresentava 1,59% de Mn.

A relação tenacidade x microestrutura dos resultados apresentados na Tabela I.3 foi muito discutida por PARANHOS [15]. Segundo este autor os melhores resultados de ensaios de impacto foram obtidos no metal de solda que apresenta 1,59% Mn. Este metal de solda apresentou percentual intermediário do constituinte ferrita acicular, assim como baixos percentuais de constituinte agregado ferrita carbeto e de constituinte AM. No metal de solda de 0,86 % Mn os resultados de ensaios de impacto também foram elevados, entretanto a transição de fratura dúctil – frágil ocorreu de forma muito abrupta, sendo observada entre as temperaturas de -40 e -20 °C, já a microestrutura deste metal de solda foi constituída basicamente de ferrita primária e ferrita com segunda fase, com pequeno percentual de ferrita acicular e ocorrência desprezível de agregados ferrita carbeto e constituinte A-M. Essas características permitiram que os resultados de ensaio de impacto pudessem ser satisfatórios no metal de solda com 0,86 % Mn. A elevação do percentual de ferrita acicular, no metal de solda de 2,17 % Mn, não garantiu a manutenção dos bons resultados de ensaios de impacto, pois houve também o aumento nas quantidades de constituinte A-M, quase sempre localizado nos contornos de grão da ferrita acicular, e de agregado ferrita carbeto.

A avaliação de todas essas características contidas no trabalho de PARANHOS [15] permitiu a conclusão que para a obtenção de resultados satisfatórios de ensaios de impacto deve-se tentar obter uma microestrutura constituída basicamente por ferrita acicular. Entretanto, uma microestrutura constituída por um elevado percentual de ferrita acicular mas que contenha elevados percentuais de agregados ferrita carbeto e constituintes AM não possibilitará que os resultados de ensaios de impacto sejam satisfatórios, haja vista, que estes constituintes apresentam efeito deletério para a tenacidade.

Capítulo II - Materiais e Métodos

II.1 Materiais

II.1.1 Material Base

Como material base para a produção das juntas soldadas foram utilizadas chapas de aço de classificação ASTM A-572 Gr. 50 nas dimensões de 500 x 250 x 25,4 mm.

A Tabela II.1 apresenta a composição química das chapas utilizadas como metal de base. A análise química foi realizada por meio de espectrometria de emissão óptica.

Tabela II.1 – Composição química do metal base utilizado.

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Ni	Cr	V
% Peso	0,152	0,17	0,02	0,008	1,35	0,002	0,007	<0,01

II.1.2 Material de Adição

Como material de adição foi utilizado uma combinação arame + fluxo do tipo EM12K - F7A4 com arame sólido de 4,0 mm de diâmetro.

II.2 Soldagem das Juntas

A Figura II.1 apresenta os detalhes da geometria da junta utilizada. A preparação para a soldagem consistiu na usinagem de um rebaixo de dimensões 10x10 mm de forma a permitir que fossem retirados corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V integralmente constituídos de metal de solda, minimizando os efeitos de diluição com o metal de base.

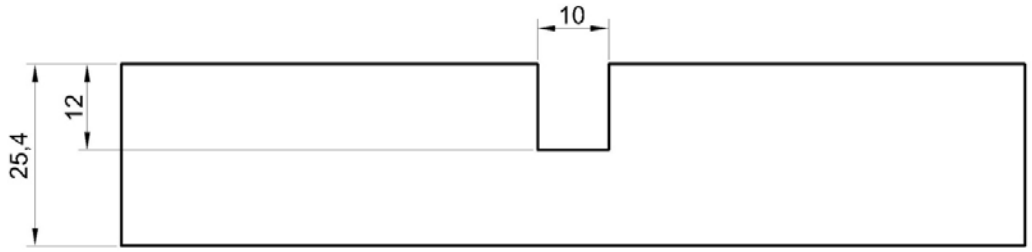


Figura II.1 - Detalhes da geometria de preparação das chapas para a soldagem (cotas em mm).

Os parâmetros de soldagem utilizados foram selecionados a partir de diversos ensaios que foram realizados previamente, com intuito de verificar se houve: penetração, ocorrência de inclusões de escória, porosidade, vazios e/ou trincas.

Foram utilizados três valores de amperagem (750, 850 e 950 A) e três valores de velocidade de soldagem (120, 150 e 180 mm/min). Os valores de tensão foram regulados apenas para a manutenção da estabilidade do arco. Os parâmetros de soldagem foram assim ajustados, a fim de possibilitar que posteriormente fosse possível o estudo do efeito da energia de soldagem (ES), da corrente de soldagem e da velocidade de soldagem na microestrutura e propriedades mecânicas dos metais de solda. A Tabela II.2 apresenta os parâmetros utilizados. A Tabela II.3 apresenta as características técnicas da fonte de energia para soldagem e as configurações utilizadas nas soldagens.

Tabela II.2 - Parâmetros de soldagem utilizados.

Corrente (A)	Tensão (V)	Velocidade (mm/min)	ES (kJ/mm)
950	36	120	17,2
950	36	150	13,8
950	36	180	11,3
850	34	120	14,3
850	34	150	11,7
850	34	180	9,7
750	31	120	11,7
750	31	150	9,4
750	31	180	7,8

Tabela II.3 - Características da fonte de soldagem.

Configuração	Parâmetros
Tensão de Entrada	440 Volts
Tipo de Corrente / Polaridade	CC+
Fonte	Tensão Constante
Stick Out	45 mm

II.3 Analíse Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão óptica em corpos-de-prova extraídos dos metais depositados, objetivando determinar os teores dos principais elementos presentes nos metais de solda. Sendo o ponto de medição da análise química, tendo sido localizado no centro do metal de solda. Foi utilizado equipamento da marca Spectrolab, devidamente calibrado.

II.4 Ensaios Mecânicos

Foram removidos corpos-de-prova transversais ao metal de solda para ensaios de impacto Charpy-V e dureza.

II.4.1 Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V nas temperaturas de -20, 0 e +20°C, em corpos-de-prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370-07 [35] e retirados transversalmente ao cordão de solda, a 2 mm da superfície da chapa, conforme demonstrado nas Figura II.2 e Figura II.**3**. O entalhe foi posicionado no plano da espessura e no centro do metal de solda. Os ensaios foram realizados na condição de como soldado. Para este ensaio foi utilizado máquina ensaios de impacto da marca Tinus Olsen Testing Machine, modelo 197406, com capacidade de 406 joules.

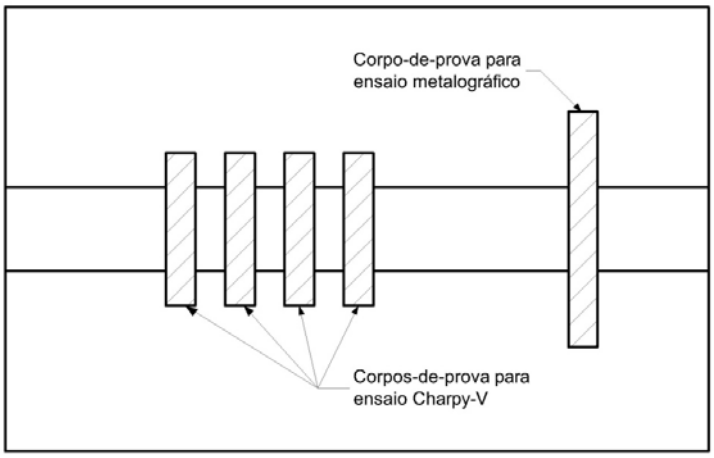


Figura II.2 - Posições de retirada de corpos-de-prova Charpy-V e Metalográficos.

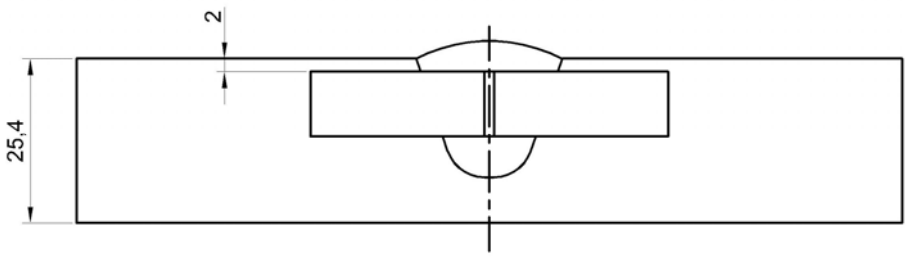


Figura II.3 - Posicionamento de retirada dos corpos-de-prova e marcação dos entalhes para ensaio de impacto Charpy-V (cotas em mm).

II.4.2 Ensaio de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers à temperatura ambiente, nas amostras metalográficas retiradas transversalmente ao cordão de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado durômetro da marca Instron-Wolpert, modelo DIA TESTOR 2 RC. A carga utilizada nos testes foi de 1 Kgf, com tempo de carregamento de 20 segundos (HV 1/20).

Os ensaios consistiram da varredura de dureza desde a superfície até a raiz do metal de solda, em intervalos de 1 mm, na posição correspondente ao entalhe dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V, conforme demonstrado na Figura II.4.

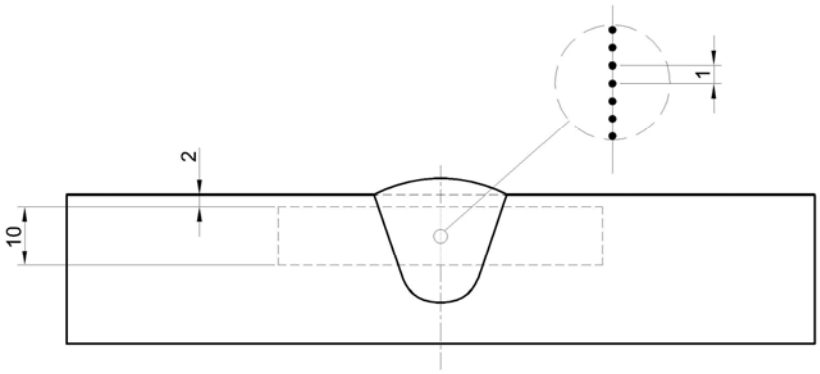


Figura II.4 - Localização e espaçamento entre as impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm).

II.5 Ensaios Metalográficos

Realizaram-se análises metalográficas dos metais de solda, consistindo de macrografia, microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A preparação das amostras consistiu de técnica convencional de lixamento e polimento com pastas de diamante de granulométricas de 6, 3, 1 e 1/4 μm, seguido de ataque químico com o reagente nital 2% (98% de álcool etílico + 2% de ácido nítrico).

II.5.1 Microscopia Òptica (MO)

Os ensaios metalográficos por microscopia óptica (MO) tiveram por objetivo a análise qualitativa e quantitativa dos constituintes microestruturais dos metais de solda. Na microestrutura dos metais de solda foram identificados os constituintes conforme terminologia recomendada pelo *International Institute of Welding* (IIW) [36]. Para contagem dos microconstituintes utilizou-se a técnica da contagem por pontos em grade metalográfica com 100 pontos superposta à tela do microscópio óptico. O aumento aplicado na análise foi de 1000 vezes. Foram contados aleatoriamente pelo menos 10 campos para cada condição, perfazendo um total de 1.000 pontos por amostra, localizados na região do entalhe do ensaio de impacto Charpy-V. Para tal ensaio foi utilizado microscópio óptico da marca OLYMPUS modelo BX-60M.

Nesta etapa foram identificados os constituintes ferrita primária (FP), ferrita acicular (FA), ferrita com segunda fase (FS) e agregados ferrita carbeto (AFC).

II.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Os ensaios metalográficos por microscopia eletrônica de varredura tiveram por objetivo a análise qualitativa e quantitativa dos microconstituintes, notadamente, dos constituintes austenita-martensita (AM). Foram utilizados as mesmas amostras analisadas anteriormente com MO e ataque químico de nital 2%. A análise quantitativa de microfases, também utilizou a técnica da contagem por pontos com aumentos de 3000 vezes e 5000 vezes, em grade metalográfica, descrita no item II.5.1. Para tal ensaio foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura CamScan 3200 LV.

Capítulo III - Resultados

III.1 Análise Química

A Tabela III.1 mostra os resultados da análise química realizada, onde se notam as seguintes características principais:

a) todos os metais de solda apresentaram composição química similar, com teores de carbono acima de 0,10 %;

b) os teores de Mn mantiveram-se entre 1,4 e 1,5% e;

c) nos demais elementos químicos, foram observadas baixas concentrações, não sendo capazes de influenciar a microestrutura dos metais de solda.

Tabela III.1 - Análise química dos metais de solda.

Metal de Solda	C	Si	Mn	S	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Ceq
950 A - 17,2 kJ/mm	0,103	0,357	1,465	0,008	0,023	0,005	0,012	0,049	0,005	0,358
950 A - 13,8 kJ/mm	0,113	0,336	1,451	0,008	0,021	0,005	0,011	0,052	0,005	0,365
950 A - 11,3 kJ/mm	0,101	0,343	1,463	0,008	0,020	0,005	0,011	0,044	0,005	0,355
850 A - 14,3 kJ/mm	0,108	0,336	1,510	0,011	0,023	0,005	0,012	0,045	0,006	0,370
850 A - 11,7 kJ/mm	0,103	0,329	1,485	0,009	0,022	0,005	0,010	0,039	0,005	0,360
850 A - 9,7 kJ/mm	0,106	0,319	1,466	0,010	0,022	0,005	0,011	0,040	0,005	0,360
750 A - 11,7 kJ/mm	0,112	0,326	1,523	0,010	0,024	0,005	0,012	0,048	0,005	0,377
750 A - 9,4 kJ/mm	0,113	0,331	1,523	0,010	0,024	0,005	0,012	0,041	0,005	0,377
750 A - 7,8 kJ/mm	0,113	0,338	1,489	0,009	0,031	0,005	0,018	0,044	0,007	0,374
Metal Base	0,152	0,170	1,350	0,008	0,007	0,004	0,002	0,006	0,005	0,381

III.2 Ensaios Mecânicos

III.2.1 Ensaio de Impacto Charpy-V

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V estão apresentados na Tabela III.2 e Figura III.1 a Figura III.3, onde são possíveis as seguintes observações:

a) os resultados dos ensaios realizados a -20 °C apresentaram bastante semelhança entre todos metais de solda;

b) os resultados dos ensaios realizados a 20 °C apresentaram maior nível de dispersão;

c) os valores de energia de impacto mais elevados foram observados para os metais de solda obtidos com 750 A e;

d) na temperatura de ensaio de 0 °C foram verificados os maiores efeitos da influência da corrente e da energia de soldagem nos resultados de ensaio de impacto Charpy-V.

Tabela III.2 - Resultados individuais dos ensaios de impacto Charpy-V, em Joules.

Metal de Solda	Temperatura de ensaio (°C)	1° Ensaio	2° Ensaio	3° Ensaio	Média	Desvio Padrão (σ)
950 A - 17,2 kJ/mm	20	67	71	83	74	8,3
950 A - 17,2 kJ/mm	0	30	47	34	37	8,9
950 A - 17,2 kJ/mm	-20	26	18	37	22	5,7
950 A - 13,8 kJ/mm	20	57	63	73	64	8,1
950 A - 13,8 kJ/mm	0	30	39	43	37	6,7
950 A - 13,8 kJ/mm	-20	32	29	25	29	3,5
950 A - 11,3 kJ/mm	20	63	82	114	86	25,8
950 A - 11,3 kJ/mm	0	51	45	46	47	3,2
950 A - 11,3 kJ/mm	-20	27	31	49	29	11,7
850 A - 14,3 kJ/mm	20	56	76	94	66	19
850 A - 14,3 kJ/mm	0	51	51	45	49	3,5
850 A - 14,3 kJ/mm	-20	23	19	37	21	9,5
850 A - 11,7 kJ/mm	20	57	59	63	60	3,1
850 A - 11,7 kJ/mm	0	60	43	55	53	8,7
850 A - 11,7 kJ/mm	-20	31	23	21	25	5,3
850 A - 9,7 kJ/mm	20	80	87	92	86	6
850 A - 9,7 kJ/mm	0	49	48	44	47	2,6
850 A - 9,7 kJ/mm	-20	29	23	23	25	3,5
750 A - 11,7 kJ/mm	20	78	85	105	89	14
750 A - 11,7 kJ/mm	0	51	66	65	61	8,4
750 A - 11,7 kJ/mm	-20	35	26	40	34	7,1
750 A - 9,4 kJ/mm	20	89	84	87	83	2,5
750 A - 9,4 kJ/mm	0	63	73	51	62	11
750 A - 9,4 kJ/mm	-20	37	37	43	37	3,5
750 A - 7,8 kJ/mm	20	93	98	63	85	18,9
750 A - 7,8 kJ/mm	0	67	79	48	65	15,6
750 A - 7,8 kJ/mm	-20	37	25	26	29	6,7

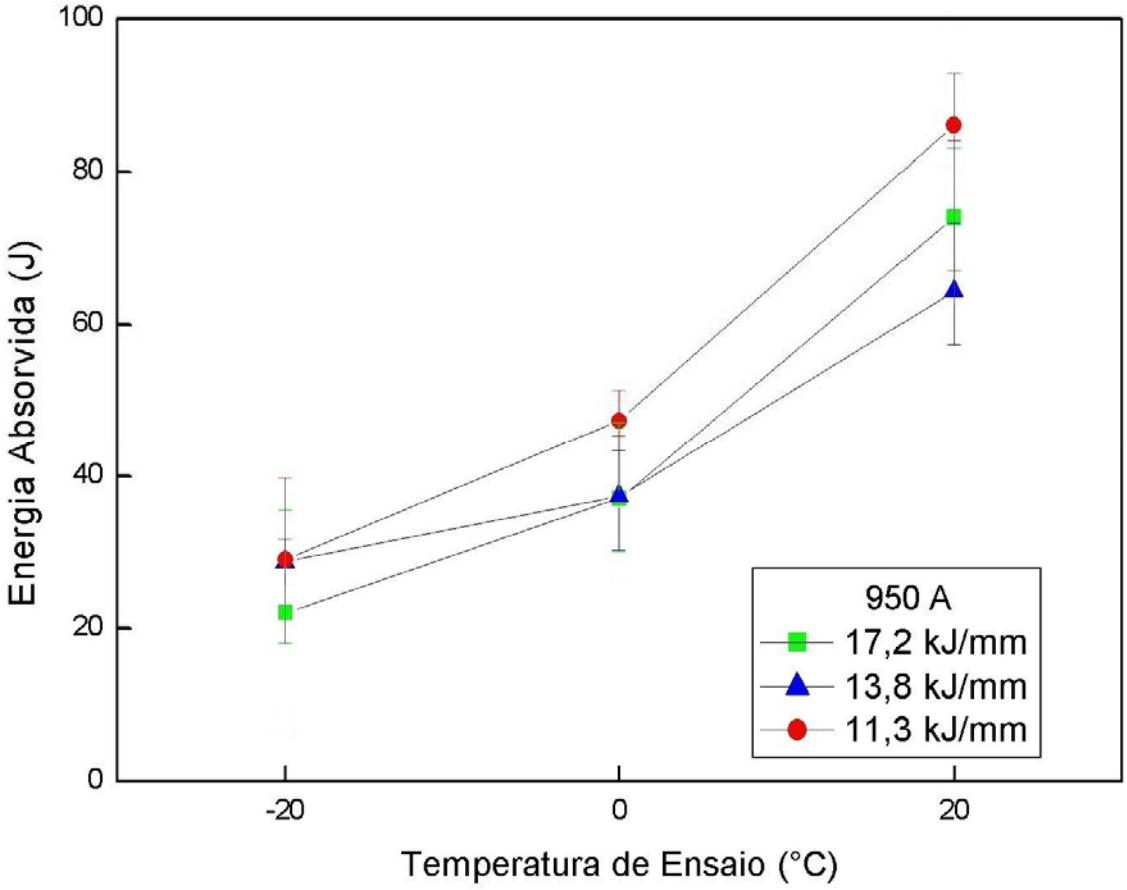


Figura III.1 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 950 A.

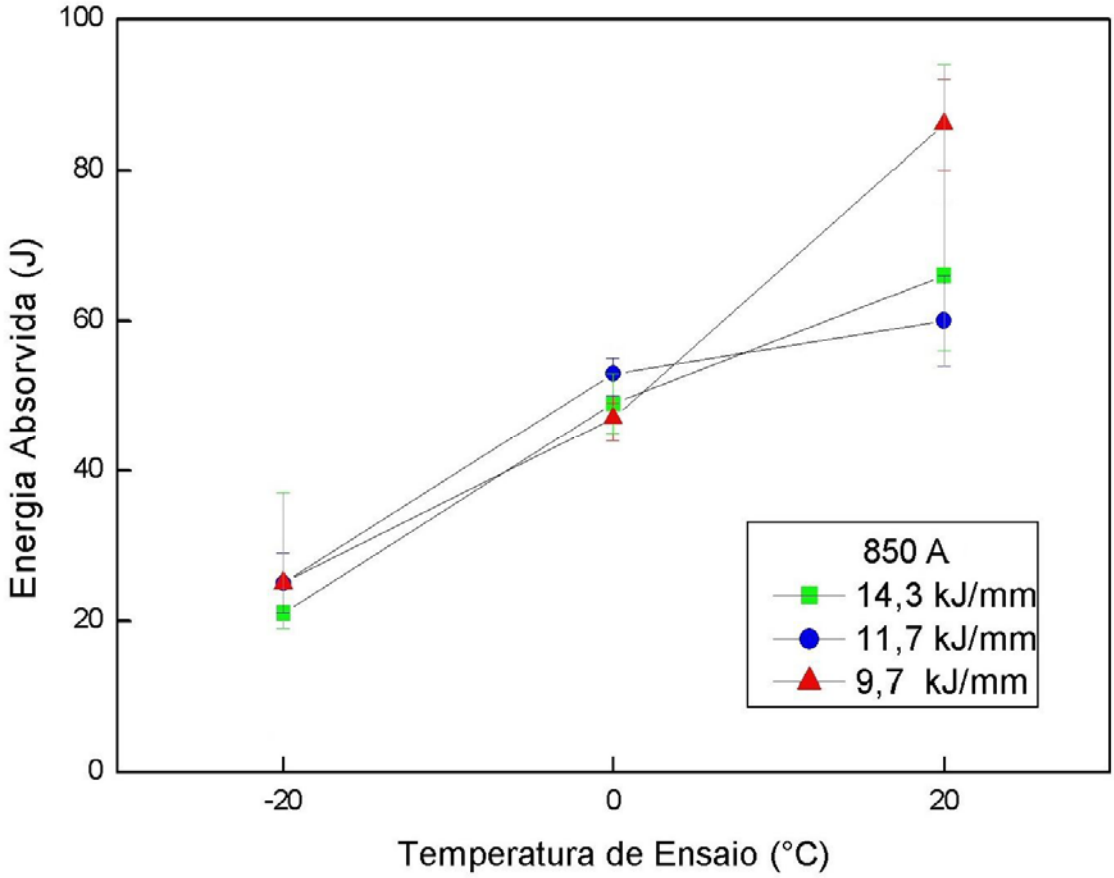


Figura III.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 850 A.

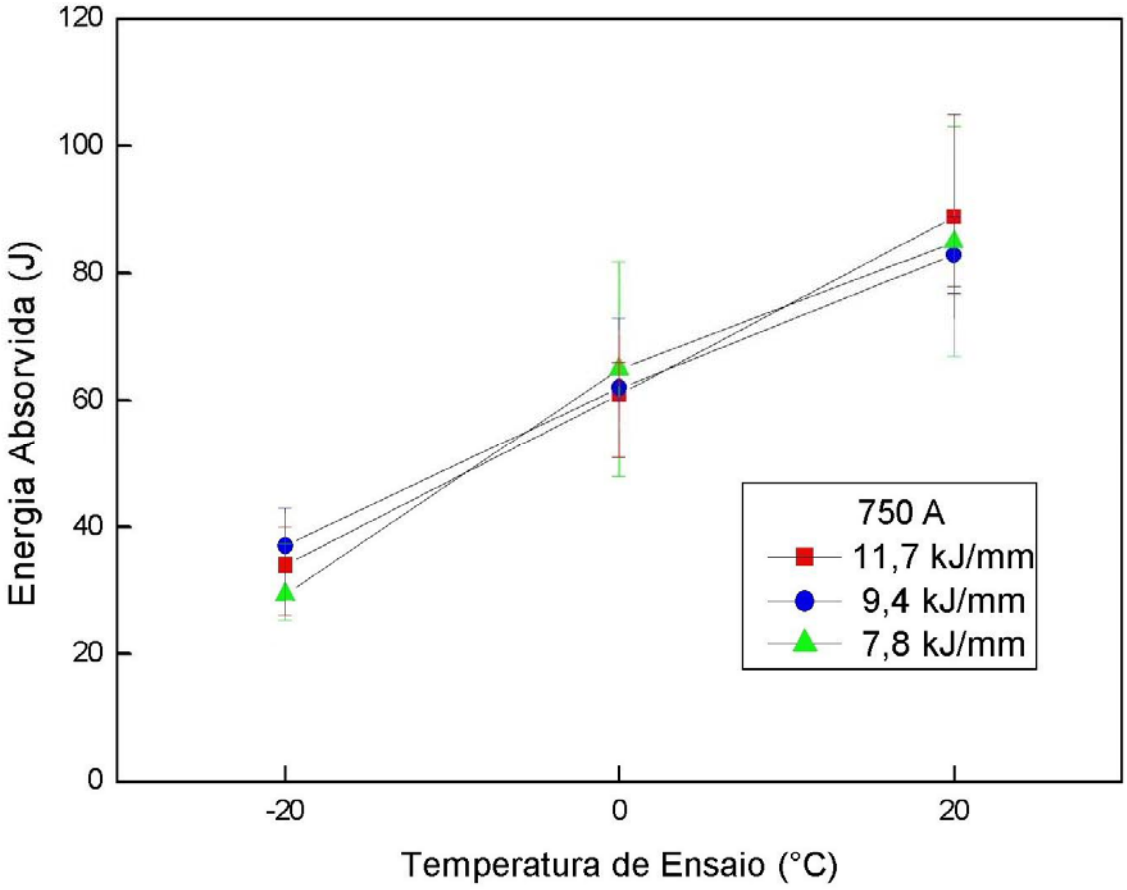


Figura III.3 - Ensaio de Impacto Charpy-V das amostras soldadas com 750 A.

III.2.2 Ensaio de Dureza

A Figura III.4 mostra os resultados dos ensaios de dureza Vickers realizados, onde se notam as seguintes características:

a) os resultados obtidos para todos os metais de solda se concentram na faixa entre 180 a 220 HV1;

b) a alteração dos níveis de corrente utilizadas nas soldagens, não provocaram alterações significativas nos valores de dureza e;

c) a alteração dos níveis de energia de soldagem não provocaram alterações nos valores de dureza.

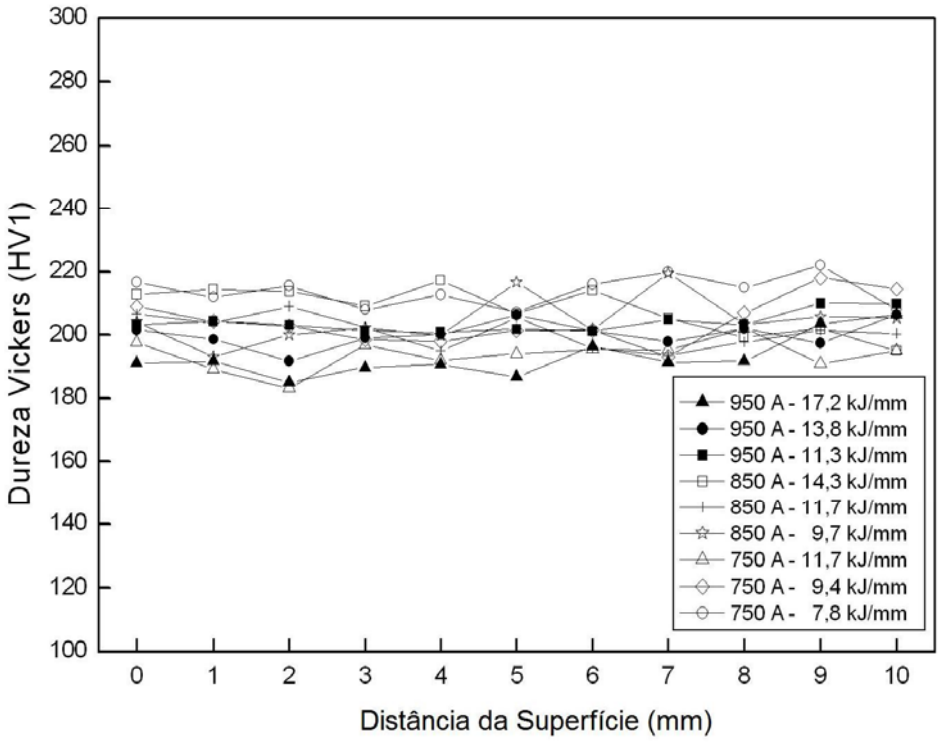


Figura III.4 - Ensaio de dureza para todos metais de solda.

III.3 Ensaios Metalográficos

III.3.1 Microscopia Óptica (MO)

III.3.1.1 Macrografia

A Figura III.5 apresenta as macrografias dos metais de solda, onde se notam as seguintes características:

a) todos os metais de solda apresentaram ausência de defeitos, trincas e inclusões;

b) com exceção dos metais de solda obtidos com 850 A - 11,7 kJ/mm e 750 A - 7,8 kJ/mm, todos os outros apresentaram aspecto de solidificação similares e;

c) as juntas soldadas apresentaram aspecto de "chapéu", em decorrência de elevadas tensões e baixas velocidade de soldagem.

III.3.1.2 Micrografia

As Figuras III.6, III.7 e III.8 apresentam as microestruturas dos metais de solda obtidos, quando observados por microscopia óptica.

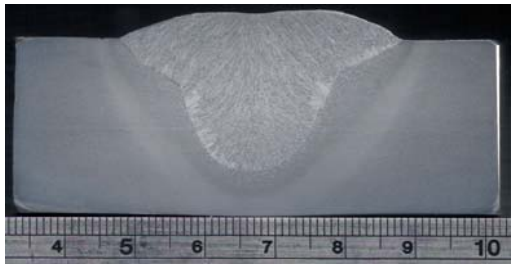
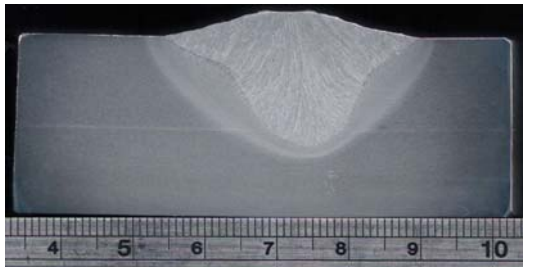
		
950 A-17,2 kJ/mm	950 A-13,8 kJ/mm	950 A-11,3 kJ/mm
		
850 A-14,3 kJ/mm	850 A-11,7 kJ/mm	850 A-9,7 kJ/mm
		
750 A-11,7 kJ/mm	750 A-9,4 kJ/mm	750 A-7,8 kJ/mm

Figura III.5 - Macrografia das amostras soldadas. Ataque: Nital: 5%.

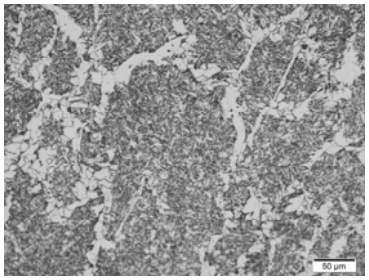
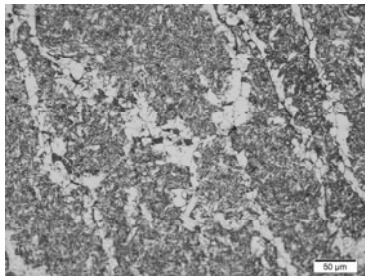
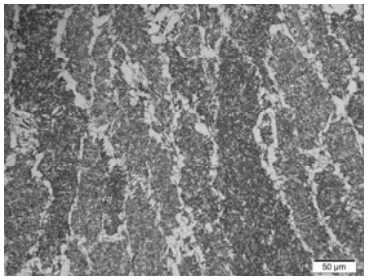
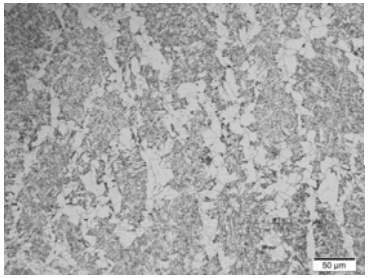
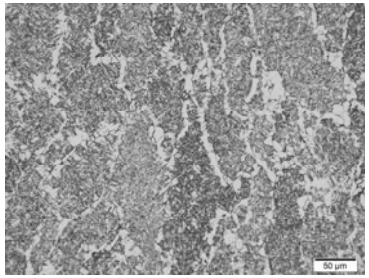
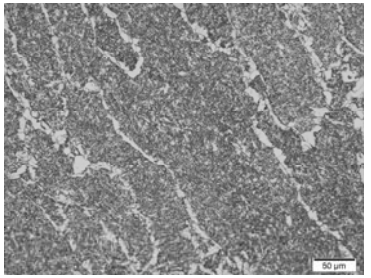
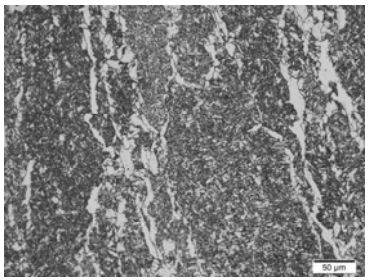
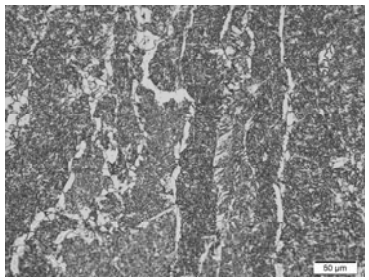
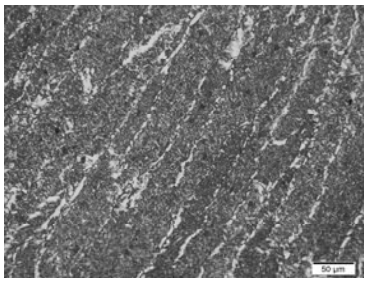
		
950 A - 17,2 kJ/mm	950 A - 13,8 kJ/mm	950 A - 11,3 kJ/mm
		
850 A - 14,3 kJ/mm	850 A - 11,7 kJ/mm	850 A - 9,7 kJ/mm
		
750 A - 11,7 kJ/mm	750 A - 9,4 kJ/mm	750 A - 7,8 kJ/mm

Figura III.6 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 200x.

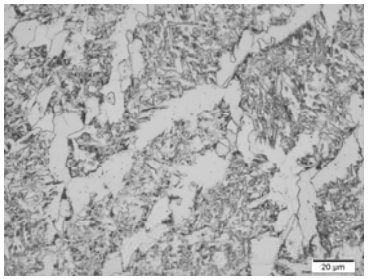
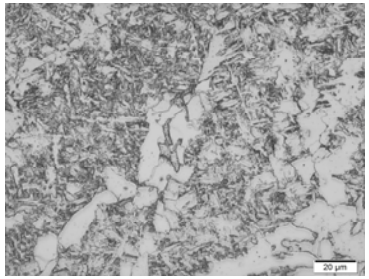
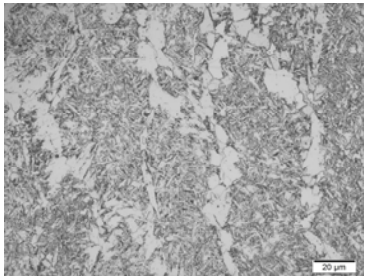
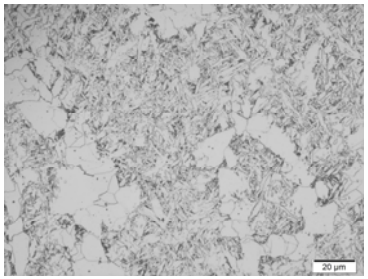
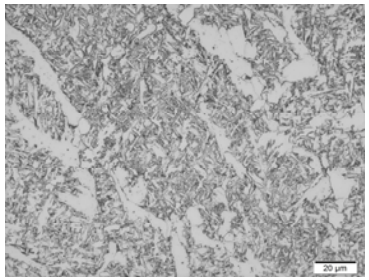
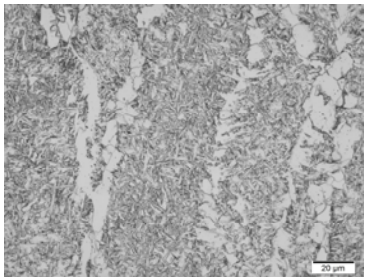
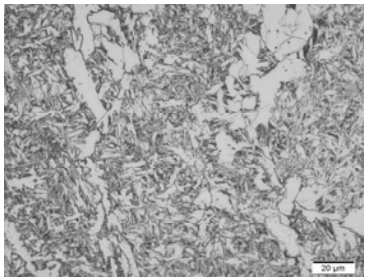
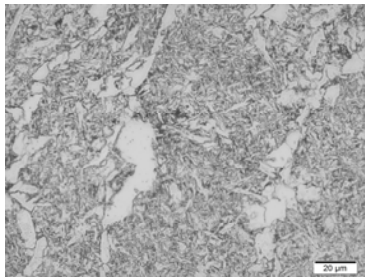
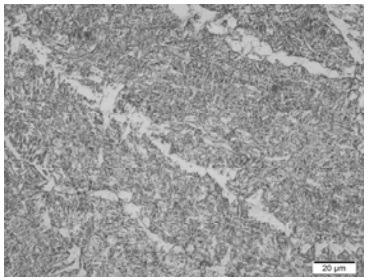
		
950 A - 17,2 kJ/mm	950 A - 13,8 kJ/mm	950 A - 11,3 kJ/mm
		
850 A - 14,3 kJ/mm	850 A - 11,7 kJ/mm	850 A - 9,7 kJ/mm
		
750 A - 11,7 kJ/mm	750 A - 9,4 kJ/mm	750 A - 7,8 kJ/mm

Figura III.7 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 500x.

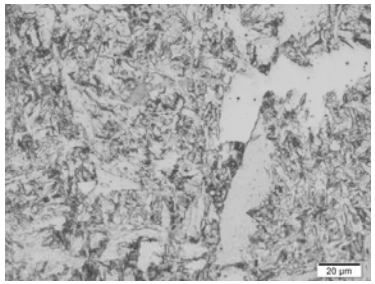
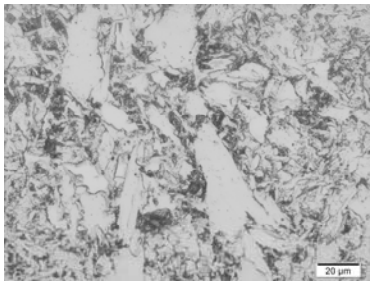
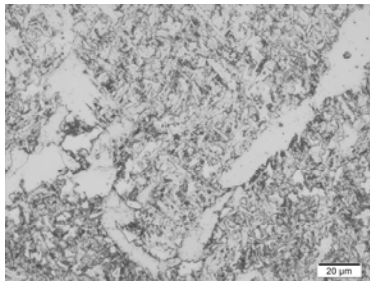
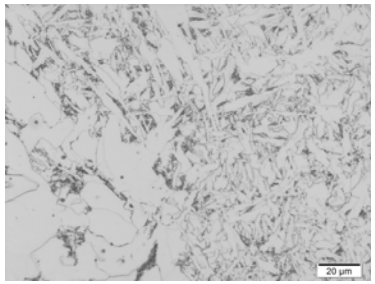
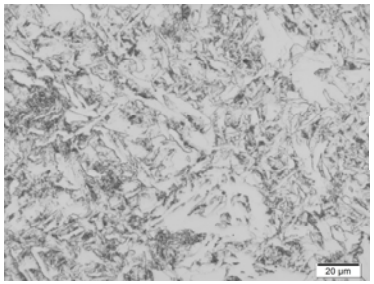
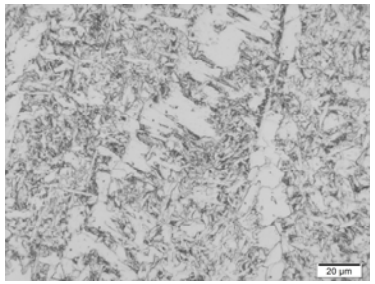
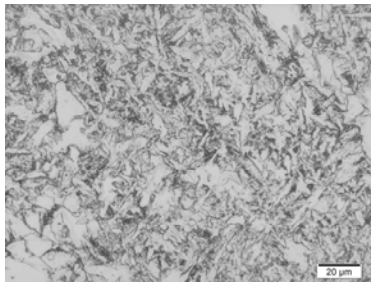
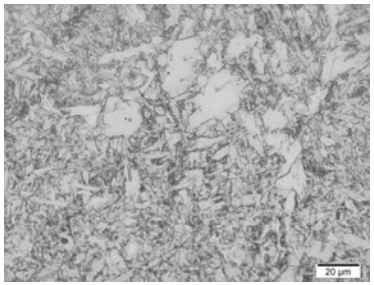
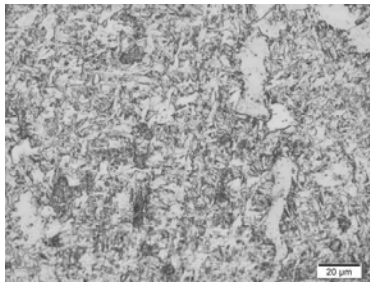
		
950 A - 17,2 kJ/mm	950 A - 13,8 kJ/mm	950 A - 11,3 kJ/mm
		
850 A - 14,3 kJ/mm	850 A - 11,7 kJ/mm	850 A - 9,7 kJ/mm
		
750 A - 11,7 kJ/mm	750 A - 9,4 kJ/mm	750 A - 7,8 kJ/mm

Figura III.8 - Micrografias óticas dos metais de solda observadas com aumento de 1000x.

Os resultados de contagem microestrutural realizados nos metais de solda, estão apresentados na Tabela III.3 e nas Figura III.9 a Figura III.12, onde se notam as seguintes características principais:

a) os percentuais de ferrita acicular se mantiveram em patamares muito baixos;

b) os percentuais de agregado ferrita carbeto se mantiveram em patamares baixos em todos os metais de solda, exceto nos metais de solda obtidos com 17,2 e 13,8 kJ/mm;

c) os diferentes níveis de corrente apresentaram efeito maior sobre as contagens microestruturais, do que os efeitos de diferentes níveis de energia de soldagem;

d) o aumento dos níveis de energia de soldagem e de corrente de soldagem provocaram alterações mais significativas nos microconstituintes ferrita primária e ferrita com segunda fase, sendo que, o aumento dos níveis de ferrita primária ocasionaram na diminuição dos níveis de ferrita com segunda fase.

Tabela III.3 - Contagem Microestrutural dos metais de solda.

Metal de Solda	FA (%)	FP (%)	FS (%)	AFC (%)
950 A - 17,2 kJ/mm	2	47	40	11
950 A - 13,8 kJ/mm	3	42	42	13
950 A - 11,3 kJ/mm	3	37	53	7
850 A - 14,3 kJ/mm	3	41	47	9
850 A - 11,7 kJ/mm	4	36	53	7
850 A - 9,7 kJ/mm	6	36	54	4
750 A - 11,7 kJ/mm	7	34	54	5
750 A - 9,4 kJ/mm	13	35	47	5
750 A - 7,8 kJ/mm	19	30	46	5

Na Figura III.9 estão apresentados os resultados da análise quantitativa dos constituintes microestruturais de todos metais de solda. Para análise dos metais de solda obtidos com 11,7 kJ/mm, foram utilizados os resultados do metal de solda obtido com 750 A, pois estes foram os resultados mais conservadores, haja vista, este patamar de energia de soldagem ter sido obtido pelos metais de solda fabricados com 750 e 850 A e os resultados dos ensaios de impacto do metal de solda obtido com 850 A terem sido menores.

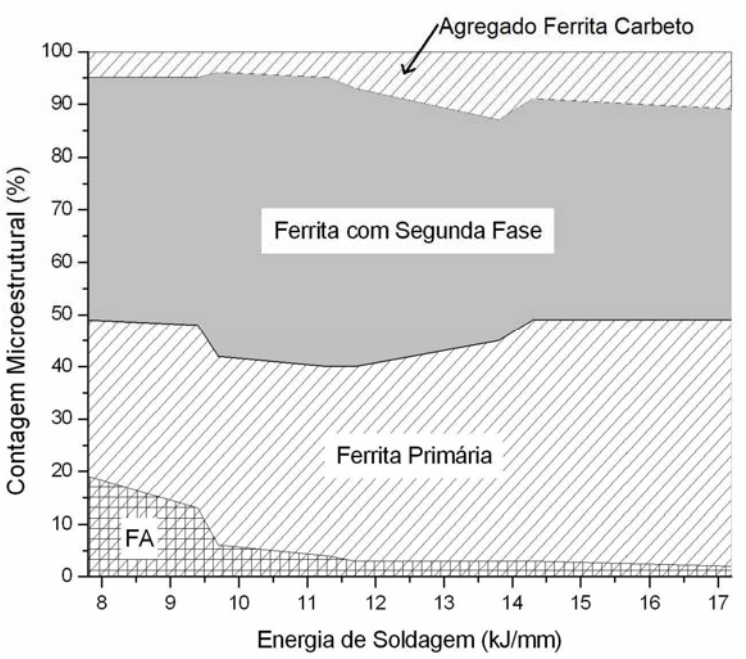


Figura III.9 - Contagem microestrutural de todos metais de solda.

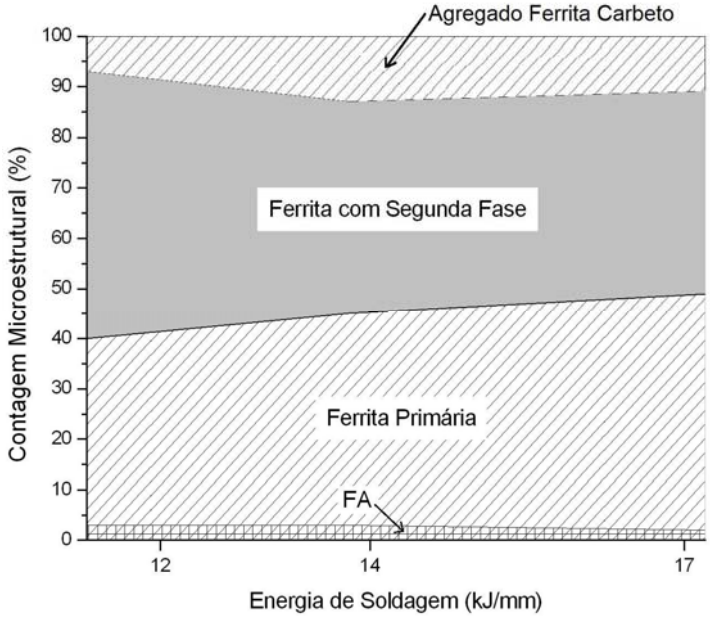


Figura III.10 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 950 A.

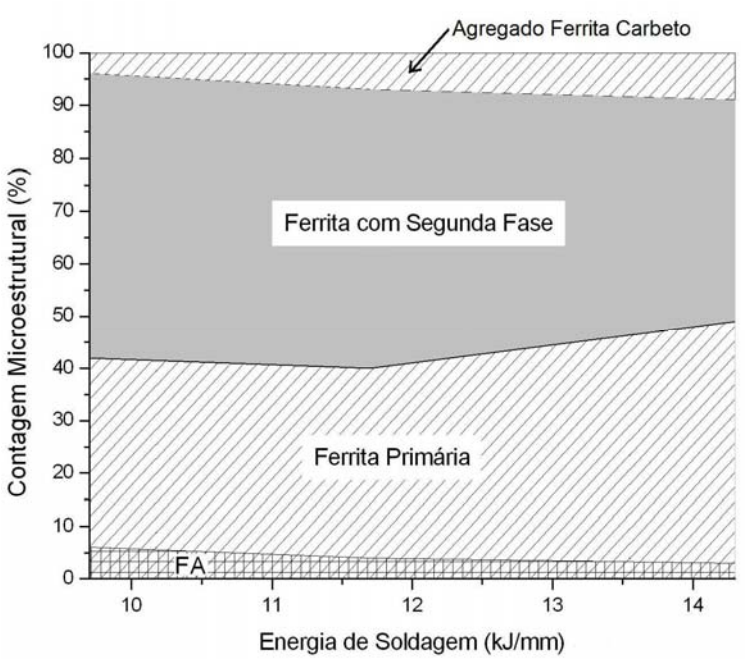


Figura III.11 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 850 A.

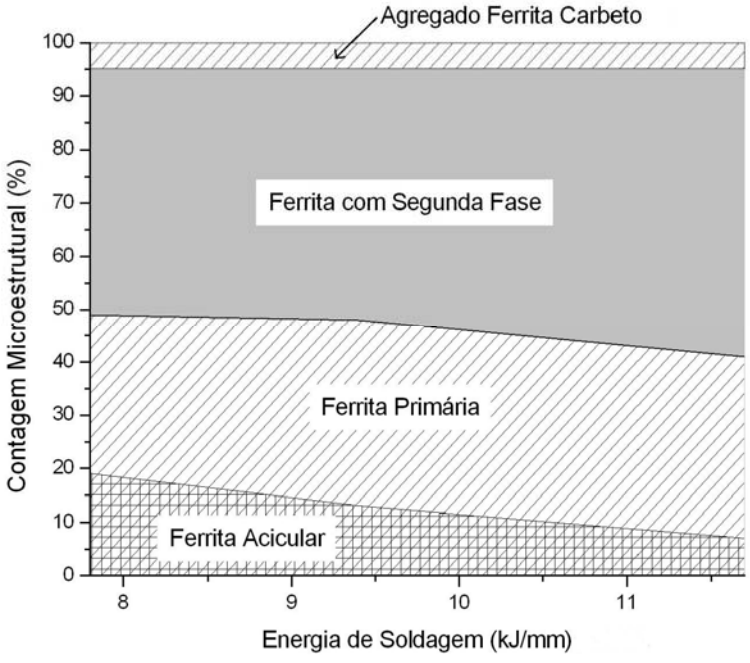


Figura III.12 - Contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 750 A.

III.3.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

As Figuras III.13 e III.14 mostram os aspectos microestruturais dos metais de solda, quando observados por microscopia eletrônica de varredura, onde se notam as seguintes características principais:

a) observa-se a pequena proporção de ferrita acicular;

b) observa-se a ocorrência do constituinte A-M em todos os metais de solda, embora em proporções muito reduzidas (~3%).

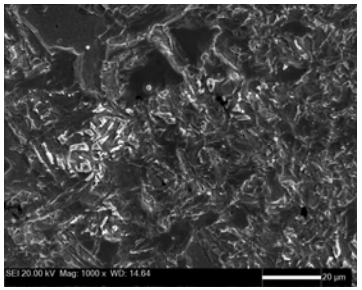
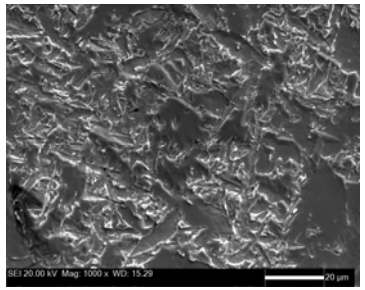
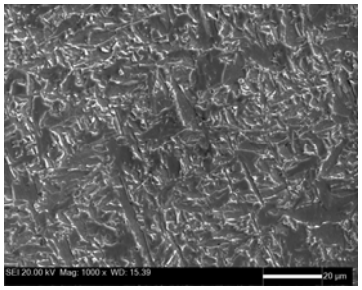
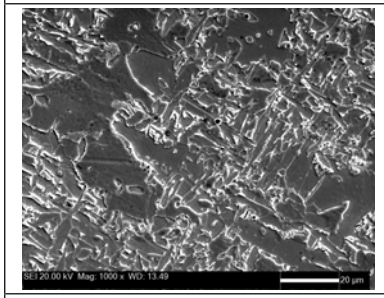
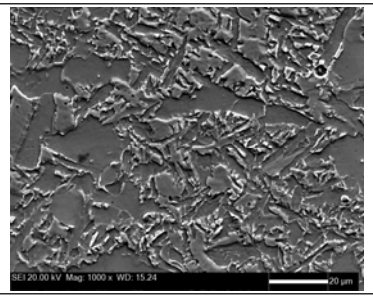
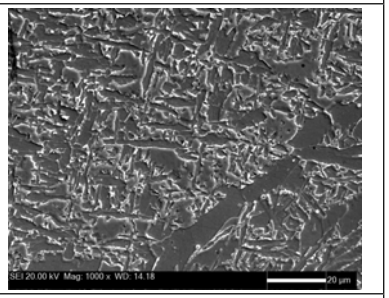
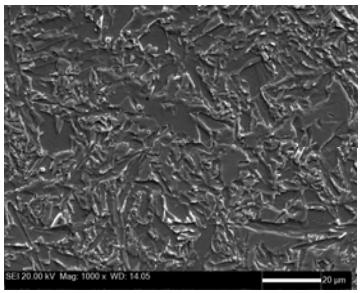
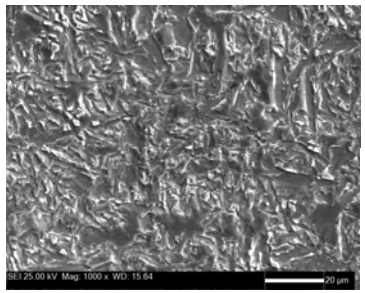
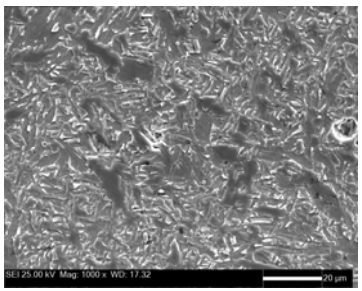
		
950 A - 17,2 kJ/mm	950 A - 13,8 kJ/mm	950 A - 11,3 kJ/mm
		
850 A - 14,3 kJ/mm	850 A - 11,7 kJ/mm	850 A - 9,7 kJ/mm
		
750 A - 11,7 kJ/mm	750 A - 9,4 kJ/mm	750 A - 7,8 kJ/mm

Figura III.13 - Aspecto da microestrutura dos metais de solda por MEV. Aumento 1000x. Ataque: Nital 2%.

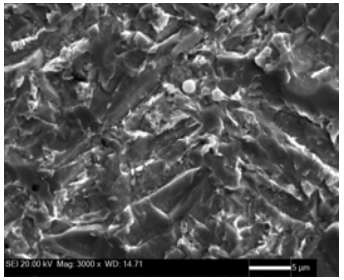
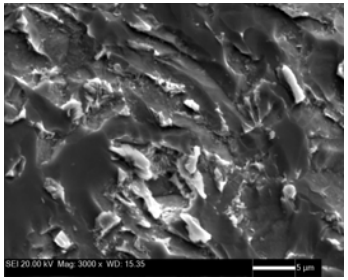
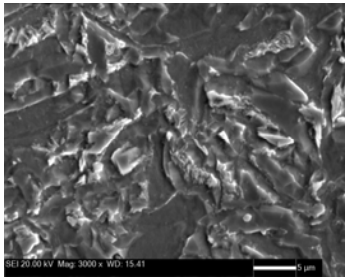
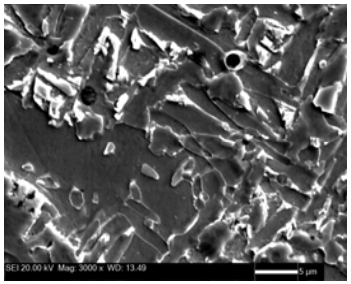
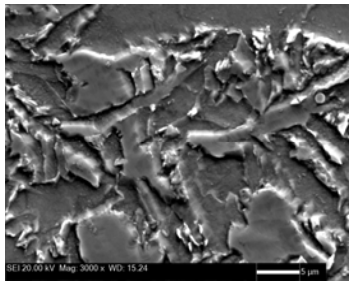
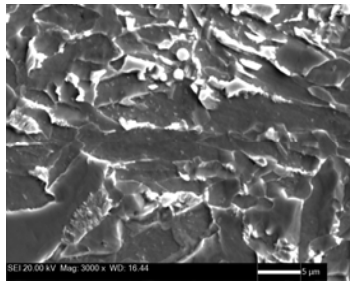
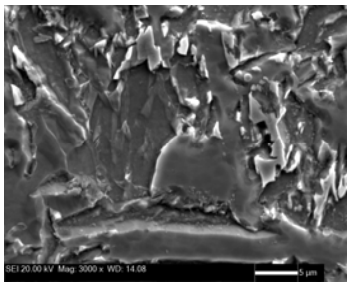
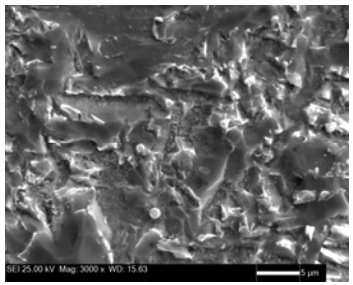
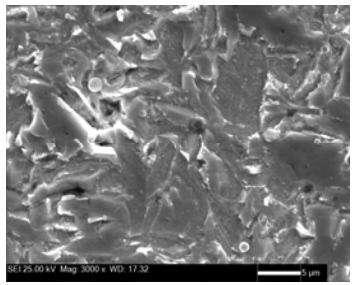
		
950 A - 17,2 kJ/mm	950 A - 13,8 kJ/mm	950 A - 11,3 kJ/mm
		
850 A - 14,3 kJ/mm	850 A - 11,7 kJ/mm	850 A - 9,7 kJ/mm
		
750 A - 11,7 kJ/mm	750 A - 9,4 kJ/mm	750 A - 7,8 kJ/mm

Figura III.14 - Detalhe das microfases por MEV. Aumento: 3000x. Ataque: Nital 2%.

Capítulo IV – Discussão

IV.1 Efeito da Energia de Soldagem nas Propriedades Mecânicas dos Metais de Solda

De acordo com POPOVIC et al. [37], a característica mais importante da energia de soldagem é que ela governa a taxa de resfriamento, a qual afeta a microestrutura, que por conseguinte, controla as propriedades mecânicas. Ainda segundo estes autores [37], a tenacidade ao impacto é extremamente sensível à energia de soldagem, o que torna o controle deste parâmetro de muita importância em termo de controle de qualidade da junta soldada.

Da mesma forma que a energia de soldagem deve ser controlada, com intuito de se obter bons resultados de impacto do metal de solda, a corrente de soldagem também aparece como responsável por alterações nos ensaios de dureza. Segundo JAISWAL [38], o aumento dos níveis de corrente utilizados na soldagem provocaram a diminuição dos resultados de ensaios de dureza do metal de solda. Da mesma forma, que o aumento dos níveis de corrente podem provocar diminuições nos resultados de dureza, JAISWAL [38] afirmou que o aumento dos níveis de energia de soldagem também provocam diminuições nos resultados de dureza, e segundo este mesmo pesquisador, o aumento da velocidade de soldagem irá gerar melhores resultados nos ensaios de propriedade mecânica, pois maiores valores de velocidade de soldagem irão gerar menores valores de energia de soldagem, resultando assim no aumento das taxas de resfriamento do metal de solda, colaborando-se para evitar o aumento de tamanho de grão.

Muitos foram os pesquisadores [8-13,15,26-28,33,34,37-40,44] que relacionaram o aumento da energia de soldagem com a diminuição dos resultados de ensaios de dureza e impacto. Entretanto, a análise dos resultados obtidos no presente trabalho possibilitou observar que os diferentes valores de energia de soldagem não provocaram alterações significativas nos resultados de análise química, dureza e impacto Charpy-V. Avaliando-se os resultados presentes na Tabela III.1 e Figuras III.1 a III.4, pode-se observar que os diferentes patamares de energia de soldagem não provocaram alterações significativas nesses resultados. Analisando os resultados de ensaios de impacto Charpy-V presentes nas Figuras III.1 a III.3, resultados estes que apresentaram alterações com os diferentes patamares de parâmetros de soldagem, observou-se que a corrente foi o principal responsável pelas alterações de resultados nos ensaios de impacto Charpy-V.

Os resultados de impacto dos metais de solda obtidos com 750 A apresentaram os maiores valores médios de todos os metais de solda estudados. A avaliação dos resultados contidos na Figura III.3, permite a observação de que estes não sofreram influência pelas

diferentes energias de soldagem, já a faixa de dispersão manteve todos os resultados em patamares semelhantes. Ensaios de impacto Charpy-V realizados por JORGE et al. [10] em corpos-de-prova obtidos com 720 A - 6,7 kJ/mm, Figura I.3, apresentaram resultados de 46 J a 0 °C e os resultados do presente trabalho variaram entre 61 e 65 J a 0 °C nos metais de solda obtidos com 750 A, mesmo para condições com energias de soldagem muito superiores, como por exemplo o metal de solda fabricado 11,7 kJ/mm que apresentaram resultados superiores nas temperaturas de ensaio de -20, 0 e 20 °C, quando comparado com os resultados de JORGE et al. [10] para as mesmas temperaturas de ensaio. Os metais de solda obtidos com 750 A, apresentaram resultados de análise química de 0,11% C e 1,5% Mn, estes resultados estão próximos aos recomendados por EVANS [9,18,19] que verificou que a análise química de metais de solda C-Mn deve apresentar composições de aproximadamente 0,10% C e 1,4% Mn. Já os metais de solda obtidos por JORGE et al. [10] apresentaram composições químicas de 0,13% C e 1,2% Mn, composição essa que prejudicou os resultados de energia absorvida.

Outro pesquisador que utilizou correntes da ordem de 750 A na soldagem de juntas, utilizando arco submerso foi YONGYUTH et al. [40]. Os resultados de ensaios de impacto para metais de solda obtidos com 2,7 kJ/mm foram de 100 J a 20 °C e 35 J a -20°C. Comparativamente com o presente estudo, o metal de solda obtido com menor energia de soldagem, 750 A - 7,8 kJ/mm, apresentou resultados de impacto de 85 J a 20 °C e 29 J a -20 °C, sendo importante destacar que os metais de solda analisados por YONGYUTH et al. [40] eram constituídos de juntas multipasse e os metais de solda do presente trabalho, foram obtidos por passe único. Sendo assim, os resultados obtidos pelo presente trabalho não estão muito inferiores aos obtidos por YONGYUTH et al. [40]. Os resultados de análise química de YONGYUTH et al. [40] indicaram 0,049% C e 1,67% Mn, resultados estes bastante alterados quando comparados com aqueles recomendados por EVANS [9,18,19], sugerindo portanto que estas alterações de resultados de análise química provocaram a diminuição dos resultados de ensaios de impacto Charpy-V. Outro fator importante para diferença de resultados encontrados entre YONGYUTH et al. [40] e o presente estudo, é a posição de retirada dos corpos-de-prova, onde no presente estudo os corpos-de-prova foram retirados ao longo da espessura e YONGYUTH et al. [40] retirou os corpos-de-prova transversalmente à espessura.

Os metais de solda obtidos com 850 A apresentaram médias de resultados semelhantes, nas temperaturas de ensaio de -20 e 0 °C. Nos ensaios realizados a 20 °C observa-se que os resultados apresentaram significativa dispersão, com as médias de resultados variando entre 60 e 86 J nos diferentes metais de solda. A semelhança dos resultados nos patamares de ensaio de -20 e 0 °C e a dispersão de resultados a 20 °C, mantiveram todos os resultados, das três faixas de energia de soldagem, em patamares

similares. A semelhança de resultados encontrados nos ensaios, pode ser evidenciada pela microestrutura que apresentou semelhanças em virtude da soldagem com elevada corrente.

Nos metais de solda fabricados com 950 A observou-se o efeito dos diferentes níveis de energia de soldagem nos resultados de ensaios de impacto. Analisando a Figura III.1, nota-se que os valores mais elevados de energia de impacto ocorreram no metal de solda obtido com 11,3 kJ/mm, já nos metais de solda obtidos com 17,2 e 13,8 kJ/mm os resultados de impacto apresentaram variações significativas, entretanto, observa-se que devido as dispersões de resultados mantiveram todos na mesma faixa.

Os ensaios de impacto realizados nos metais de solda obtidos com as maiores energias de soldagem, tais como 17,2; 14,3 e 13,8 kJ/mm apresentaram níveis de energia absorvida maiores do que aqueles obtidos por BAILEY [11] em metais de solda obtidos por passe único com energia de soldagem de 19,6 e 14,4 kJ/mm e composição química de 0,12% C-1,53% Mn. Segundo BAILEY [11], uma energia de 27 J foi obtida a 25 °C pelo metal de solda de 19,6 kJ/mm e no metal de solda de 14,4 kJ/mm uma energia de 27 J foi obtida a 30°C. Os resultados do presente trabalho indicam que a energia de 27 J foi obtida no intervalo entre 0 e -20 °C para os metais de solda de 17,2 e 14,3 kJ/mm e a energia de 27 J foi obtida pelo metal de solda de 13,8 kJ/mm em temperatura inferior a -20 °C.

Na Figura IV.1 é possível observar os resultados de ensaios de impacto Charpy-V realizados a 0°C. Nota-se nesta figura, uma diminuição de energia absorvida com o aumento dos valores de energia de soldagem utilizados na obtenção dos metais de solda, o que pode ser atribuído às modificações microestruturais observadas (Figura III.9). Isto é uma evidência fundamental, pois ressalta a importância da energia de soldagem para a evolução desta tenacidade ao impacto.

Uma outra questão de destaque em relação à energia de soldagem é que mesmo com a diminuição dos resultados de energia de soldagem em virtude da elevação dos valores de energia de soldagem utilizados, observa-se que todos os metais de solda apresentaram valores de energia absorvida superiores ao mínimo de 27 Joules para temperatura de ensaio de 0 °C, possibilitando a utilização segura destes metais de solda.

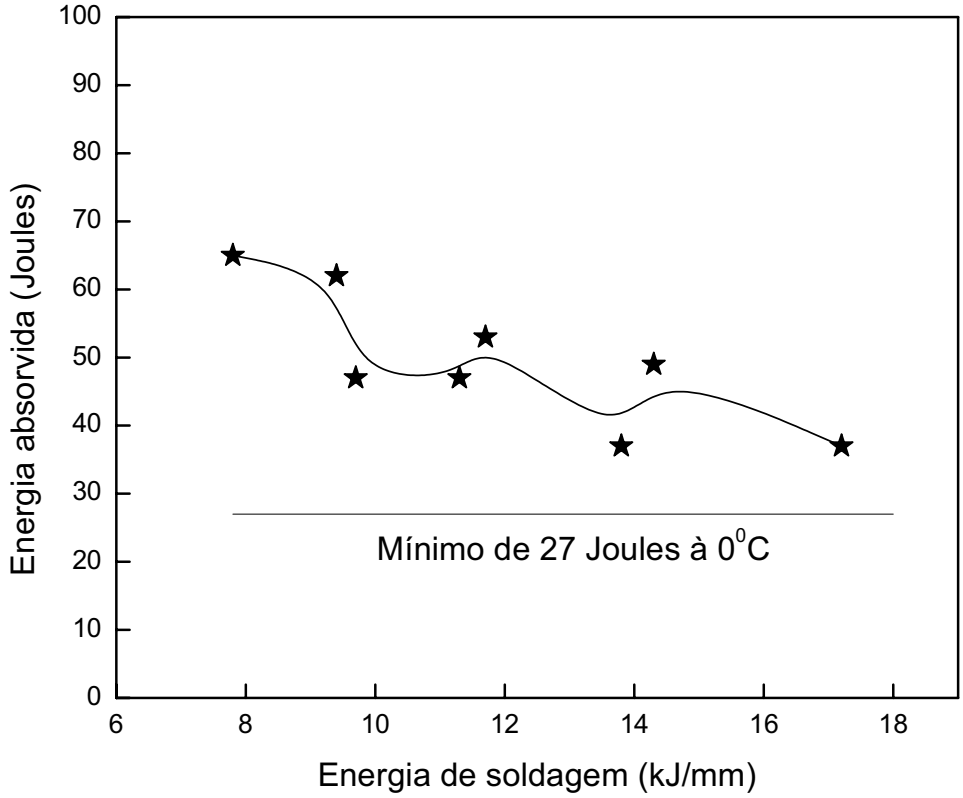


Figura IV.1 – Variação da energia absorvida a 0 °C com a energia de soldagem.

O efeito da corrente sobre as propriedades mecânicas, pode ser melhor analisado quando se avaliam os metais de solda obtidos com valores de energia de soldagem similares e diferentes valores de corrente, como no caso dos metais de solda obtidos com 9,5 kJ/mm e correntes de 750 e 850A e nos metais de solda obtidos com 11,5 kJ/mm e correntes de 750, 850 e 950 A. Os resultados dos ensaios de impacto dos metais de solda obtidos com 9,5 e 11,5 kJ/mm, podem ser visualizados nas Figuras IV.2 e IV.3, respectivamente.

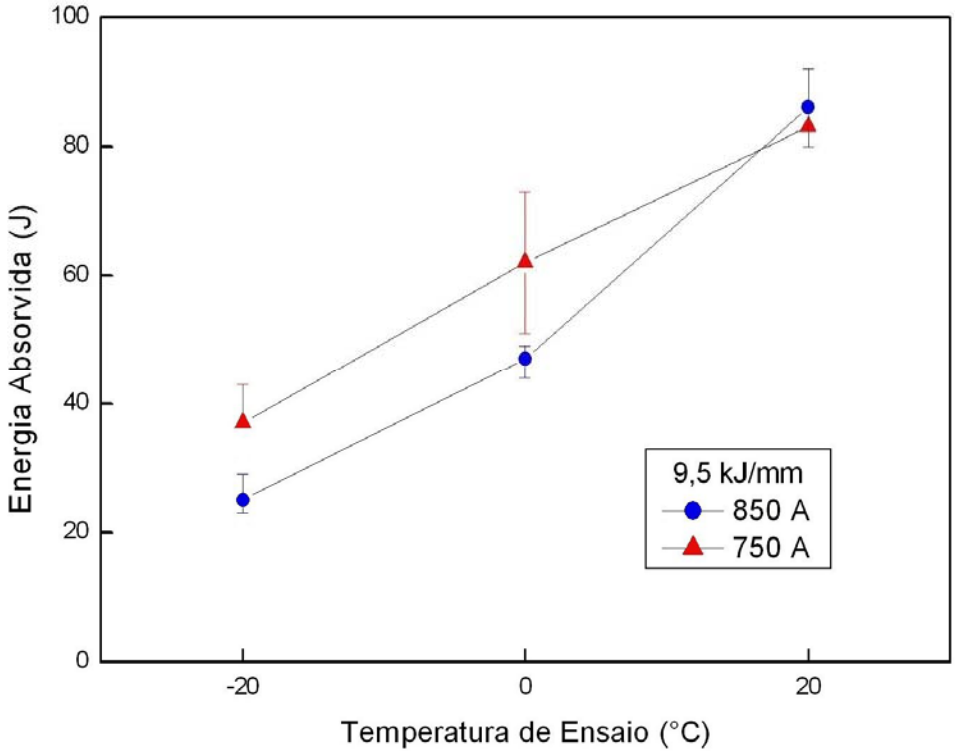


Figura IV.2 - Ensaio de Impacto Charpy-V para metais de solda de 9,5 kJ/mm.

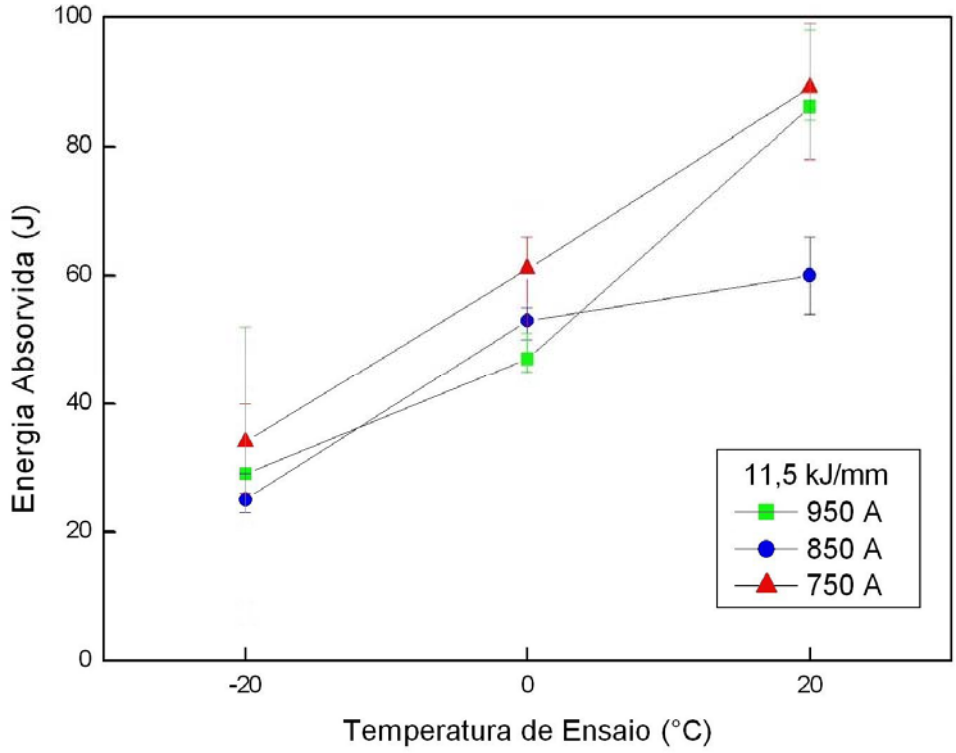


Figura IV.3 - Ensaio de Impacto Charpy-V para metais de solda de 11,5 kJ/mm.

A análise da Figura IV.2 possibilita verificar o efeito da corrente sobre os resultados de ensaios de impacto de metais de solda obtidos com os mesmos valores de energia de soldagem. Observa-se que nas temperaturas de ensaio de 0 e -20 °C, o metal de solda que apresentou maiores valores de energia absorvida foi aquele obtido com menor corrente. As dispersões observadas no metal de solda obtido com 750 A, no ensaio realizado a 0 °C, foram elevadas, mesmo assim os resultados foram superiores aos observados no metal de solda obtido com 850 A. Já no temperatura de ensaio de 20 °C, devido as dispersões, os resultados mantiveram-se em níveis similares.

Na Figura IV.3 pode-se observar os resultados de impacto de metais de solda com 11,5 kJ/mm e diferentes correntes. Observa-se que o metal de solda obtido com 750 A apresentou maiores níveis de energia absorvida em todas temperaturas de ensaio, entretanto, em virtude da elevada dispersão de resultados deste metal de solda, nas três temperaturas de ensaio os resultados mantiveram-se em patamares similares aos observados pelos outros metais de solda. O metal de solda obtido com 850 A apresentou resultados a 20 °C, diferente daqueles observados nos outros dois metais de solda. Enquanto os metais de solda obtidos com 950 e 750 A apresentaram uma elevação nos resultados a 20 °C, o metal de solda obtido com 850 A apresentou resultados pouco superiores ao observados no ensaio realizado a 0 °C. Com base na análise desta Figura, pode-se inferir que a corrente de soldagem não promove alterações significativas nos resultados de energia absorvida nos metais de solda estudados.

Em todos os resultados foram observadas dispersões, fazendo com que na avaliação das médias de resultados fossem observados grandes desvios entre os máximos e mínimos. Alguns pesquisadores afirmam que a posição de retirada dos corpos de prova influência nas dispersões de resultados. Segundo PARANHOS et al. [42] a posição de retirada dos corpos-de-prova influência significativamente os resultados, assim como a profundidade que o corpo-de-prova é retirado e a direção do entalhe são outros fatores que devem ser avaliados com critério. A profundidade de retirada dos corpos-de-prova tem importância nos resultados, pois irá influenciar no tipo de região que o corpo-de-prova é constituído, seja região reaquecida, região colunar ou um misto das duas regiões. Entretanto, vale destacar que no presente trabalho todos metais de solda estudados são constituídos integralmente por regiões colunares, que os corpos-de-prova foram retirados a 2 mm da superfície e que os entalhes foram posicionados no centro do metal de solda, logo as informações contidas no trabalho de PARANHOS et al. [42] parecem ter uma contribuição menos significativa nas dispersões dos resultados observados no presente estudo.

No entanto, outro fator que pode influenciar a diferença e a dispersão de resultados de ensaios de impacto Charpy-V é o modo de solidificação dos metais de solda, que é controlado principalmente pelos parâmetros de soldagem [43]. A solidificação do metal de solda irá

influenciar no posicionamento das segregações, isto é, estando as dendritas direcionadas para a superfície da chapa soldada, as segregações serão expelidas durante a etapa de resfriamento da soldagem. Caso as dendritas estiverem direcionadas para o centro do metal de solda, poderá ocorrer o aprisionamento das segregações no centro do metal de solda, na fase de desoxidação do metal de solda, contribuindo para a formação de inclusões, precipitados e partículas de segunda fase nos contornos de grão. Ao se realizar o posicionamento do entalhe do corpo-de-prova Charpy-V, este poderá estar posicionado sobre uma região de concentração de segregações, afetando os resultados dos ensaios [43].

A observação das macrografias mostradas na Figura III.5, possibilita observar que os metais de solda obtidos com 950 A - 17,2 kJ/mm, 950 A - 9,4 kJ/mm e 750 A - 11,7 kJ/mm apresentaram a característica de terem suas dendritas direcionadas para a vertical, enquanto que os outros metais de solda apresentaram a característica de terem suas dendritas direcionadas em diagonal para a superfície e uma região central com sentido vertical. Estas observações possibilitam a conclusão que os metais de solda destacados anteriormente, apresentam teoricamente uma região central mais isenta de segregações, do que os outros metais de solda. Vale destacar, que conforme dito por MODENESI [43], a relação entre a estrutura de solidificação e as propriedades mecânicas dos metais de solda existem, entretanto a sua comprovação experimental é complicada e deve ser avaliada com ponderações. Nas análises metalográficas realizadas, foram verificadas pequenas ocorrências de inclusões em todos metais de solda, por si só, esta afirmação possibilita a conclusão que foi pequena a presença de segregações, haja vista, as inclusões estarem diretamente relacionadas à presença de segregações no metal de solda. A observação das Figuras III.13 e III.14 obtidas através de microscópio eletrônico de varredura (MEV) possibilita a visualização de pequenas ocorrências de inclusões na microestrutura dos metais de solda. Outro fator importante na observação destas figuras é a também pequena ocorrência do constituinte AM. A pequena ocorrência de microfases e AM possibilita confirmar que os metais de solda obtidos por estudo apresentaram pequenas ocorrências de segregações nos metais de solda.

Outro fato a se destacar é a velocidade de resfriamento. Os metais de solda obtidos no presente estudo apresentaram elevadas energias de soldagem, portanto as suas velocidade de resfriamento foram reduzidas. A desoxidação dos metais de solda está diretamente relacionada a velocidade de resfriamento, onde está permitirá a energia e o tempo necessários para gerar a “limpeza” do metal de solda [43]. Tendo os metais de solda, do presente estudo, apresentado reduzida velocidade de resfriamento, esta possibilitou a “limpeza” do metal de solda, contribuindo portanto, para a obtenção de uma microestrutura que apresenta-se características boas, quando comparado com sua elevada energia de soldagem.

A análise dos resultados dos ensaios de dureza do presente trabalho (Figura III.4) possibilitaram concluir que devido os resultados de análise química indicarem teores muito próximos entre os diferentes metais de solda, principalmente o elemento químico Carbono reconhecidamente principal responsável pelo controle da dureza em metais de solda C-Mn, estes resultados de ensaios de dureza apresentaram características similares. Conforme dito anteriormente, todos os resultados obtidos mantiveram-se no intervalo entre 180 - 220 HV1. A avaliação de todos os resultados permite a observação de que diferentes níveis de corrente e de energia de soldagem não geraram alterações nos resultados de dureza. Considerando-se dois dos metais de solda que apresentaram valores mais elevados de dureza, obtidos com 850 A - 14,3 kJ/mm e 750 A - 7,8 kJ/mm, apresentaram resultados bastante similares, mesmo tendo sido obtidos com 100 A e 6,5 kJ/mm de diferença. Da mesma forma, dois dos metais de solda que apresentaram valores mais baixos de dureza, obtidos com 950 A - 17,2 kJ/mm e 750 A - 11,7 kJ/mm, apresentaram resultados bastante similares, e foram obtidos com 200 A e 5,5 kJ/mm de diferença. Considerando-se os metais de solda que apresentaram resultados de ensaio de dureza medianos, os efeitos da utilização de diferentes níveis de corrente e energia de soldagem também não foram verificados.

Os resultados dos ensaios de dureza devem ser analisados comparativamente com os resultados dos ensaios de análise química, contidos no Capítulo III, Item III.1. O percentual de carbono apresenta grande influência nos resultados de ensaios de dureza de metais de solda C-Mn. Segundo EVANS [18], o aumento do teor de carbono no metal de solda contribui para o aumento dos resultados de dureza, entretanto nos resultados da análise química dos metais de solda, contidos na Tabela III.1, observa-se que houve uma alteração de apenas 0,01% no teor de carbono entre o metal de solda que apresentava maior teor de carbono e o metal de solda que apresentava menor teor de carbono, sendo esta pequena alteração, incapaz de causar qualquer alteração nos resultados.

O efeito do manganês sobre as propriedades mecânicas dos metais de solda foi discutido no Capítulo I. Este elemento químico apresenta efeitos benéficos à dureza e a resistência mecânica e seu teor ideal, segundo EVANS [19], é de aproximadamente 1,4%. EVANS [19] ressaltou em seu trabalho que concentrações superiores a 1,4% de manganês são benéficas aos resultados de resistência mecânica, entretanto começam a resultar na diminuição dos resultados de tenacidade. No presente trabalho, todos os metais de solda apresentaram concentrações de manganês superiores a 1,4% e dentre estes, três metais de solda que apresentaram concentrações de manganês maiores que 1,5%. Estes metais de solda que apresentaram maiores concentrações de manganês, não indicaram que houve aumento substancial dos resultados de dureza, em virtude da elevação do teor de manganês, haja vista, essas alterações terem sido de apenas 0,1% de teor de Mn.

Outro elemento químico que apresenta efeito sobre os resultados de dureza é o cromo. Segundo JORGE et al. [16], a presença de cromo garante ao metal de solda o refinamento da microestrutura permitindo ganhos de propriedade mecânica. Foi verificado por JORGE et al. [16] que o cromo altera a dureza do metal de solda em todas as concentrações e que quanto maior o teor de cromo, maior será a dureza. Vale ressaltar que JORGE et al. [16] concluiu que diferentes teores de cromo podem apresentar efeitos diversos na tenacidade do metal de solda, podendo até ser prejudiciais à tenacidade. Analisando a Tabela III.1, observa-se que todos os metais de solda apresentaram concentrações de cromo superiores a 0,02% e um metal de solda apresentou teor de 0,03%. Outros pesquisadores avaliaram a influência do cromo nos resultados de ensaios de dureza, tal qual, SURIAN et al. [44]. É importante destacar, que JORGE et al. [16] e SURIAN et al. [44] avaliaram metais de solda que variavam o percentual de cromo em pelo menos 0,3% de cromo, justificando a influência deste elementos químico nas propriedades mecânicas dos metais de solda. Portanto, as alterações de composição química verificadas nos metais de solda deste trabalho, não justificam nenhuma alteração nos resultados de ensaios de dureza e impacto Charpy-V.

Os resultados dos ensaios de dureza obtidos neste trabalho estão de acordo com os obtidos por outros pesquisadores, em metais de solda obtidos com energias de soldagem similares. Segundo VIANO et al. [27], foram obtidos valores de dureza que variavam entre 195 - 205 HV5, para metais de solda obtidos com 10 kJ/mm. Vale destacar que no trabalho de VIANO et al. [27], o metal de solda apresentava característica de alta resistência, indicando portanto a presença de elementos de liga em sua composição química, que promovem a alteração dos resultados de dureza do metal de solda.

Outro pesquisador que verificou resultados de ensaios de dureza similares aos encontrados neste trabalho foi RØRVIK et al. [39]. Neste trabalho RØRVIK et al. [39], realizou ensaios de dureza em metais de solda obtidos com 7 kJ/mm e diferentes composições químicas. Os ensaios de dureza indicaram resultados que variavam de 213 à 245 HV10, variando para metais de solda obtidos com diferentes processos de soldagem e diferentes consumíveis. Vale a pena destacar, que mesmo a alteração dos processos de soldagem e composição química dos metais de adição, geraram resultados bastante similares aos praticados neste trabalho. Permitindo a conclusão que o efeito da energia de soldagem não foi determinante para os resultados de ensaios de dureza.

IV.2 Relação Tenacidade x Microestrutura dos Metais de Solda

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V apresentados na Tabela III.2 e Figuras III.1, III.2 e III.3 possibilitaram a visualização dos efeitos gerados pela utilização de elevados níveis de energia de soldagem. Observa-se também através destas figuras, que os metais de solda obtidos com diferentes valores de energia de soldagem, apresentaram resultados próximos em virtude da elevada dispersão observada nos resultados, indicando portanto que os resultados de ensaios de impacto Charpy-V de metais de solda obtidos com mesmo valor de corrente apresentaram similaridade.

Os resultados de contagem microestrutural dos metais de solda, apresentados na Tabela III.3, possibilitaram a obtenção de conclusões a respeito da relação tenacidade x microestrutura. Os percentuais de ferrita acicular encontrados para os metais de solda obtidos na faixa de 7 a 13% e no máximo 19% são relativamente baixos, de forma que, não se pode atribuir a este constituinte o controle da tenacidade ao impacto. De acordo com a literatura [16] a ferrita acicular passa a ter influência decisiva no controle da tenacidade ao impacto quando sua fração volumétrica é superior a 50%. Desta forma, a tenacidade ao impacto destes metais de solda está relacionada aos outros constituintes, como por exemplo, ferrita primária e ferrita com segunda fase.

Os resultados de contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 950 e 850 A, apresentaram percentuais similares de ferrita acicular, menores que 5%, indicando que os valores de energia absorvida dos metais de solda seriam baixos e similares entre si. Entretanto ao realizar uma análise dos resultados presentes na Tabela III.2 para estas faixas de corrente, observou-se que os resultados foram distintos entre si e elevados quando comparados com outros resultados da literatura [11,13,15,25-27,39] para metais de solda C-Mn, possibilitando inclusive a utilização destas configurações na obtenção de metais de solda que apresentem requisitos adicionais de impacto de 27 J a 0 °C. Os resultados de contagem microestrutural, presentes na Tabela III.3, destes metais de solda indicaram que a microestrutura era constituída basicamente de ferrita primária e ferrita com segunda fase, indicando portanto que os resultados de ensaios de impacto não seriam satisfatórios, fato este que não foi observado, conforme dito anteriormente.

Associado aos baixos percentuais de FA encontrados nos metais de solda, observou-se a ocorrência de percentuais consideráveis de AFC. Os percentuais máximos encontrados foram de até 13%, sendo observado em maior quantidade nos metais de solda obtidos com maiores valores de energia de soldagem. A associação de baixos percentuais de FA e elevados percentuais de AFC, indicariam baixos resultados de energia absorvida nos metais de solda, haja vista, o constituinte AFC apresentar efeito deletério a microestrutura dos metais de solda quando em grandes percentuais e os pequenos percentuais de FA não contribuírem com

aumento dos resultados de ensaios de impacto. Na avaliação individual de resultados de impacto a 0 °C, observa-se que os resultados do metal de solda obtido com 850 A - 14,3 kJ/mm foram superiores aos resultados dos metais de solda obtidos com 950 A, mesmo, alguns destes, tendo menores valores de energia de soldagem, indicando mais uma vez que os resultados de contagem microestrutural dos constituintes FP e FS foram os principais controladores dos resultados dos ensaios de impacto.

Os resultados de contagem microestrutural indicaram que os menores percentuais do constituinte AFC foram obtidos nos metais de solda com 750 A. Para esta mesma intensidade de corrente foram observados os maiores percentuais de FA, destacando-se os percentuais observados nos metais de solda obtidos com 7,8 e 9,4 kJ/mm. Os constituintes FP e FS apresentaram as mesmas características observadas nos demais metais de solda, quando a FP deu lugar a FS. Todos estes fatores contribuíram para que os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V, dos metais de solda obtidos com 750 A mantivessem níveis elevados, possibilitando inclusive a utilização dos mesmos em situações que requerem níveis de resistência ao impacto mais elevados como por exemplo: 34 J a 0°C. Sendo possível observar essa elevação de resultados através da análise da Figura IV.1.

Os resultados de contagem microestrutural dos metais de solda, apresentados na Tabela III.3, possibilitaram a visualização de que os metais de solda obtidos com 750 A apresentavam percentuais de constituintes próximos. PARANHOS [15] realizando contagens microestruturais em metais de solda com composição química de 0,04% C e 0,89% Mn, obteve resultados bastante similares. Os resultados dos ensaios de impacto obtidos por PARANHOS [15], foram de 170 J a 0 °C, resultados esses quase três vezes superiores aos encontrados nos metais de solda de 750 A. A semelhança de resultados de contagem microestrutural entre os obtidos no presente trabalho e os obtidos por PARANHOS [15] e a diferença elevada de resultados de ensaios de impacto, sugere que existem outros motivos responsáveis pelas diferenças de resultados de ensaios de impacto.

Segundo PARANHOS [15], nos ensaios metalográficos os corpos-de-prova para ensaio Charpy-V apresentaram frações de região colunar e região reaquecida de 74 e 26%, respectivamente. Os metais de solda do presente estudo apresentaram 100% de região colunar, devido à soldagem em passe único. Portanto, a avaliação comparativa das microestruturas dos metais de solda possibilita a visualização dos efeitos gerados pela soldagem multipasse e pela utilização de elevada energia de soldagem. Avaliando-se as micrografias dos metais de solda de PARANHOS [15] observa-se uma microestrutura bastante refinada, com a presença de ferritas aciculares de tamanho elevado e pequenas ferritas primárias, possibilitando a conclusão que a soldagem multipasse e a utilização de baixos níveis de energia de soldagem colaboraram para obtenção de elevados níveis de tenacidade, mesmo esta microestrutura tendo apresentado percentuais de contagem microestrutural similar à

metais de solda que apresentaram menores níveis de tenacidade. Está comparação possibilita a conclusão que o refinamento da microestrutura é um dos principais fatores para a obtenção de resultados elevados nos ensaios de impacto Charpy-V.

O efeito da corrente sobre a microestrutura dos metais de solda foi avaliado por AMANIE [41] em metais de solda fabricados em passe único e composição química de 0,15% C e 1,3% Mn, com intuito de avaliar a influência deste sobre a microestrutura dos metais de solda. A soldagem com elevados níveis de corrente e energia de soldagem geraram microestruturas mais grosseiras. AMANIE [41] observou que conforme ocorria a elevação da corrente, o tamanho do grão da austenita prévia aumentava, sendo o mesmo verificado para o aumento da energia de soldagem. AMANIE [41] concluiu que maiores níveis de corrente e energia de soldagem contribuem com o crescimento do grão austenítico, propiciando uma microestrutura mais grosseira, que irá gerar menores resultados de ensaios de impacto.

Analisando a Figura III.8 pode-se observar que os metais de solda obtidos com menores níveis de energia de soldagem, apresentaram situações similares. Foi observado a presença discreta do constituinte FA, inferior a 19%, e conforme houve o aumento da energia de soldagem, a concentração deste constituinte diminuiu. A partir do patamar de 11 kJ/mm este constituinte apresentou percentuais variando entre 2 e 4%, valores muito baixos, evidenciando o efeito da energia de soldagem sobre este constituinte.

Nos metais de solda obtidos com menores níveis de energia de soldagem também observou-se as menores proporções do constituinte FP, sendo observado seu menor valor de 30%. Ao contrário do constituinte FA, que conforme o aumento da energia de soldagem houve a diminuição de sua concentração, o constituinte FP apresentou aumento de percentual conforme houve o aumento da energia de soldagem e seu maior percentual foi de 47% no metal de solda obtido com maior valor de energia de soldagem. Estas informações possibilitam a conclusão que o aumento da energia de soldagem contribui para que a microestrutura do metal de solda torne-se mais grosseira, através do aumento do percentual de FP e do aumento das dimensões deste constituinte, haja vista o efeito do aumento do tamanho de grão estar evidenciado pelo maior tempo que a microestrutura fica exposta à mais altas temperaturas, efeito este que ocorreu em virtude da elevada energia de soldagem e da baixa temperatura de resfriamento dos metais de solda [43].

O constituinte FS apresentou concentrações diversas nos metais de solda obtidos com menores valores de energia de soldagem. Este constituinte apresentou percentual de 46% no metal de solda obtido com menor valor de energia de soldagem; 7,8 kJ/mm; e 54% no metal de solda obtido com 750 A – 11,7 kJ/mm. Da mesma forma que ocorreu nos metais de solda obtidos com menores valores de energia de soldagem, observa-se através da Figura III.8 que as concentrações deste constituinte variaram conforme o aumento dos valores de energia de soldagem, sendo observado o seu menor valor no metal de solda obtido com 950 A – 17,2

kJ/mm e seu maior valor nos metais de solda obtidos com 850 A – 9,7 kJ/mm e 750 A – 11,7 kJ/mm. Entretanto, mesmo observando-se esta variação nos diferentes metais de solda, vale salientar que a diferença entre o menor e o maior valor de FS foi de apenas 14%.

O constituinte AFC apresentou efeito similar à FP, onde com o aumento da energia de soldagem houve o aumento da concentração deste constituinte, entretanto em níveis de concentração muito menores. O menor valor de percentual de AFC observado dentre todos os metais de solda foi de 4%, já o maior valor de AFC foi de 13%.

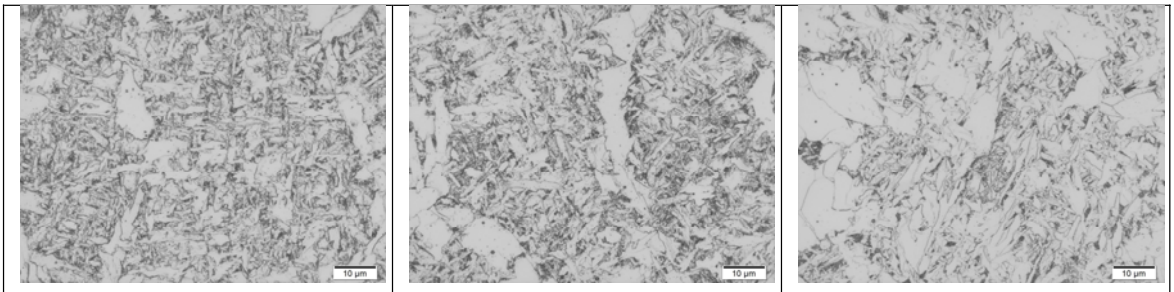
Nas Figuras III.10, III.11 e III.12 os percentuais dos constituintes podem ser melhor avaliados conforme os diferentes patamares de corrente de soldagem. Nos metais de solda obtidos com 950 A, cujo os resultados de contagem microestrutural estão apresentados na Figura III.10, observa-se que o constituinte FA apresentou concentrações similares nos três metais de solda. Já o constituinte FP apresentou aumento do percentual conforme o aumento dos níveis de energia de soldagem. O constituinte FS apresentou diminuição de percentual conforme aumento dos níveis de energia de soldagem. Diferente dos constituintes anteriores, o constituinte AFC apresentou efeito diferente nos metais de solda obtidos com 950 A, onde conforme o aumento do valor de energia de soldagem houve o aumento de percentual do constituinte, entretanto, o pico de concentração não foi observado no metal de solda obtido com maior valor de energia de soldagem, e sim no metal de solda obtido com 13,8 kJ/mm.

Os metais de solda obtidos com corrente de 850 A apresentaram efeitos similares nos resultados de contagem microestrutural apresentados na Figura III.2, onde com aumento da energia de soldagem os resultados de contagem microestrutural do constituinte FA diminuíram, do constituinte FP aumentaram e dos constituintes FS e AFC diminuíram. Entretanto, ao se avaliar os resultados individuais presentes na Tabela III.3 observa-se que os resultados das contagens dos constituintes apresentaram-se bastante similares para os três metais de solda, isto é, o constituinte FA variou os resultados de contagem de 3 até 6%, o constituinte FP variou de 36 até 41%, o constituinte FS variou de 47 até 53% e o constituinte AFC variou de 4 até 9%, observa-se portanto que estas variações foram bastante pequenas. Esta avaliação possibilita a conclusão que os resultados de contagem microestrutural dos três metais de solda obtidos com 850 A e diferentes valores de energia de soldagem apresentaram resultados similares, propondo portanto que os resultados de ensaios de impacto Charpy-V deveriam ser similares também.

A avaliação da Figura III.2 onde estão apresentados os resultados dos ensaios de impacto dos metais de solda obtidos com 850 A indicam que nas temperaturas de ensaio de 0 e -20 °C os resultados apresentaram similaridade, isto é, estes resultados foram muito próximos ou similares em algumas situações. Realizando-se uma análise onde são considerados os resultados, as barras de erro e dispersões de resultados, os resultados desses três metais de solda indicaram ser iguais. Os resultados de contagem microestrutural

desses metais de solda também indicaram similaridade de resultados, provando portanto, que os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V são corretos em virtude da similaridade da microestrutura desses metais de solda.

A avaliação das microestruturas dos metais de solda obtidos com 850 A, apresentados nas Figuras III.6, III.7 e IV.4, possibilitam a visualização de quão mais grosseiras ficam as microestruturas conforme o aumento da energia de soldagem. Entretanto durante a análise com microscópio ótico observa-se que o percentual dos constituintes não se altera e sim as dimensões destes, provando portanto, que maiores energias de soldagem colaboraram para que a microestrutura ficasse mais grosseira.



850 A – 9,7 kJ/mm	850 A – 11,7 kJ/mm	850 A – 14,3 kJ/mm

Figura IV.4 – Microestruturas dos metais de solda obtidos com 850 A. Aumento: 1000x.

A análise dos resultados de contagem microestrutural dos metais de solda obtidos com 750 A, apresentados nas Figuras III.6, III.7 e III.12, possibilitaram a visualização de que quando ocorreu o aumento da energia de soldagem os percentuais de FA diminuíram, os de FP aumentaram, os de FS aumentaram e os de AFC mantiveram no mesmo patamar. Os resultados de contagem de FA indicaram percentuais de até 19%, esse percentual elevado, quando comparado com os percentuais de FA observados nos outros metais de solda, poderia indicar que os resultados de ensaios de impacto Charpy-V seriam elevados também.

Os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda obtidos com 750 A foram superiores, quando comparados com os resultados dos outros metais de solda, entretanto, vale salientar que no metal de solda obtido com 750 A – 7,8 kJ/mm o percentual de FA observado foi de 7%, já no metal de solda obtido com 850 A – 9,7 kJ/mm o percentual de FA observado foi de 6% e os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V indicaram diferença de até 14 J para temperatura de 0 °C, demonstrando portanto que esse percentual elevado de FA não gerou aumento nos valores de energia absorvida.

IV.3 Considerações Adicionais

O aumento da energia de soldagem tem como objetivo promover uma maior taxa de deposição, de modo a permitir uma elevada produtividade em operações industriais. Em trabalho anterior [49], foi verificado ser possível a obtenção de deposições com até 12kg/hora utilizando energias de soldagem da ordem de 12kJ/mm e com tenacidade ao impacto satisfatória para os requisitos de projeto exigidos para estruturas offshore. Estes resultados associados com a pouca literatura específica disponível sobre o assunto, foi o motivador da realização do presente trabalho com energias de soldagem superiores.

No caso presente, verificou-se também haver uma relação entre a microestrutura e a tenacidade, pois a observação da Figura III.9 mostra uma queda do percentual de ferrita acicular e um aumento do percentual de agregados ferrita carbetos com o aumento da energia de soldagem, o que gera uma tendência para uma redução da tenacidade, o que foi verificado, conforme pode ser notado pela análise da Figura IV.1, onde se relaciona a tenacidade ao impacto com a energia de soldagem.

De importância nesta figura é notar que todos os valores de energia absorvida são superiores aos requisitos mínimos estabelecidos para projetos de fabricação de estruturas tubulares em aço carbono, para os quais o estudo dos metais de solda do presente trabalho tem aplicação [49]. Neste aspecto, é importante comentar que embora os resultados de tenacidade não apresentem valores absolutos muito elevados, ainda assim tem representatividade para um segmento importante da indústria nacional, onde a carência de mão-de-obra especializada é extensa e a necessidade de utilização de processos automatizados é imperativa.

Finalmente, é também de destaque o fato que, considerando os valores individuais obtidos e o grau de dispersão dos resultados (Tabela III.2), entende-se ser recomendável uma utilização de energias de soldagem até 14,3kJ/mm com utilização de 850A no máximo.

Em relação à produtividade, em face do estabelecimento deste limite de energia absorvida de 14,3kJ/mm com 850A, o que gera uma taxa de deposição de 13 kg/hr, verifica-se a possibilidade de um ganho de 1 kg/hr em relação ao obtido no trabalho anterior [49]. É importante mencionar que esta melhoria foi possível pela substituição de um arame de 3,2mmm utilizado na pesquisa anterior [49] por outro de 4,0 mm de diâmetro para permitir a soldagem estável com maiores intensidades de corrente, estando os resultados concordantes com a literatura [46-50] para este diâmetro de arame e a faixa de energia de soldagem utilizada.

Considerando o acima exposto, entende-se que o é possível utilizar com segurança intensidades de corrente de 850A e energia de soldagem até 14,3 kJ/mm para esta aplicação, mesmo em soldagem monopasse.

Conclusões

Do exposto no presente trabalho, permite-se concluir:

a) o aumento dos valores de energia de soldagem propiciou uma diminuição nos resultados de tenacidade ao impacto devido às microestruturas obtidas;

b) o aumento dos valores de energia de soldagem promoveu microestruturas mais grosseiras no metal de solda e;

c) é possível realizar soldagens em passe único com os materiais utilizados no presente trabalho, com intensidade de corrente de 850 A e energia de soldagem de 14,3 kJ/mm, com elevada produtividade e atendendo aos requisitos de tenacidade ao impacto de 27 Joules a 0°C.

Sugestões para Trabalhos Futuros

Dos resultados obtidos no presente estudo e visando a continuidade da pesquisa em andamento, permite-se sugerir os seguintes temas:

a) utilizar outras combinações de arame+fluxo, para melhoria das propriedades mecânicas do metal de solda;

b) realizar estudos de propriedades mecânicas e microestruturais de juntas multipasse soldadas com os níveis de corrente e energia de soldagem similares aos utilizados neste trabalho e;

c) realizar estudos de propriedades mecânicas e microestruturais da zona termicamente afetada das juntas soldadas estudadas neste trabalho.

Referências bibliográficas

[1] TOMINAGA, S.; ZANIBONI, W.; “Proposta para Desenvolver a Soldagem na Construção Naval do Brasil”. *XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Associação Brasileira de Soldagem, pp. 197-229, Guarujá, São Paulo, 1987.

[2] PAULA, A. G. G.; “Influência da Utilização dos Processos de Soldagem por Eletrodo Revestido (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”. *XIII Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem*, Associação Brasileira de Soldagem, pp. 271-285, Guarujá, São Paulo, 1987.

[3] BOTT, I. S.; Tendência e Inovações em Aços – Panorama do Setor Sirúrgico, Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, Rio de Janeiro, Agosto, 2008

[4] MACHADO, I. G.; Novos Paradigmas para Especificação de Juntas Soldadas, Revista Soldagem & Inspeção, v. 17, n. 3, pp. 278-288, São Paulo, 2012.

[5] Fortes, C.; Arco Submerso, ESAB, 2004. Disponível em: <http://www.esab.com.br>. Acesso em: 13 mar. 2013.

[6] MOAN, T.; Safety of Offshore Structures, Second Keppel Offshore & Marine Lecture, NUS, Nov 2004.

[7] Barker, E. R. *Brittle Behavior of Engineering Structures*, John Wiley & Sons, 1957.

[8] MODENESI, P. J. Soldabilidade dos Aços Transformáveis, Belo Horizonte, UFMG, 2010.

[9] EVANS, G. M.; "Effect of Heat-Input on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", *Welding Research Abroad*, v. 29, n. 1, pp. 46-57, January 1983.

[10] JORGE, J. C. F.; Souza, L. F. G.; Rebello, J. M. A.; "Effect of Dilution, Heat Input and Stress Relieving on the Microstructure / Toughness Relation-Ship of C-Mn and Low Alloy Steel Weld-Metals", *Revue de La Soudure,* v.52(3), pp. 42-50, 1996.

[11] BAILEY, N.; “Submerged Arc Welding Ferritic Steels With Alloyed Metal Powder”, *Welding Journal,* v.70, n. 8, pp. 187-206, August 1991.

[12] 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: *XIX Encontro nacional de tecnologia da soldagem*, 1993.

[13] HUNT, A.C.; KLUKEN, A. O. e EDWARDS, G. R. "Heat Input and Dilution Effects in Microalloyed Steel Weld Metals", *Welding Journal,* v.73, n. 1, pp. 9-15, January 1994.

[14] TRINDADE, V. B.; PAYÃO, J. C.; SOUZA, L. F. G. e PARANHOS, R. R. "The Role of Addition of Ni on the Microstructure and Mechanical Behavior of C-Mn Weld Metals". *Exacta*, São Paulo, v. 5, n. 1, pp. 177-183, Jan/Jun 2007.

[15] PARANHOS, R.P.R.; *Microestrutura, Composição Química e Tenacidade ao Impacto de Soldas Multipasse Obtidas por Arco Submersso*, Tese de M.Sc., COPPE/UFRJ, Rio de janeiro, RJ, Brasil, 1984.

[16] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G e REBELLO, J. M. A.; "*The Effect of Chromium on the Microstructure / Toughness Relation-Ship of C-Mn Weld Wetal Deposits*". Journal of Materials Characterization, v. 47, pp. 195-205, 2001.

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

[18] EVANS, G.M.; "The Effect of Carbon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", *Welding Research Abroad*, v. 29, n. 1, pp. 13-23, January 1983.

[19] EVANS, G. M.; "Effect of Manganese on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld Metal Deposits", *Welding Research Abroad*, v. 29, n. 1, pp. 2-12, January 1983.

[20] EVANS, G. M.; Effect of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metals Deposits, Metal Construction, v. 18, n. 6, pp. 438r-444r, 1986.

[21] EVANS, G. M.; The Effect of Molybdenum on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits, OERLIKON-Schweimitteilungen, v. 48, n. 122, pp.18-35, 1990.

[22] EVANS, G. M.; The Effect of Chromium on the Microstructure and Properties of C-Mn All-Weld-Metal Deposits, Welding Metal.

[23] EVANS, G. M.; The Effect of Aluminium in Shielded Metal-Arc C-Mn Steel Multi-Run Deposits, IIW DOC. II-A-796-90.

[24] EVANS, G. M.; The Effect of Micro-Alloying Elements in C-Mn Steel Weld Metal, Proc. of Latin American Regional Welding Congress, Rio de Janeiro, Brasil, Abril, v, 1, pp. 9-26, 1992.

[25] SVENSSON, L-E.; GRETOFT, B.; "*Microstructure and impact toughness of C-Mn weld metals",* Welding Journal, v.69, n.12, pp.454s-461s, December 1990.

[26] MAROUÇO, E.S.; Jorge, J.C.F.; Diniz, J.L.C.; Souza, L.F.G e Santos Filho, O. R.; "Estudo das Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Soldas Obtidas por Arco Submerso com Alta Produtividade"; In: *Anais do 67° Congresso Internacional da ABM*, pp. 582-594, Rio de Janeiro, Agosto 2012.

[27] VIANO, D. M.; AHMED, N. U. e SCHUMANN, G. O. "Influence of Heat Input and Travel Speed on Microstructure and Mechanical Properties of Double Tandem Submerged Arc High Strength Low Alloy Steel Weldments". In: *Science and Technology of Welding and Joining*, v. 5, n. 1, pp. 26-34, February 2000.

[28] VILCHEZ, C. A. Z.; *Influência de Ciclos Térmicos na Microestrutura e Propriedade Mecânicas de Junta Soldada do aço COS CIVIL 300,* Dissertação de M.Sc., UNESP, Ilha Solteira, SP, Brasil, 2005.

[29] EASTERLING, K.; "Introduction to the Physical Metallurgy of Welding*",* Butther worths, 1983.

[30] HONEYCOMBE, R. Q. K.; BHADESHIA, H. K. D. H. "Steels Microstructure and Properties". In: Edward Arnold Publishers, London, 1995, pp. 280-301.

[31] BABU, S. S. "The Mechanism of Acicular Ferrite in Weld Deposits". In: Solid State & Materials Science, v. 8, pp. 267-278, 2004.

[32] THEWLIS, G.; "Classification and Quantification of Microstructures in Steels". *Materials Science and Technology*, v. 20, pp. 143-160, Feb. 2004.

[33] PENG, Y.; CHEN, W.; XU, Z. "Study of High Toughness Ferrite Wire for Submerged Arc Welding of Pipeline Steel". In: Materials Characterization, v. 47, pp. 67-73, 2001.

[34] ARAÚJO, M. R. V.; Caracterização Microestrutural do Metal de Solda Depositado por Arco Submerso em Chapas de Aço Carbono Estrutural; Tese de M. Sc., UNESP, Ilha Solteira, SP, Brasil, 2006.

[35] ASTM A370-07. Standard Test Methods and Definitions for Mechanical Testing of Steel Products, 2007, American Society of Testing Materials, ASTM International.

[36] IIW Doc. n° IX-1533-88, IXJ-123-87 Revision 2, Guide to the Light Microscope Examination of Ferritic Steel Weld Metals, June 1988.

[37] POPOVIC, O.; PROKIC-CVETKOVIC, R.; BURZIC, M.; MILUTINOVIC, Z. "The Effect of Heat Input on the Weld Metal Toughness of Surface Welded Joint", Trends in the Development of Machinery and Associated Technology, TMT 2010, Mediterranean Cruise, pp. 61-64, September , 2010.

[38] JAISWAL, D. "Analysing the Effect of Parameters in Multipass Submerged Arc Welding Process", International Journal on Theoretical and Applied Research in Mechanical Engineering, v.2, n.2, pp.60-70, 2013.

[39] RØRVIK, O.; ONSØIEN, M. I.; KLUKEN, A. O. e AKSELSEN, O. M. "*High Heat Input Welding of Offshore Structures - Procedures and Weld Properties*". Welding Journal, v. 71, n.9, pp. 331s-339s, September 1992.

[40] YONGYUTH, P.; GHOSH, P. K.; GUPTA, A. K.; PATHARDHAN, A. K.; Influence of Macro / Microstructure on the Toughness of All Weld Multipass Submerged Arc Welded C-Mn Steel Deposits. Iron and Steel Institute of Japan, v. 32, n. 6, pp. 771-778, 1992.

[41] AMANIE, J.; *Effect of Submerged Arc Welding Parameters on the Microstructure of SA516 and A709 Steel Welds*, D.Sc. Thesis, University of Saskatchewan, Saskatchewan, Canadá, 2011.

[42] PARANHOS, R. P. R.; ROSENTHAL, R.; BOTT, I. S.; Effect of Charpy-V Notch Position on Impact Toughness of All Weld Metal Welds and its Relevance With ASME Codes. Journal of Pressure Vessel Technology, American Society of Mechanical Materials, v. 128, pp. 314 - 317, August, 2006.

[43] MODENESI, P. J., Influências Metalúrgicas no Metal Fundido, Belo Horizonte, UFMG, 2010.

[44] SURIAN, E.; TROTTI, J.; CASSANELLI, A.; DE VEDIA, A.; Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal From a High-Strength SMA Electrode, Welding Research Supplement, pp. 45s-53s, March, 1994.

[45] MAROUÇO, E.S.; Jorge, J.C.F.; Diniz, J.L.C.; Souza, L.F.G e Santos Filho, O. R.; "Estudo do Aporte Térmico nas Propriedades Mecânicas de Metais de Solda de Aço C-Mn Obtidos Pelo Processo Arco Submerso"; In: Revista Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, v.10, n.2, pp. 128-137, São Paulo, 2013.

[46] LUKKARI, J.; Look at Deposition Rates in SAW Now; Revista Svetsaren, v. 56, n. 2-3, pp. 51-57, ESAB, Helsinki, Finlandia, 2001.

[47] CHANDEL, R. S.; Mathematical Modelling of Melting Rates for Submerged Arc Welding, Welding Journal, May, 1987.

[48] ESAB Technical Handbook: Submerged Arc Welding, Disponível em: <http://www.esab.de/de/de/support/upload/XA00136020-Submerged-Arc-welding-handbook.pdf>. Acesso em: 22 nov. 2013.

[49] FINNDIN, T.; Profitable Wind Tower Production Through Optimised Welding and Cutting Solutions; Revista Svetsaren, v. 65, n. 1, pp. 34-39, ESAB AB, Gothenburg, Sweden, 2010.

[50] LUKKARI, J.; Finish Structures for Stockmann Gas Field in the Barents Sea, Revista Svetsaren, v. 65, n. 1, pp. 16-20, ESAB, Helsinki, Finlandia, 2010.