CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR

Jorge Luiz Soares do Couto

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

Orientadores:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

Rio de Janeiro
Novembro / 2014

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS
DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA
OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR

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

Jorge Luiz Soares do Couto

Aprovada por:

_____
Presidente, Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (orientador)

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

_____
Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____
Prof. Leonardo Sales Araújo, D.Sc.(COPPE-UFRJ)

Rio de Janeiro
Novembro / 2014

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

C871 Couto, Jorge Luiz Soares do
Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas de metais de solda de aços de alta resistência obtidos por processo arame tubular / Jorge Luiz Soares do Couto.—2014.
xiv, 56f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2014.
Bibliografia : f. 52-56
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

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

CDD 621

DEDICATÓRIA

Aos meus pais Jorge do Couto e Nadir Soares do Couto (ambos in memorium), a minha querida esposa Reneide Virginia, e a meus filhos Rodrigo, Bruno e Juliana

AGRADECIMENTOS

À DEUS nosso PAI, eterno, imutável, imaterial, único, onipotente, soberanamente justo e bom, por nos dar a vida, e ofertar o universo como escola de aprendizado de almas em processo evolutivo.

À JESUS, nosso MESTRE, modelo e guia, enviado por DEUS à TERRA, para ensinar aos homens as coisas divinas, a ação no bem a todos, para toda a humanidade.

À minha amada esposa Reneide Virginia pelo seu amor, amizade e parceria que me tem proporcionado, em todos os instantes de nossas vidas.

Ao meu filho amado Rodrigo, pelo seu amor, atenção, preocupação, por mim, minhas atividades e tarefas.

Ao Professor Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.), mestre dedicado aos seus alunos, exemplo que dignifica a docência. Minha gratidão por tudo que recebi neste período de convivência. Exemplo de perseverança, paciência, boa fé, força de vontade e amizade.

Ao Professor Luís Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), mestre que se tornou um dos alicerces na estrutura do programa pela sua dedicação ao seu trabalho. Nossa gratidão pela convivência, amizade, ajuda em nossas dificuldades.

Aos nossos professores do Programa de Engenharia Mecânica e Materiais, pelos conhecimentos nas disciplinas que cursamos durante todo este período.

Ao CEFET/RJ pela oportunidade da realização deste curso.

À FLUKE ENGENHARIA, pelo inestimável auxílio na preparação das amostras que nos permitiram a realização deste curso.

RESUMO

INFLUÊNCIA DA MICROESTRUTURA NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE METAIS DE SOLDA DE AÇOS DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDOS POR PROCESSO ARAME TUBULAR

Jorge Luiz Soares do Couto

Orientadores:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

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

O presente trabalho tem como objetivo realizar uma análise comparativa do comportamento de três metais de solda obtidos pelo processo arame tubular de forma a avaliar o efeito da relação Ni-Mn nas propriedades mecânicas. Foram soldadas juntas multipasse, com consumíveis da classe AWS A.28 - E110C-G, preaquecimento de 200^{0}C, corrente contínua e posição plana e aporte térmico nominal de 1,2 kJ/mm. Após a soldagem, realizaram-se ensaios mecânicos e metalográficos em corpos-de-prova retirados integralmente do metal depositado, na condição de como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem realizado a 580 ºC por duas horas e resfriamento ao ar. Os resultados mostraram que as melhores propriedades mecânicas foram obtidas para uma composição contendo 1,35%Mn e 2,50%Ni. Adicionalmente, verificou-se que o tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução da tenacidade ao impacto dos metais de solda de maior resistência devido à precipitação de carbetos nos contornos de grão.

Palavras-chave:
Metal de solda; Microestrutura; Propriedades mecânicas; Tratamento Térmico

Rio de Janeiro
Novembro / 2014

ABSTRACT

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METALS OBTAINED BY FCAW PROCESS

Jorge Luiz Soares do Couto

Advisors:
Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc.
Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc.

A comparative behavior of three high strength steel weld metals obtained by FCAW process was investigated in order to evaluate the effect of chemical composition, particularly the elements Ni and Mn, on the mechanical properties. Welded joints were performed by FCAW process using a welding consumable of class AWS A5.28 – E110C-G, preheat of 200^0C, direct current, flat position and a nominal heat input of 1.2 kJ/mm. After welding, mechanical tests and metallographic examination were conducted in specimens removed integrally from the weld metal, both in as welded and heat treated conditions. The post welding heat treatment (PWHT) was performed at 580ºC for 2 hours following air cooling. The results showed that best mechanical properties were obtained for 1,35%Mn-2,50%Ni chemical composition. In addition, it was observed that the PWHT promoted a reduction on the impact toughness due to the precipitation of carbides at the grain boundaries for the weld metals with higher mechanical properties.

Keywords:
Weld metal; Microstructure; Mechanical Properties; Post weld heat treatment

Rio de Janeiro
November / 2014

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO 1

I. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 3

I.1. Consumíveis de soldagem para aços de alta resistência 3

I.2 Influência da composição química nos metais de solda de aços de alta resistência 4

I.3- Influência do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) nos metais de solda de aços de alta resistência 12

II. MATERIAIS E MÉTODOS 16

II.1. Materiais 16

II.1.1 Material de base 16

II.1.2 –Materiais de Adição 16

II.2. Procedimento de Soldagem 16

II.3. Tratamento Térmico Pós-soldagem (TTPS) 19

II.4. Análise Química 20

II.5. Ensaio Mecânicos 20

II.5.1 – Ensaio de tração 20

II.5.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V 21

II.5.3 – Ensaios de Dureza 22

II.6 – Ensaios Metalográficos 23

III. RESULTADOS 24

III.1. Análise Química 24

III.2. Ensaios Mecânicos 24

III.2.1. Ensaios de Tração 24

III.2.2 – Ensaios de Impacto Charpy 25

III.2.3. Ensaios de Dureza 26

III.3 – Ensaios Metalográficos 29

IV. DISCUSSÃO 41

IV.1. Introdução 41

IV.2. Propriedades Mecânicas e Microestrutura. 41

IV.2.1. Resistência Mecânica 41

IV.2.2. Tenacidade ao Impacto 43

IV.3. Efeito do Tratamento Térmico Pós-soldagem 47

IV.4. Avaliação Geral dos Resultados 48

CONCLUSÕES 50

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS 51

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 52

LISTA DE FIGURAS

FIGURA I.1 Influência do Ni e Mn na microestrutura do metal de solda 6
FIGURA I.2 Microestrutura encontrada em função da taxa de resfriamento 7
FIGURA I.3 Microestrutura da região colunar dos eletrodos com 2 e 0,5Mn 9
FIGURA I.4 Efeito do carbono na microestrutura da região colunar do metal de solda LC:0,03%C; MC:0,061%C; HC:0,11%C..... 10
FIGURA I.5 Relação entre a resistência mecânica e o carbono equivalente para metais de solda 11
FIGURA I.6 Relação entre os teores de Mn e Ni com a tenacidade ao impacto à -50^{0}C..... 12
FIGURA II.1 Detalhes da geometria da junta utilizada..... 16
FIGURA II.2 Dimensões dos corpos-de-prova para ensaio de tração..... 21
FIGURA II.3 Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada..... 21
FIGURA II.4 Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)..... 22
FIGURA II.5 Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cota em mm) 22
FIGURA II.6 Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm)..... 23
FIGURA III.1 Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda..... 26
FIGURA III.2 Perfil de dureza Vickers (HV5) dos metais de solda no estado de como soldado 27
FIGURA III.3 Resultados de dureza Vickers do metal de solda A 27
FIGURA III.4 Resultados de dureza Vickers do metal de solda B 28
FIGURA III.5 Resultados de dureza Vickers do metal de solda C 28
FIGURA III.6 Macrografia das juntas soldadas. Ataque: nital 10% 29
FIGURA III.7 Micrografia ótica com baixo aumento da região central do metal de solda ... 29
FIGURA III.8 Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 31
FIGURA III.9 Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2% 32
FIGURA III.10 Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica (MO).Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 33
FIGURA III.11 Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica (MO).Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2% 34
FIGURA III.12 Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia ótica (MO).Aumento: 500X. Ataque: Nital 2% 35
FIGURA III.13 Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia ótica (MO).Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2% 36
FIGURA III.14 Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2% 37
FIGURA III.15 Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2% 38
FIGURA III.16 Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV). Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2% 39
FIGURA III.17 Ocorrência de segregação interdendrítica no metal de solda B (MO). Ataque: Nital 2%..... 40
FIGURA III.18 Análise por MEV/EDS para verificação de segregação interdendrítica no metal de solda B (MEV). Ataque: Nital 2% 40
FIGURA IV.1 Variação da resistência mecânica com o carbono equivalente segundo diversos autores 42
FIGURA IV.2 Efeito da variação dos teores de Ni e Mn na tenacidade ao impacto 43
Figura IV.3 Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda para elevados teores de Ni em função do teor de Mn 44
Figura IV.4 Efeito do Mn na tenacidade ao impacto de metal de solda de alta resistência . 45

Figura IV.5 Relação entre as propriedades mecânicas após TTPS dos metais de solda estudados 49

LISTA DE TABELAS

TABELA Introdução - Requisitos para amarras e acessórios de aço conforme a IACS W22 2
TABELA I.1 Propriedades mecânicas dos metais de solda dos ensaios..... 8
TABELA I.2 Composição química dos eletrodos revestidos com 7%Ni..... 9
TABELA II.1 Composição química dos consumíveis conforme dados dos fabricantes (% em peso)..... 16
TABELA II.2 Parâmetros da soldagem do metal de solda A..... 17
TABELA II.3 Parâmetros da soldagem do metal de solda B..... 18
TABELA II.4 Parâmetros da soldagem do metal de solda C..... 19
TABELA II.5 Tempos de resfriamento entre 800 e 500^{0}C calculados para os metais de solda em função das condições experimentais utilizadas..... 19
TABELA II.6 Condições de análise dos metais de solda..... 20
TABELA III.1 Composição química dos metais de solda (% em peso)..... 24
TABELA III.2 Resultados dos ensaios de tração..... 25
TABELA III.3 Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20^{0}C, em Joules 25
TABELA III.4 Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda..... 30
TABELA IV.1 Quadro resumo dos resultados específicos dos metais de solda estudados... 46
TABELA IV.2 Propriedades mecânicas de metais de solda obtidos pelo processo arame tubular..... 47

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A - Intensidade de Corrente em Ampéres

Al - Alongamento percentual

AM - Microconstituinte austenita-martensita

ASTM - American Society for Testing and Materials

AT - Aporte Térmico em KJ/mm

AWS - American Welding Society

CS - Como Soldado

FA - Ferrita Acicular

FP - Ferrita Primária

FS - Ferrita com Segunda Fase

FSA - Ferrita com Segunda Fase Alinhada

FSNA - Ferrita com Segunda Fase Não Alinhada

HV - Dureza Vickers

IIW - International Institute of Welding

LE - Limite de Escoamento

LR - Limite de Resistência

MET - Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV - Microscopia Eletrônica de Varredura

MEV/EDS – Microscópio Eletrônico de Varredura com dispositivo detector de energia dispersiva de Raio-X

MO - Microscopia Ótica

M_S - Ponto de Início da Martensita

SMAW - Shielded Metal Arc Welding

TRC - Transformação Em Resfriamento Contínuo

TTAT - Tratamento Térmico de Alívio de Tensão

TTPS - Tratamento Térmico Pós-Soldagem

V - Tensão em Volts

INTRODUÇÃO

Com a necessidade de se projetar e construir novas estruturas, mais leves, mas com requisitos superiores de resistência, para atendimento das demandas da sociedade, como a contínua exigência de extração e produção de petróleo, dentre muitos outros projetos, no Brasil, tem-se a necessidade de produção de petróleo em alto-mar e o desafio do pré-sal. Serão novas estruturas flutuantes, novas unidades de prospecção, exploração e produção de petróleo. Todo um conjunto de equipamentos destinados a superar maiores obstáculos que os que até hoje haviam sido alcançados. Alto-mar, grandes profundidades, condições das mais adversas, locais, climáticas, vento, temperatura, etc. que necessitam ser vencidas para manter tais sistemas e unidades em produção contínua.

Um dos pontos de grande importância na manutenção e funcionamento destas unidades é a sua estabilização no mar, onde as linhas de ancoragem são elementos fundamentais. PAIVA [1] cita que as plataformas de petróleo para operação offshore são unidades flutuantes cujo sistema de amarração, as linhas de ancoragem, são formadas por longos trechos de amarras de aço, cabos de aço e outros acessórios.

Conforme já relatado em diversos trabalhos técnicos [2-8], as amarras de aço fazem parte das linhas de ancoragem, ou seja, sistemas de grande importância no funcionamento e segurança operacional das unidades flutuantes de produção de petróleo. Também, nestes trabalhos [2-8], é relatada a importância de se recuperar elos de amarras e acessórios, quando identificada uma necessidade de reparo, seja durante a operação, nas inspeções periódicas, ou mesmo durante os processos de fabricação e montagem das próprias amarras.

A simples substituição, de um componente de um sistema de ancoragem, pode se transformar em um problema complexo de engenharia e logística, gerando custos e perdas, de grande monta.

Dentro desta perspectiva, uma série de estudos referentes à manutenção e reparo destes componentes, vem sendo desenvolvidos [5,7,9-21], envolvendo mais especificamente a adequação de consumíveis de soldagem que possam ser utilizados na soldagem dos aços de alta resistência e baixa liga utilizados nesta área de aplicação, mantendo-se a confiabilidade e a segurança das amarras de ancoragem.

Como qualquer item de aplicação naval, os componentes de ancoragem estão especificados em normas que estabelecem os requisitos, valores de propriedades mecânicas e testes, a que tais componentes devam atender, e ser submetidos, para serem aceitos por Sociedades Classificadoras, nas aplicações navais a que se destinam.

A IACS – INTERNATIONAL ASSOCIATION OF CLASSIFICATIONS SOCIETIES é uma Instituição que congrega as Sociedades Classificadoras Navais e padronizou os requisitos para as atividades offshore, sendo que no caso específico dos componentes para sistemas de

ancoragem, a norma IACS W22 [22] é a especificação que define os requisitos de propriedades mecânicas dos aços destinados à esta aplicação, tal como mostrado na Tabela 1.

Tabela.Introdução - Requisitos para amarras e acessórios de aço conforme a IACS W22 [22].

Grau do Aço	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução de Área (%)	Ensaio de Impacto Charpy V (J)		
					Temperatura de ensaio (^{0}C)	Metal base	Metal de solda
R3	410	690	17	50	0 -20	60 40	50 30
R3S	490	770	15	50	0 -20	65 45	53 33
R4	580	860	12	50	-20	50	36
R4S	700	960	12	50	-20	56	40
R5	760	1000	12	50	-20	58	42

O objetivo da presente dissertação é realizar uma análise comparativa das propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda obtidos por três arames tubulares do tipo “metal cored” de classificação AWS E 110C-G da norma AWS A 5.28 [23], que permitiram variações dos elementos Mn e Ni. Adicionalmente, buscou-se verificar também a influência do tratamento térmico pós-soldagem nestas mesmas propriedades, já que este tratamento é mandatório quando se realizam soldagens de reparo em componentes de ancoragem [2].

Para se alcançar tais objetivos o trabalho foi estruturado da seguinte forma:

Capítulo I: revisão bibliográfica, onde são apresentados os fundamentos da influência da composição química e do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e na microestrutura dos metais de solda dos aços de alta resistência;

Capítulo II: apresentação do método de trabalho realizado, dos procedimentos e ensaios, dos padrões utilizados, bem como as especificações pertinentes, e onde se buscou validar os resultados obtidos;

Capítulo III: Apresentação dos resultados obtidos nos testes e ensaios, referentes às amostras produzidas na pesquisa;

Capítulo IV: Apresentação da análise e discussão dos resultados obtidos nos testes e ensaios, frente à literatura técnica pertinente, bem como comparação com resultados anteriores de estudos e pesquisas compatíveis;

Conclusões: Apresentação das conclusões do estudo bem como de sugestões para próximos trabalhos dentro da mesma linha de pesquisas.

CAPÍTULO I

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1.Consumíveis de soldagem para aços de alta resistência

No Brasil, ainda há uma baixa demanda de projetos com uso de aços de alta resistência, e consequentemente, dos consumíveis de soldagem. Com isto, tanto fabricantes tem dificuldade em produzir; quanto os usuários têm dificuldades em encomendar estes consumíveis de soldagem que atendam requisitos de aços de alta resistência, específicos para os projetos. Os fabricantes então produzem os consumíveis sem qualquer outro requisito, a não ser a resistência mecânica à tração do metal de solda, que permite a classificação do material na condição de como soldado. Utilizam a designação “G” das especificações de classificação, condição prevista para consumíveis sob encomenda com requisitos acordados entre fabricante e comprador, mas sem qualquer requisito complementar de fornecimento, ou seja, um consumível de atendimento genérico, a ser avaliado frente a requisitos específicos de projetos.

É importante ressaltar que as normas de qualificação, classificação e certificação de consumíveis de soldagem de aços de baixa liga e alta resistência, tais como: AWS A 5.5 [24] para eletrodos revestidos; AWS A 5.28 [23], de eletrodos sólidos, tubular composto e núcleo metálico (metal cored) sob proteção gasosa; AWS 5.29 [25] de eletrodos tubulares e núcleo de fluxo, com ou sem proteção gasosa (flux cored electrode); e MIL-E-22200/1F [26], não definem os critérios de aprovação de consumíveis para aços de alta resistência para a classe “G”, como citado acima, exceto para resistência mecânica, deixando que seus demais requisitos sejam desenvolvidos, acordados entre fabricante e comprador, quando há interesse comercial para isto. JORGE et al. [14] ressaltam que existe ainda um outro complicador, visto que mesmo as propriedades quando especificadas são relativas ao metal de solda no estado de como soldado, não havendo menção à manutenção de propriedades quando se faz necessária a realização de tratamento térmico de alívio de tensões.

Portanto, assinala JORGE et al. [14], para atender os requisitos de projetos específicos de soldagem dos aços de alta resistência, utiliza-se o procedimento alternativo de qualificação de lotes de consumíveis, obtidos comercialmente, da classe “G”, a serem avaliados frente as propriedades do próprio metal base, na condição de tratado termicamente.

Segundo ZHANG et al. [27], a transformação de fase dos metais de solda de aços de alta resistência e baixa liga é bastante complicada, sendo observado que no estágio atual de desenvolvimento, os teores de impurezas e as propriedades mecânicas do metal de solda ainda mostram uma grande dispersão em relação ao metal base a ser soldado. Embora estes autores afirmem que a ferrita acicular deva ser o constituinte mais desejado no metal de solda, devido à sua característica de propiciar uma elevada tenacidade com alta resistência mecânica devido ao pequeno tamanho de grão e contornos de alto ângulo, BHADESHIA [28] afirma que para

obtenção de valores elevados de resistência mecânica no metal de solda, faz-se necessária uma microestrutura constituída de bainita e martensita.

Daí a necessidade de estudos e pesquisas para análise e o desenvolvimento de materiais de adição e procedimentos, que assegurem o atendimento dos requisitos dos metais de base, aços de alta resistência, na condição de tratado termicamente, de projetos específicos.

I.2- Influência da composição química nos metais de solda de aços de alta resistência

Conforme MODENESI [29], a influência da composição química e da velocidade de resfriamento, na formação dos diferentes constituintes de uma junta soldada, é bastante complexa.

Em geral, a presença de um elemento de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a ocorrência desta transformação a uma temperatura mais baixa, ou mesmo suprimindo-a, para uma velocidade de resfriamento suficientemente elevada.

Conforme citado por FARAGASSO et al. [30] as propriedades mecânicas dos aços de alta resistência são obtidas através da composição química bem balanceada em combinação com um tratamento bem controlado. Neste aspecto três elementos são fundamentais na obtenção de metais de solda de alta resistência: o carbono, o manganês e o níquel.

Ainda FARAGASSO et al.[30] citam que, existe um consenso na literatura de que a utilização de metais de solda com baixo teor de carbono associados a um balanço entre os elementos Ni e Mn permite obter elevados valores de tenacidade ao impacto associados a altas resistências.

Diversos pesquisadores [14,15,18,20,21,28,31-40], na mesma linha de raciocínio, também chegaram a conclusões importantes sobre a importância do balanço entre os elementos Ni e Mn para obtenção de boas propriedades mecânica no metal de solda.

De forma geral pode-se relacionar o efeito dos principais elementos de liga de influência nas microestruturas da zona fundida dos metais de solda [41]:

- Carbono – é possivelmente o mais importante elemento em termos de sua influência na microestrutura da solda dos aços. Teores elevados de carbono não são usados para se evitar a formação de martensita maclada. Em geral seu teor fica entre 0,05 e 0,15%. Nesta faixa o carbono controla a quantidade de carbonetos formados, mas também favorece a formação da ferrita acicular em lugar da ferrita de contorno de grão.
- Manganês – promove um refinamento da microestrutura. Um aumento do seu teor até 1,5% favorece a formação de ferrita acicular em lugar da ferrita primária de contorno de grão e de placas laterais de ferrita.
- Níquel – influencia a microestrutura de forma similar, mas menos intensa do que o Mn, favorecendo o refinamento da microestrutura e a formação de ferrita acicular. Em termos de propriedades mecânicas, o Ni tem um importante efeito benéfico na tenacidade da solda.

- Silício – é o principal desoxidante do metal de solda, sendo, neste aspecto, cerca de quatro vezes mais efetivo que o Mn. Não é muito efetivo na formação de ferrita acicular, favorecendo mais microestruturas de placas laterais.
- Molibdênio e Cromo – estabilizam a ferrita e aumentam a temperabilidade fortemente. Tendem a reduzir a ferrita de contorno de grão, favorecendo a formação de ferrita acicular e principalmente de bainita superior.

Em geral a presença de elementos de liga diminui a velocidade de decomposição da austenita, favorecendo a sua transformação a temperaturas mais baixas para velocidades de resfriamento elevadas. Isto se deve a maior temperabilidade devido à presença destes elementos de liga. No diagrama de transformação em resfriamento contínuo, HARRISON et al. [33], demonstraram que elementos como Mn e o Ni deslocam as curvas de início de transformação para direita e para baixo, favorecendo a decomposição da austenita em microconstituintes de temperaturas mais baixas.

Segundo SVENSSON et al. [42], os metais de solda (MS) podem ser divididos em três grandes grupos, quando se deseja relacionar a microestrutura com a resistência mecânica:

a) MS com limite de escoamento de até 550 MPa: Nestes a microestrutura será composta por ferrita primária, ferrita com segunda fase e ferrita acicular;

b) MS com limites de escoamento até 690 MPa: Nestes a microestrutura será composta por uma mistura de ferrita acicular, martensita e bainita, com proporções dependentes da composição química e;

c) MS com limites de escoamento acima de 690 MPa: Nestes a microestrutura será composta exclusivamente de martensita e bainita.

Como já citado, dentre as inúmeras composições químicas pesquisadas, Ni e Mn são os elementos químicos de maior influência nas propriedades mecânicas e da tenacidade ao impacto; e serviram de foco nos estudos para os metais de solda. Os teores destes elementos são muito importantes na solidificação dos metais de solda de aços de alta resistência. Entretanto é necessário aprofundar as análises sobre a influência da microestrutura nos valores de resistência mecânica; bem como do balanço da composição química, no resultado da microestrutura obtida. Conforme GOMES, [43] estes elementos de liga, na composição química dos aços, retardam a transformação da austenita a temperaturas subcríticas, favorecendo ao surgimento de fases mais resistentes a baixas temperaturas de transformação como a bainita e a martensita, ao mesmo tempo em que inibem o surgimento de microestruturas menos resistentes como as ferrítico-perlíticas. O Mn diminui a temperatura de transformação de austenita para ferrita, endurece a solução sólida e produz o refinamento do grão. Da mesma forma o Ni reduz a ferrita primária de contorno de grão, aumentando consideravelmente a quantidade de ferrita com segunda fase e ferrita acicular [43].

Em outra pesquisa LORD et al. [38] afirmam que para a faixa de velocidades de resfriamento normais de soldagem, não se tem temperabilidade suficiente para formação somente de martensita , sendo a microestrutura do metal de solda de alta resistência uma mistura de martensita e bainita.

SVENSSON [44], ao desenvolver estudos com relação aos efeitos do Mn e Ni no comportamento dos microconstituintes e unindo-os aos de estudos de ZHANG et al. [31], desenvolveu um diagrama microestrutural que permite determinar a microestrutura esperada para uma determinada combinação de Mn e Ni, conforme mostrado na Figura I.1.

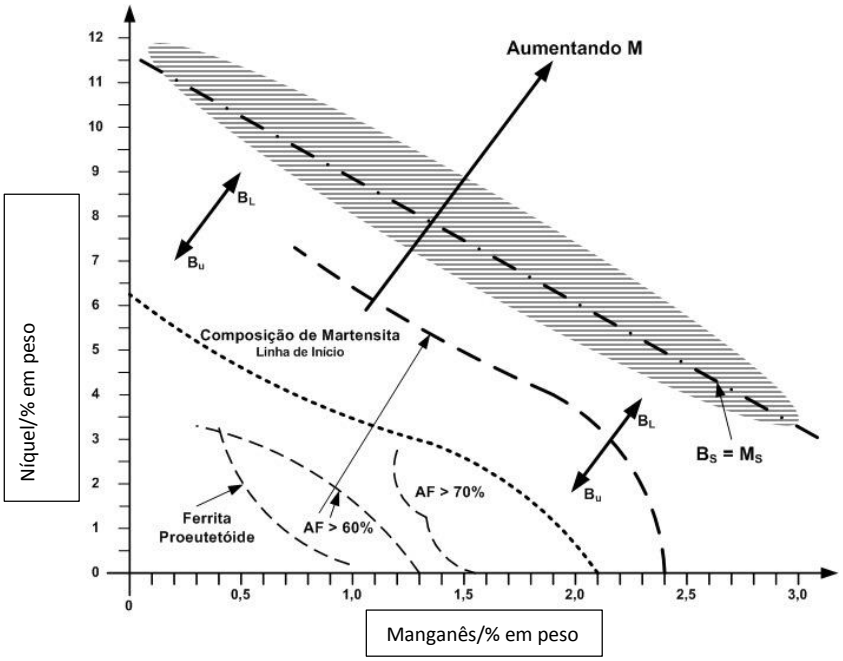


Figura I.1 – Influência do Ni e Mn na microestrutura do metal de solda [31].

KEEHAN et al. [40] pesquisando a influência da velocidade de resfriamento na microestrutura dos MS de aços de alta resistência, a partir de uma composição nominal C=0,05;Si=0,3;Mn=2,0;Ni=3,0;Cr=0,5;Mo=0,6, em que foram caracterizadas por microscopia eletrônica as microestruturas transformadas para taxas de velocidades de resfriamento e apresentadas em diagrama de transformação em resfriamento contínuo, concluiu que a microestrutura do último passe trocou de bainita inferior e martensita intercaladas com bainita coalescida, com uma mistura de bainitas finas superior e inferior, para bainita superior com velocidades de resfriamento menores (Figura I.2). As propriedades mecânicas seguiram as microestruturas observadas. Os resultados sugeriram que a melhor resistência e tenacidade para taxas entre 800 e 500 ºC foram obtidas para velocidades de resfriamento entre 3 e 13 segundos. Nesta faixa de velocidades uma fina microestrutura se formou com variadas proporções de martensita, bainita inferior, bainita coalescida e bainita fina superior.

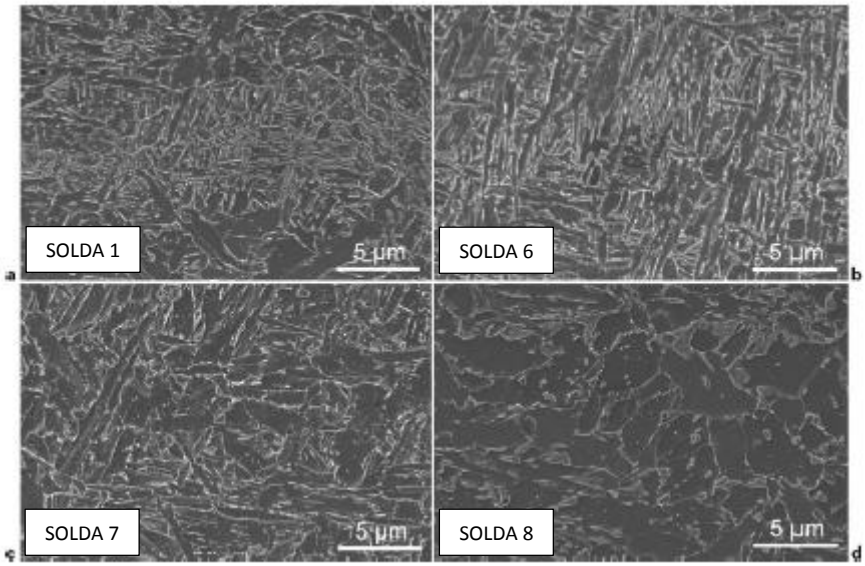


Figura I.2 – Microestrutura encontrada em função da taxa de resfriamento [40].

Avaliando a influência das taxas de resfriamento sobre metais de solda, KARLSSON et al. [39] comentam que as microestruturas de metais de solda de alta resistência contendo de 2 a 3% Ni, são constituídas de ferrita acicular, martensita e bainita, e dependendo do percentual de cada um destes constituintes haverá mudança nas propriedades mecânicas do metal de solda. Logo, nesta faixa de composição química, não é surpreendente que a velocidade de resfriamento tenha uma forte influência nas propriedades mecânicas.

SVOBODA et al.[45], estudando o efeito da composição química, do aporte de calor, e do gás de proteção sobre as propriedades mecânicas e a microestrutura do metal de solda de alta resistência depositado com arames tubulares, dos tipos metal-cored e flux-cored, pelo processo de soldagem semi-automática sob proteção gasosa, concluiu que os arames metal cored são influenciados pelo tipo de gás de proteção empregado. A mistura Argônio+CO_2 modifica a composição química, aumenta o conteúdo de Mn, Si, e C, devido ao menor potencial de oxidação em relação ao CO_2 puro; e isto influi no arranjo microestrutural. Com a mistura gasosa Ar+CO_2, se obteve melhores propriedades de tração e impacto. Por sua vez o aporte de calor define a velocidade de resfriamento do material afetando também a decomposição da austenita. A diminuição do aporte de calor produziu o aumento da resistência à tração e da tensão de escoamento, devido ao aumento da velocidade de resfriamento na decomposição da austenita.

Também se concluiu que para os arames tubulares flux cored, o nível de oxigênio nestes depósitos foi consideravelmente menor, e os de nitrogênio maior, que nos arames metal cored. Esta diminuição do oxigênio dissolvido produziu a diminuição do tamanho de grão primário medidos para os depósitos realizados com os arames flux-cored.

Observou–se uma boa correlação entre a dureza e a resistência mecânica, dando a possibilidade de correlacioná-las, do mesmo modo que para os aços trabalhados.

Os valores de tenacidade foram plenamente atendidos, entretanto as propriedades de tração foram difíceis de obtenção (Tabela I.1), sendo que em alguns casos a composição química deva ser excedida para que se possa alcançar o mínimo especificado.

Tabela I.1 - Propriedades mecânicas dos metais de solda dos ensaios [45].

Eletrodo	Aporte de Calor (kJ/mm)	LR (MPa)	LE (MPa)	A (%)	Energia abs. -51 °C (J)	Dureza (HV 1000g)
M1C2	2,0	661	492	28	74	221
M1C3	1,5	625	502	20	47	219
M1A2	2,2	699	503	20	83	239
M1A3	1,2	699	587	21	59	248
E91T5-K2 req.	NE	620-760	540 mín.	17 mín.	27 mín.	NE
E101T5-K3 req.	NE	690-830	610 mín.	16 mín.	27 mín.	NE
M2C2	1,9	812	594	19	61	274
M2C3	1,1	801	695	19	44	283
M2A2	1,9	866	619	17	54	284
M2A3	1,2	815	739	18	64	293
E111T5-K3 req.	NE	760-900	680 mín.	15 mín.	27 mín	NE
F1C3	1,3	903	879	19	59	309
F2C2	2,0	856	813	20	39	298
F2C3	1,0	891	854	18	31	341
E120T5-K4	NE	830-970	745 min.	14 mín.	27 mín.	NE

LR- Resistência à tração; LE – Resistência ao escoamento; A – Alongamento (%); NE – Não especificado. Adaptado de [45]

MUKHOPADHYAY et al. [46], também estudando o efeito da influência do gás de proteção nos processos de soldagem ao arco sob proteção gasosa dos aços de alta resistência, assevera que a composição do arame de soldagem e o gás de proteção na soldagem ao arco sob proteção gasosa determinam as inclusões características, a microestrutura e as propriedades mecânicas. Assim, propriedades do metal de solda usando processo de soldagem a arco sob proteção gasosa para aços de alta resistência, podem ser obtidas por uma combinação apropriada de arame de solda e a composição do gás de proteção. Conclui que os constituintes ferrita acicular, ferrita primária e ferrita com segunda fase nos metais de solda dos aços de alta resistência são influenciados pelo oxigênio e dióxido de carbono do gás de proteção. Nos arames tubulares flux cored, resistência e escoamento decrescem com o aumento do oxigênio (até 4%), alterando também o alongamento.

Em estudo recente mostrando os avanços obtidos na soldagem por arco elétrico de aços de alta resistência SURIAN [47], relata o resultado das pesquisas conduzidas por KEEHAN [35,36] de cinco eletrodos revestidos manuais em que se buscou variar a composição de Mn, entre 2% e 0,5%, e carbono, entre 0,03% e 0,11%; mantendo o teor de Ni em torno de 7%, conforme tabela I.2.

Os resultados mostraram que a diminuição do Mn conduziu a um aumento da tenacidade e uma queda na resistência à tração; o aumento do carbono conduziu a um aumento da resistência à tração, sem perda da tenacidade, que se manteve em bons valores, (63 J) para

uma temperatura de ensaio de -100ºC. Como resultado microestrutural foram observadas importantes diferenças em relação ao metal de solda convencional de alta resistência CrNiMo. Na região colunar do último passe se identificou um novo componente de grande tamanho, não registrado anteriormente, nomeado como bainita coalescida, já que parece formar-se pela coalescência de placas de bainita saturadas de carbono, quando as temperaturas de transformação da martensita (Ms) e da bainita (Bs) estão próximas. Foram observados mediante estudos de difração nos quais precipitados de cementita se formaram dentro dos grãos da bainita coalescida, conforme a figura I.3.

Tabela I.2 – Composição química dos eletrodos revestidos com 7%Ni [47].

Metal de solda	7-2L250	7-0,5L250	7-0,5L200	7-0,5M200	7-0,5H200
AT(kJ/mm)	1,2	1,0	1,3	1,4	1,3
Interpasse(^{0}C)	250	250	200	200	200
$\Delta t_{8/5}$(s)	12	10	10	11	10
C	0,032	0,024	0,030	0,061	0,110
Mn	2,02	0,64	0,61	0,56	0,53
Ni	7,23	6,60	6,11	6,84	7,04
Cr	0,47	0,21	0,16	0,15	0,14
Si	0,25	0,35	0,40	0,34	0,38
Mo	0,63	0,40	0,38	0,35	0,40

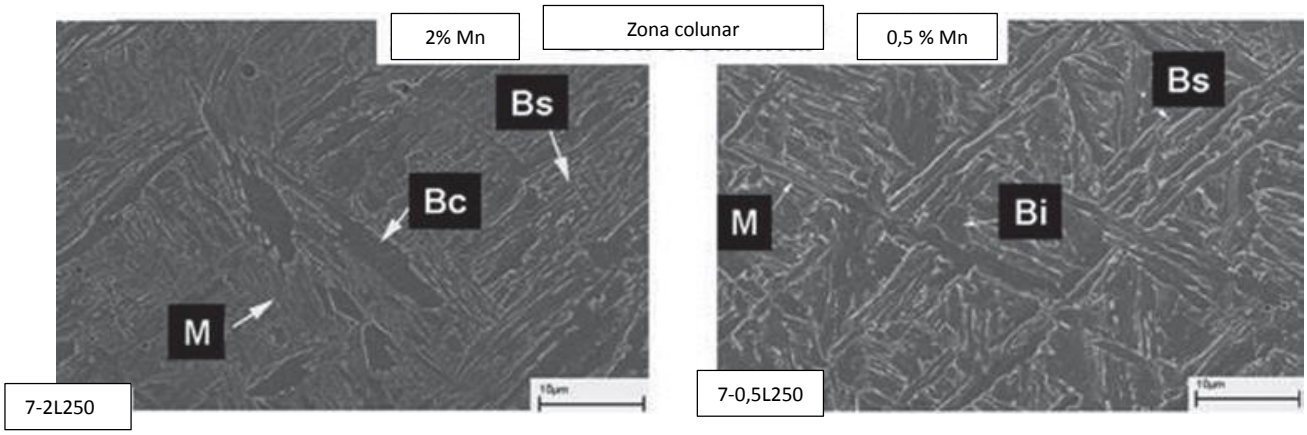


Figura I.3 - Microestrutura da região colunar dos eletrodos com 2 e 0,5Mn [47]. M-Martensita; BC- Banita coalescida; Bs – Bainita superior; Bi – Bainita inferior.

A bainita coalescida foi encontrada junto com a bainita superior no centro das regiões dendríticas, enquanto as ripas de martensita apareceram nas regiões interdendríticas. Ao se compararem as microestruturas dos metais de solda com Mn 2%, e Mn 0,5%, se observa que a diminuição do percentual de Mn ocasionou o quase desaparecimento da bainita coalescida e a microestrutura passou a formar-se de bainitas superior e inferior e um pequeno percentual de martensita, nas zonas interdendríticas (Figura I.4).

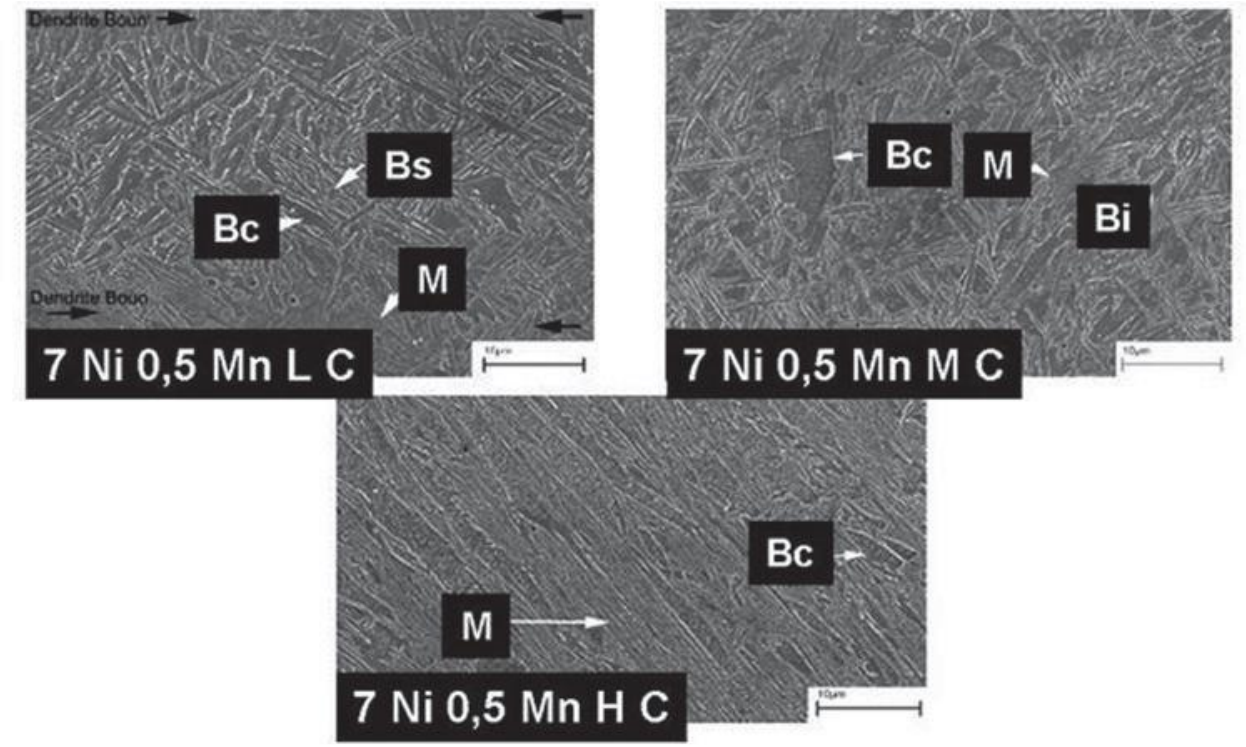


Figura I.4 – Efeito do carbono na microestrutura da região colunar do metal de solda LC:0,03%C; MC:0,061%C; HC:0,11%C; (% em peso).[47].
M-Martensita; BC- Banita coalescida; Bs – Bainita superior; Bi – Bainita inferior.

Na figura I.4 se pode observar o efeito do carbono, para os percentuais de 0,03% e 0,061% C. A microestrutura estava formada em maior parte por bainitas no centro das dendritas, com mistura de bainita e martensita nas zonas interdendríticas. No posterior aumento do carbono para 0,11% gerou mais martensita, encontrada também em áreas intradendríticas. Observou se bainita coalescida, mas em menor tamanho que no MS de 2% de Mn.

SURIAN [47] relata ainda que as zonas reaquecidas pelos passes de solda apresentaram microestruturas muito complexas devido à influência das histórias térmicas dos sucessivos e distintos passes de soldagem. Como observação geral, ela nos revela a presença de uma mistura de bainita revenida e martensita revenida, cujas proporções dependem da composição química.

SURIAN [47] conclui que, as propriedades requeridas de uma junta soldada dependem do consumível e dos procedimentos de soldagem adotados. Com o desenvolvimento e a necessidade de se utilizar aços de maiores propriedades mecânicas, resistência e tenacidade, em aplicações estruturais, os novos aços são cada vez mais sofisticados. Por outro lado os consumíveis também se desenvolvem para este atendimento. O desenvolvimento dos consumíveis de soldagem deve ser feito através do trabalho conjunto entre fabricantes de aços, fabricantes de consumíveis de soldagem e usuários destes consumíveis.

Segundo RAMIREZ [48], SURIAN et al. [49] e TALAS [50], uma forma de se ter uma estimativa da resistência mecânica do metal de solda de alta resistência é através do controle

do carbono equivalente deste metal de solda. De fato vários trabalhos técnicos, em concordância com esta afirmação, têm mostrado haver uma boa relação entre estes parâmetros [14,15,20,43,51], conforme mostrado na Figura I.5 [14]. No entanto, JORGE et al. [14] comentam que esta afirmação deve ser vista apenas do ponto de vista qualitativo quando se opera com metais de solda de alta resistência, pois existem outros fatores que podem interferir sobremaneira nestes resultados, tais como efeitos microestruturais provenientes de diferentes taxas de resfriamento, já que nesta faixa de composição é normal a coexistência de martensita e bainita [38], sendo que diferentes proporções destes constituintes irão contribuir para diferenças na resistência mecânica [39].

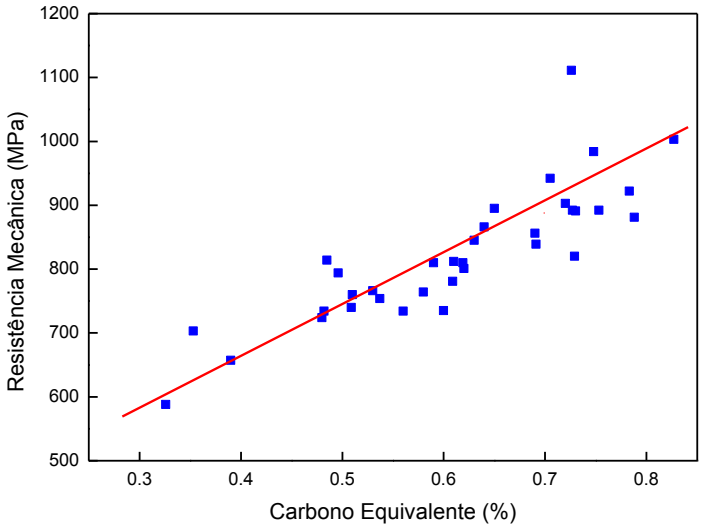


Figura I.5 - Relação entre a resistência mecânica e o carbono equivalente para metais de solda [14].

Vários pesquisadores tem estudado o efeito conjunto do Mn e Ni nas propriedades mecânicas de metais de solda [5,7,9,11,12,14,15,17-21,28,30,31,33-40,51]

HARRISON e FARRAR [33] creditam a melhora na tenacidade ao Ni, por baixar a temperatura de transformação para quase todas as taxas de resfriamento, causando uma redução ainda maior da temperatura de início da formação da ferrita primária, para uma mesma taxa de resfriamento. Em solução sólida o Ni tem o efeito adicional de melhorar a tenacidade a baixas temperaturas.

ZHANG e FARRAR [31] indicam que os melhores níveis de tenacidade são obtidos com percentuais de Mn entre 0,6 e 1,4 % combinados com Ni entre 1,0 e 3,7 %, e que acima destes percentuais há formação de martensita e outras formas microestruturais que são prejudiciais a tenacidade do metal de solda.

De uma maneira geral, existe um consenso sobre a dependência dos teores dos elementos Ni e Mn para obtenção de boas propriedades mecânicas, particularmente, a

tenacidade ao impacto. Neste aspecto, ZHANG E FARRAR [31] apresentam um gráfico evidenciando o balanço ótimo para estes elementos, conforme mostrado na Figura I.6.

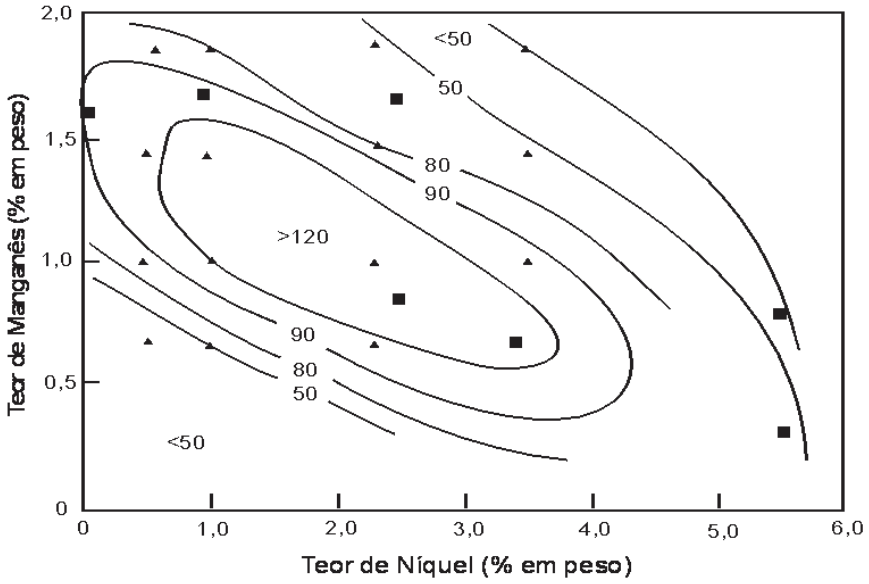


Figura I.6 – Relação entre os teores de Mn e Ni com a tenacidade ao impacto (J) à -50^{0}C [31].

I.3 - Influência do tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) nos metais de solda de aços de alta resistência.

O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), tem enorme importância em diversos projetos de estruturas e equipamentos mecânicos, como requisito mandatório, como cita JORGE et al. [2], para o caso da soldagem de reparo de acessórios de ancoragem, devido à necessidade de alívio de tensões residuais destes componentes que operam em condições severas de carregamento.

De forma geral, deveria ser esperado que o TTPS propiciasse uma redução nas propriedades de tração e uma melhoria nas propriedades de impacto, contribuindo para a tenacidade, à medida que se tem um maior revenimento da martensita e um alívio de tensões em metais de solda de alta resistência [5,21].

No entanto, podem ser verificados casos nos quais a realização deste tratamento provoque uma redução da tenacidade ao impacto, atribuída à diversos fenômenos tais como: fragilização ao revenido pela segregação de impurezas; a precipitação de carbonetos e a presença e decomposição parcial de constituintes austenita-martensita (A-M), dependendo de sua morfologia e distribuição, em função da composição química [52].

Segundo TRINDADE et. al. [34], embora o níquel seja normalmente benéfico para a tenacidade do metal de solda dos aços C-Mn de baixa liga, verifica-se que há uma diminuição do patamar superior de energia após o TTPS, para ligas com teores mais elevados de níquel,

entre 1,83% e 3,11%, o que pode ser associado à ocorrência de uma precipitação mais grosseira e evolução dos carbonetos.

Vários estudos referentes aos metais de solda e procedimentos de soldagem de componentes de amarras de ancoragem já realizados também focaram esta questão do efeito do TTPS nas propriedades mecânicas. Dentre estes, se pode citar os trabalhos de VOGAS et al., [10,13,16] que estudaram o efeito do preaquecimento e do tratamento térmico pós-soldagem, nas propriedades mecânicas dos metais de solda de aço de alta resistência, obtidos pelo processo de soldagem com arame tubular do tipo flux cored da classe AWS E 110T5-G, com proteção gasosa. Foram avaliados preaquecimentos de 200 e 250 ºC, aporte térmico médio de 1,58kJ/mm, e tratamentos térmicos pós-soldagem a 580 ºC por 1, 2 e 3 horas de patamar, seguidas de resfriamento ao ar. Estes autores obtiveram metais de solda, com boas propriedades mecânicas para todas as condições de análise, sendo os melhores resultados verificados com preaquecimento de 200 ^{0}C e o tratamento térmico pós-soldagem, com 2 horas de patamar. Adicionalmente identificaram uma queda na tenacidade, após os tratamentos térmicos pós-soldagem, o que foi atribuído à precipitação de carbetos nos contornos dos grãos. Também foram identificadas as microestruturas: presença de bainita (FS e FSNA) e martensita (M), com pequena ocorrência de ferrita acicular (FA).

FARNEZE et al. [7] realizaram estudo comparativo de metais de solda obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em componentes de amarras de equipamentos de unidades offshore. Foram avaliados, neste estudo a produtividade, as propriedades mecânicas: resistência, tenacidade ao impacto, e dureza e a correspondente microestrutura. Ainda foi avaliado o comportamento dos metais de solda das juntas soldadas para as mesmas propriedades após o tratamento térmico de alívio de tensões a 580 ºC por 2 horas. Para o estudo comparativo foram utilizados eletrodos revestidos AWS E 11018M com 4,0 mm de diâmetro, e arame tubular AWS E 110C-G, do tipo núcleo metálico (metal cored), com 1,2 mm de diâmetro. O aporte térmico médio adotado foi de 1,10kJ/mm. A junta foi preaquecida a 200^{0}C com soldagem multipasses e temperatura entre passes de 300^{0}C. Tanto a temperatura e o tempo de alívio de tensões, como as temperaturas de preaquecimento e interpasses, estão conforme os procedimentos indicados para um aço de alta resistência IACS W22 grau R3.

Como resultados, foram obtidos valores de resistência mecânica satisfatórios, exceto para o alongamento percentual e a estricção para o arame tubular na condição de como soldado. A tenacidade ao impacto foi satisfatória em ambos os metais de solda, para as condições de como soldado, e após tratamento térmico. Observou-se que, para o arame tubular, a tenacidade ao impacto foi inferior a do eletrodo revestido em ambas as condições, e bem próxima do valor do critério de aceitação aplicado de 50 joules a 0ºC [22] na condição de tratado termicamente, avaliando que tal ocorrência possa ser justificada pelo maior percentual de região colunar que a do eletrodo revestido. Os autores sugeriram que, para melhorar as propriedades mecânicas,

como a tenacidade ao impacto do arame tubular, seja aumentado o número de passes, de modo a reduzir o percentual de região colunar e equiparar ao percentual do processo por eletrodo revestido. No estudo de FARNEZE et. al. [7] foi encontrada uma microestrutura com elevados percentuais de martensita, ferrita com segunda fase alinhada e ferrita acicular na região colunar para soldas com eletrodo revestido e para soldas com arames tubulares. Os autores também associam uma tenacidade maior em soldas com eletrodos revestidos do que com arames tubulares à ocorrência maior de percentuais de ferrita acicular, que estariam também associados aos diferentes teores de Mn e Ni. Neste estudo [7], é observado um baixo efeito do TTPS na tenacidade dos metais de solda. Isto é associado aos teores de Mn e Ni,que, em presença de teores de Mo provocam estabilidade microestrutural, inibindo efeitos do reaquecimento.

PINHEIRO et al. [12,17] estudaram o efeito do preaquecimento e do tratamento térmico pós-soldagem nos metais de solda de alta resistência obtidos por arame tubular do tipo metal cored da classe AWS A 5.28 – E 110C-G, visando a aplicação em amarras de aço grau R3 da norma IACS W22. Nestes estudos [12,17] foram produzidas juntas multipasses, com arame diâmetro de 1,2 mm, preaquecimentos de 200ºC e 250ºC, corrente contínua, posição plana e aporte térmico médio de 1,24kJ/mm. Os tratamentos térmicos pós-soldagem foram realizados a temperatura de 580 ºC por 1, 2 e 3 horas seguido de resfriamento ao ar. Os resultados mostraram que todos os metais de solda obtidos em todas as condições de análise, apresentaram propriedades superiores aos requisitos exigidos para o grau R3 [22]. PINHEIRO et al, [12,17] ressaltam que a resistência mecânica é fortemente influenciada pelo C, Mn e o Si; enquanto a tenacidade ao impacto é influenciada pelo Ni. Entretanto revelam que se deve buscar um equilíbrio na relação Mn e Ni, para que todas as propriedades mecânicas desejadas sejam alcançadas. Após os tratamentos térmicos pós-soldagem foi constatada uma queda na tenacidade, provavelmente associada à precipitação de carbetos nos contornos dos grãos da austenita prévia.

JORGE et al.[12], estudaram o efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades microestruturais de metais de solda de aços de extra alta resistência mecânicas obtidos por eletrodo revestido com 4,0 mm de diâmetro, composição básica: 0,07% C, 1,96% Mn e 2,66% Ni, preaquecimento de 200 e 250ºC, aporte térmico médio de 1,8 kJ/mm, com a técnica multipasses, destinados a aplicação em amarras de ancoragem da norma IACS W22 Grau R4 [22]. Os resultados mostraram que a composição química obtida foi adequada para obtenção dos valores de resistência e tenacidade desejados para o grau R4. Como resultado da análise, o estudo recomendou o preaquecimento de 200^0C e o TTPS à 600^0C por 2 horas, que se mostraram bastante adequados para esta aplicação, com resultados de propriedades mecânicas superiores ao requerido para o Grau R4. Mostrou ainda que, a microestrutura predominante à frente do entalhe Charpy, era formada de bainita e martensita revenida de baixo carbono, o que

justifica a boa tenacidade ao impacto obtida, mesmo com os altos valores de resistência mecânica.

GOMES et al. [11] estudaram as propriedades mecânicas e microestruturais de dois eletrodos revestidos com variações de Mn e Ni em suas composições químicas: consumível “B” com C- 0,07%; Mn-1,5 %; Ni-2,12% e consumível “W” com C-0,08%; Mn-2,7%; Ni-2,17%, com pré-aquecimento de 250^0C, aporte térmico médio de 1,4 kJ/mm para o consumível B e 1,34kJ/mm para o consumível W, tratamento térmico pós-soldagem de 600^0C por 1, 2, e 3 h de patamar, resfriadas ao ar, para aplicação em aços de extra alta resistência de componentes de amarras de ancoragem de Grau R4 da norma IACS W22. Os resultados de tenacidade mostraram-se favoráveis em todas as condições de análise. Para as demais propriedades mecânicas, entretanto, apenas um dos metais de solda (B) atendeu por completo ao Grau R4, com o pré-aquecimento de 250 ºC e o tratamento térmico pós-soldagem de 600 ºC com 1h de patamar e resfriamento ao ar. A microestrutura obtida foi predominantemente de martensita revenida, só bem definida pelo uso do microscópio eletrônico de varredura (MEV). Além disto, os estudos ratificaram que a composição química é essencial para obtenção de uma microestrutura adequada que atenda aos requisitos de propriedades elevadas. Existe uma forte correlação entre a composição química e a microestrutura a ser obtida, principalmente com relação ao Mn e o Ni. Neste aspecto, quando se compara o estudo de GOMES et al. [11], ao de JORGE et al.[12], verifica-se que este último apresenta composição química mais favorável ao atendimento dos requisitos do Grau R4 da norma IACS W22 [22].

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 – Materiais

II.1.1 – Material de Base

Utilizou-se como material de base chapas de aço de classificação ASTM A-36 nas dimensões de 750 mm X 300 mm X 19 mm.

II.1.2 – Materiais de Adição

Como material de adição foi utilizado o arame tubular do tipo AWS E 110C-G com 1,2 mm de diâmetro. A Tabela II.1 apresenta a composição química das corridas utilizadas para obtenção dos metais de solda, conforme informado pelo fabricante.

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

CONSUMÍVEL	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni
CORRIDA A	0,031	0,51	0,018	0,019	1,26	0,58	2,23
CORRIDA B	0,029	0,65	0,018	0,010	1,73	0,64	2,55
CORRIDA C	0,012	0,31	0,018	0,009	1,32	0,57	1,98

II.2 – Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas a partir das chapas conforme item II.1.1. A Figura II.1 apresenta as dimensões e detalhes da geometria da junta utilizada, que visa eliminar o efeito da diluição no estudo das propriedades do metal de solda.

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 200°C e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, utilizando-se uma mistura de 75%Ar-25%CO_2 como gás de proteção.

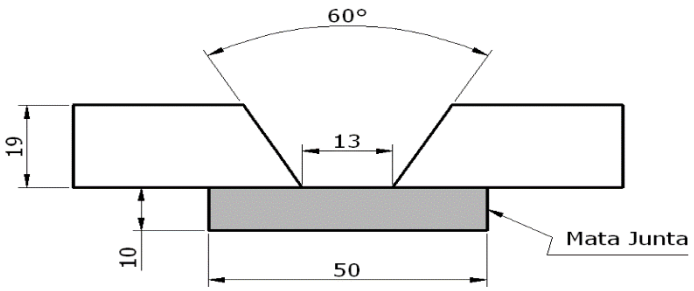


Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada (cotas em mm)

As Tabelas II.2 a II.4 apresentam os resultados do acompanhamento dos parâmetros durante a realização das soldagens.

A Tabela II.5 mostra as taxas de resfriamento entre 800 e 500°C calculadas de acordo com EN 1011-2-Anexo D [53].

Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem do metal de solda A.

Número		Diam.	Corrente		Tensão	Tempo de	AT
Passe	Camada	(mm)	Tipo	Valor (A)	(V)	Arco (s)	(kJ/mm)
01	01	1,2	CC^+	194-209	26-27	136	1,03
02	01	1,2	CC^+	194-209	26-27	181	1,38
03	02	1,2	CC^+	194-209	26-27	185	1,38
04	02	1,2	CC^+	202-217	29-30	164	1,45
05	03	1,2	CC^+	202-217	29-30	185	1,63
06	03	1,2	CC^+	198-205	29-30	166	1,41
07	04	1,2	CC^+	198-205	29-30	175	1,48
08	04	1,2	CC^+	198-205	29-30	163	1,38
09	05	1,2	CC^+	198-205	29-30	147	1,25
10	05	1,2	CC^+	198-205	29-30	123	1,04
11	05	1,2	CC^+	198-205	29-30	194	1,64
12	06	1,2	CC^+	198-205	29-30	133	1,13
13	06	1,2	CC^+	198-205	29-30	120	1,02
14	06	1,2	CC^+	198-205	29-30	180	1,52
15	07	1,2	CC^+	198-205	29-30	110	0,93
16	07	1,2	CC^+	198-205	29-30	116	0,99
17	07	1,2	CC^+	198-205	29-30	109	0,92
18	07	1,2	CC^+	198-205	29-30	102	0,89
19	07	1,2	CC^+	198-205	29-30	120	1,02
MÉDIA UP		-----	-----			-----	0,95
MÉDIA PE		-----	-----			-----	1,34
MÉDIA Nominal		-----	-----			-----	1,23

Onde: UP – último passe; PE – Passes de enchimento.

Tabela II.3 – Parâmetros da soldagem do metal de solda B.

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

Onde: UP – último passe; PE – Passes de enchimento.

Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem do metal de solda C.

Número		Diam.	Corrente		Tensão	Tempo de	AT
Passe	Camada	(mm)	Tipo	Valor (A)	(V)	Arco (s)	(KJ/mm)
1	1	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	111	1,19
2	1	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	121	1,30
3	2	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	152	1,63
4	2	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	155	1,66
5	3	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	86	0,92
6	3	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	94	1,01
7	3	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	147	1,58
8	4	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	113	1,21
9	4	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	103	1,11
10	4	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	138	1,48
11	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	104	1,12
12	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	122	1,31
13	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	102	1,10
14	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	62	0,67
15	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	75	0,81
16	5	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	96	1,03
17	6	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	78	0,84
18	6	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	68	0,73
19	6	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	62	0,67
20	6	1,2	CC^+	257 - 260	26 - 28	63	0,68
TOTAL		-----	-----	-----	-----	2052	-----
MÉDIA UP		-----	-----				0,73
MÉDIA PE		-----	-----				1,19
MÉDIA NOM.		-----	-----			-----	1,08

Onde: UP – último passe; PE – Passes de enchimento.

Tabela II.5 – Tempos de resfriamento entre 800 e 500^0C calculados para os metais de solda em função das condições experimentais utilizadas.

Metal de solda	$\Delta t_{8/5}$(s) Nominal	$\Delta t_{8/5}$(s) UP	$\Delta t_{8/5}$(s) PE
A	8,0	5,4	9,6
B	8,1	7,7	7,7
C	6,5	3,9	7,5

Onde: UP – último passe; PE – Passes de enchimento.

II.3 – Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

Foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 580^0C por 2 horas seguido de resfriamento ao ar, sendo esta condição comparada à condição do metal de solda como soldado.

A Tabela II.6 indica as condições de análise, bem como a identificação dos metais de solda.

Tabela II.6 - Condições de análise dos metais de solda.

Metal de solda	Condição	Identificação
A	Como soldado	A1
	TTPS	A2
B	Como soldado	B1
	TTPS	B2
C	Como soldado	C1
	TTPS	C2

II.4 – Análise Química

Foram realizadas análises químicas por espectometria de emissão ótica em amostras extraídas dos metais de solda com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes.

As análises foram realizadas em um espectrômetro de emissão ótica Spectorlab, no SENAI FIEMG.

II.5 – Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS), para a avaliação de possíveis alterações das propriedades devido à variação do tempo de tratamento.

II.5.1 – Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados a temperatura ambiente, em corpos-de-prova com as dimensões mostradas na Figura II.2 padronizados conforme a norma ASTM A-370 [54], retirados longitudinalmente ao cordão de solda conforme a Figura II.3. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolpert, modelo 60 TUZ, com capacidade de 60 tonf. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamento térmico

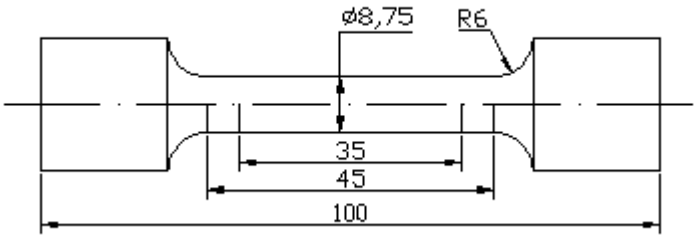


Figura II.2 – Dimensões dos corpos-de-prova para ensaios de tração.

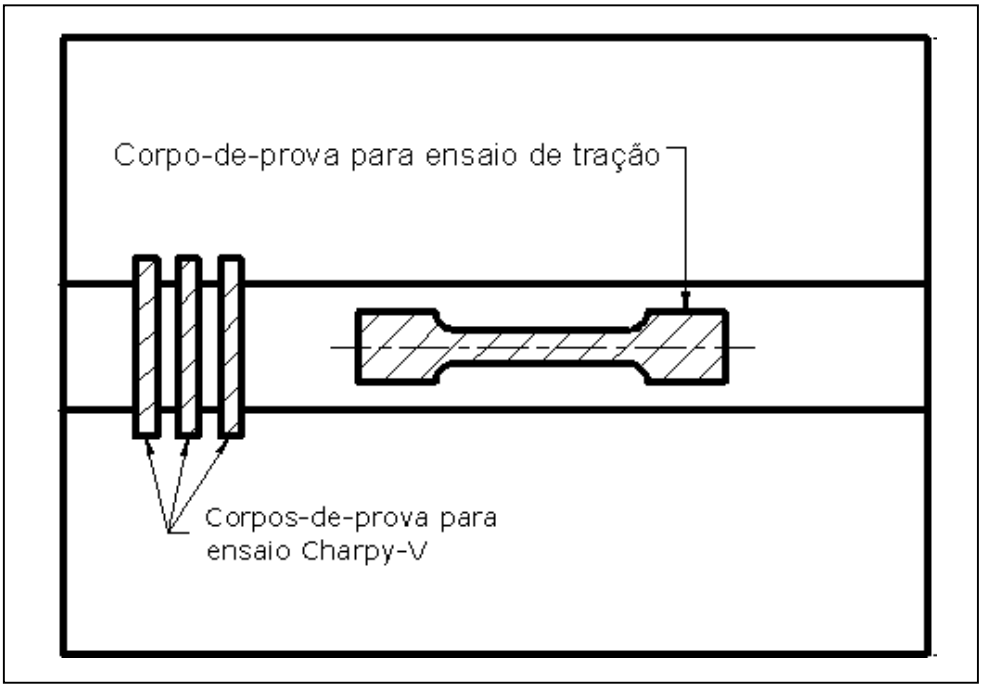


Figura II.3 – Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova para ensaio de tração e impacto Charpy-V em relação à junta soldada.

II.5.2 – Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V, na temperatura de -20 ºC, em corpos-de-prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [54] e retirados transversalmente ao cordão de solda, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e na linha de centro do metal de solda, conforme mostrado na Figura II.4. Foi utilizada na realização destes ensaios uma máquina para ensaios de impacto da marca Tinius Olsen Testing Machine, modelo 197406, leitura até 406 Joules.

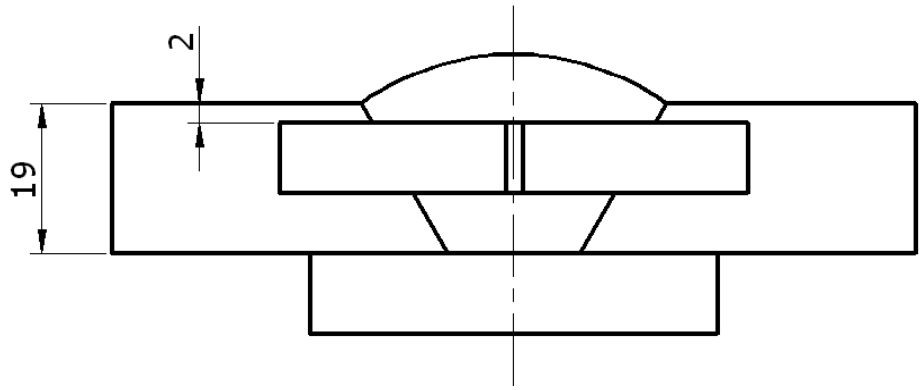


Figura II.4 – Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)

II.5.3 – Ensaios de Dureza

Foram realizados ensaios de dureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 5 kgf,com tempo de carregamento de 20 segundos em corpos-de-prova retirados transversalmente à junta soldada. Os pontos de teste foram tomados ao longo da linha central da junta soldada nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos-de-prova de impacto Charpy-V com um espaçamento de 1 mm entre as medições, conforme mostra a Figura II.5, sendo realizado uma varredura de dureza da superfície até a raiz do metal de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um durômetro da marca Instron-Wilson modelo 402 MVD. Os ensaios foram realizados nas condições de como soldado e após tratamentos térmicos.

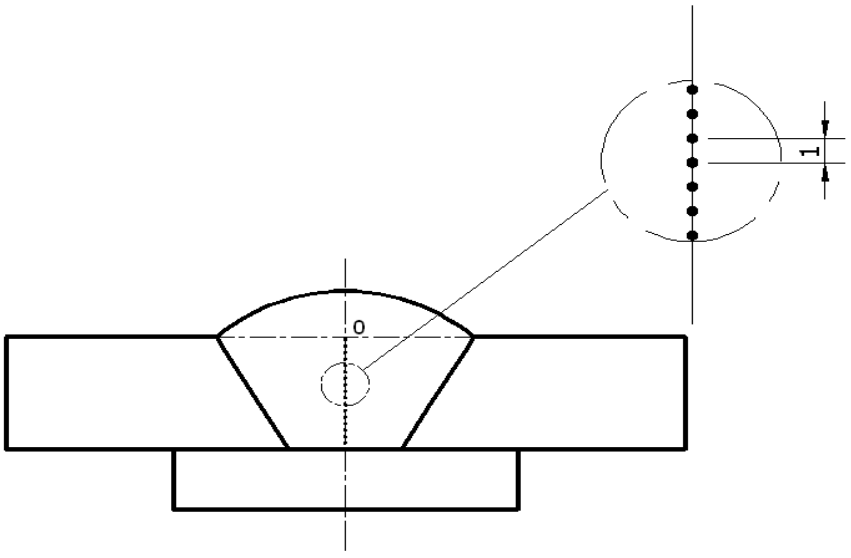


Figura II.5 – Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cota em mm)

II.6 – Ensaios Metalográficos

Foram realizados ensaios macro e micrográficos por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) nos metais de solda, para avaliação das microestruturas e microfases. O preparo das amostras para análise consistiu do procedimento convencional de lixamento e polimento e polimento com pasta de diamante com granulometrias 6, 3, 1 e ¹/4 µm, seguido de ataque químico com o reagente nital 10 % para macrografia e nital 2% para micrografia .

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 12,5 X, sendo utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens ao longo de três linhas paralelas de 10 mm, conforme esquematizado na Figura II.6.

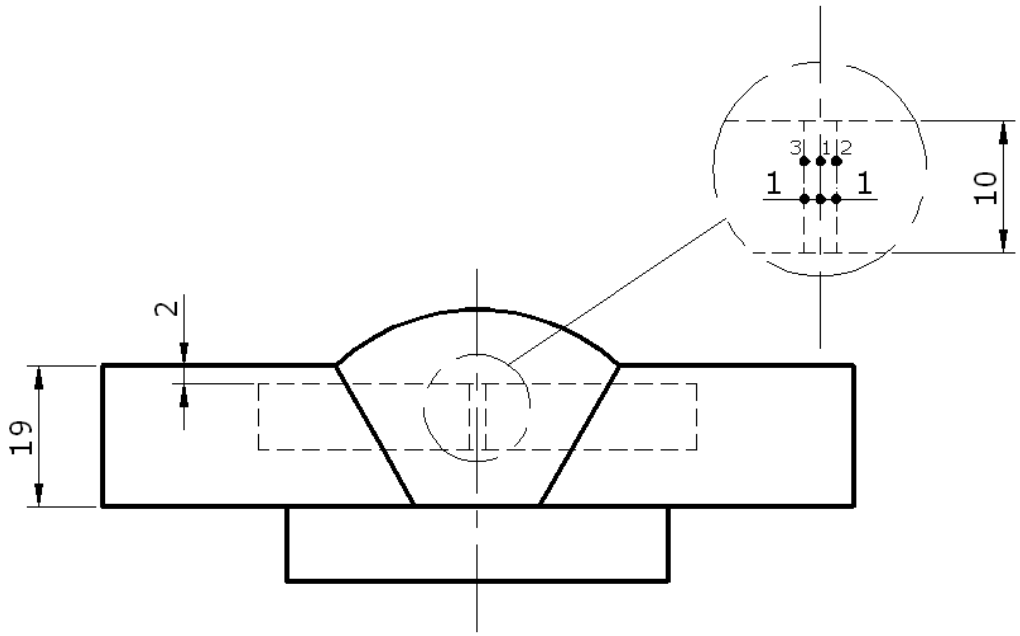


Figura II.6 - Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

Para análise por microscopia eletrônica de varredura, foi utilizado um microscópio eletrônico de varredura da marca CamScan 3200 LV.

.

CAPÍTULO III – RESULTADOS

III.1 – Análise Química

A Tabela III.1 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos, onde se observam as seguintes características principais:

a) os metais de solda A e B apresentam composição similar, à exceção do Mn, que foi superior no metal de solda B;
b) os metais de solda B e C apresentam diferença basicamente no teor de níquel e;
c) O metal de solda A é o de menor temperabilidade por possuir o menor carbono equivalente.

Tabela III.1 - Composição química dos metais de solda (% em peso).

Metal de Solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	Cu	V	Ceq
A	0,05	0,31	0,020	0,009	1,09	0,51	2,45	0,03	0,02	0,01	0,51
B	0,05	0,41	0,021	0,005	1,32	0,52	2,48	0,02	0,02	0,01	0,55
C	0,03	0,5	0,016	0,011	1,37	0,54	2,66	0,03	0,03	0,01	0,55

$$Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15$$ [55]

III.2 – Ensaios Mecânicos

III.2.1 – Ensaios de Tração

A Tabela III.2 apresenta os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço IACS W22 Grau R3 [22], onde se notam as seguintes características principais:

a) verifica-se que os metais de solda atendem aos requisitos do aço grau R3, exceto para o metal de solda A que somente atende para o estado de como soldado;

b) Os maiores resultados foram obtidos para o metal de solda C e os menores para o metal de solda A e;

c) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução no limite de escoamento , tendo pouca influência na resistência mecânica.

Tabela III.2 - Resultados dos ensaios de tração.

Metal de solda	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
A	Como Soldado	631	690	22	61
A	TTPS	580	673	25	63
B	Como Soldado	659	744	26	65
B	TTPS	640	742	23	66
C	Como Soldado	717	775	12	31
C	TTPS	668	759	22	58
Mínimo [22]	----------	410	690	17	50

III.2.2 – Ensaios de Impacto Charpy-V

A Tabela III.3 e Figura III.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda obtidos, juntamente com o critério de aceitação utilizado para o aço IACS W22 Grau R3 [22], onde se notam as seguintes características principais:

a) verifica-se que os metais de solda atendem aos requisitos R3 para todas as condições de análise;
b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução na média da tenacidade ao impacto do metal de solda para os metais de solda B e C; não tendo influência para o metal de solda A;
c) os metais de solda apresentaram resultados próximos no estado como soldado e;
d) o metal de solda B apresentou uma grande dispersão nos resultados, notadamente após a realização do tratamento térmico pós-soldagem.

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V realizados à -20^{0}C, em Joules

Metal de solda	Condição	1º ensaio	2º ensaio	3º ensaio	MÉDIA
A	Como soldado	56,0	60,0	56,5	57,5+/-1,8
	TTPS	61,0	60,5	63,5	61,7+/-1,3
B	Como soldado	54,5	64,5	75,5	64,8+/-8,6
	TTPS	51,5	60,5	36,5	49,5+/-9,9
C	Como soldado	61,0	57,5	50,0	56,2+/-4,6
	TTPS	45,5	47,5	49,5	47,5+/-1,6
Mínimo [22]					30,0

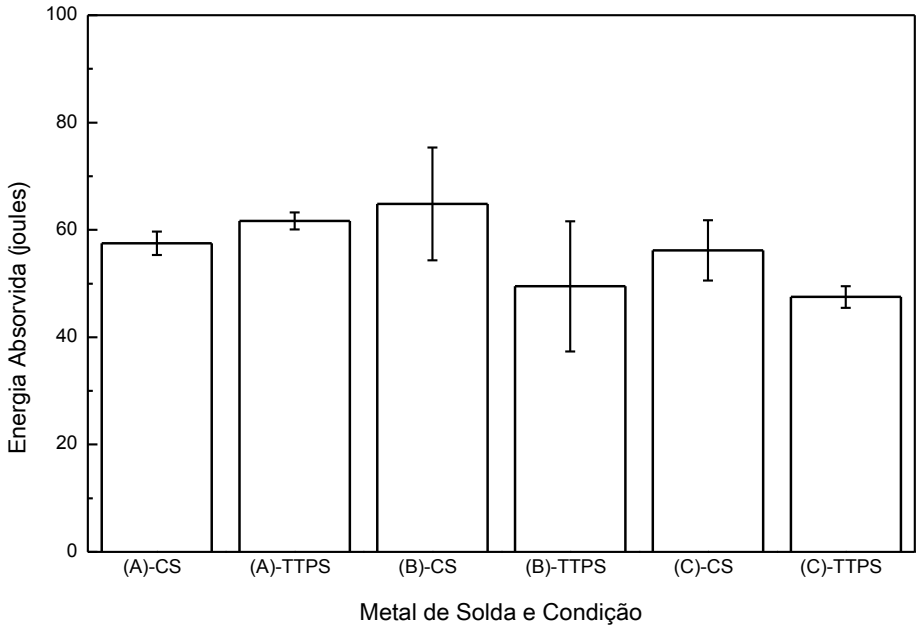


Figura III.1 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda.

III.2.3 – Ensaios de Dureza

As Figura III.2 a III.5 apresentam os perfis de dureza obtidos para os metais de solda, medidos a partir da superfície da chapa, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os resultados de dureza dos metais de solda apresentaram valores próximos;

b) o TTPS não propiciou mudanças significativas nos valores de dureza em relação ao estado como soldado;

c) Todos os valores de dureza foram inferiores à 300HV e;

d) verificou-se uma redução na dureza na varredura da superfície para a raiz dos metais de solda.

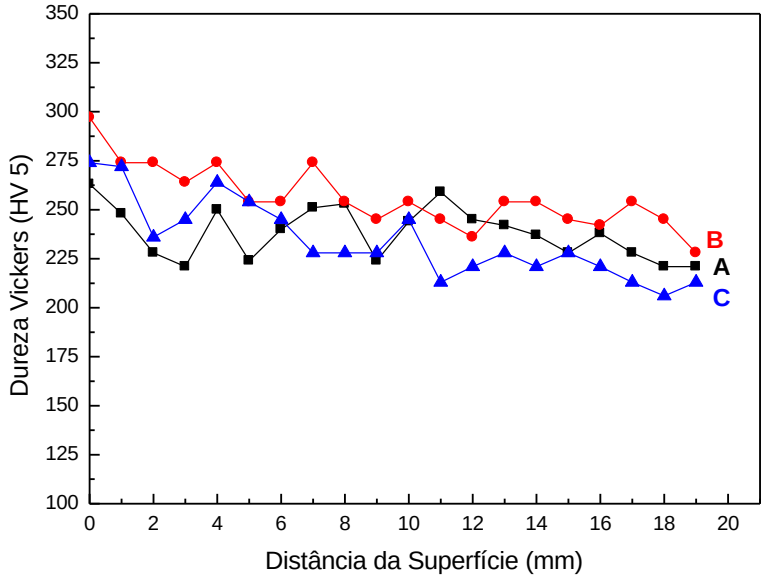


Figura III.2 – Perfil de dureza Vickers (HV5) dos metais de solda no estado de como soldado.

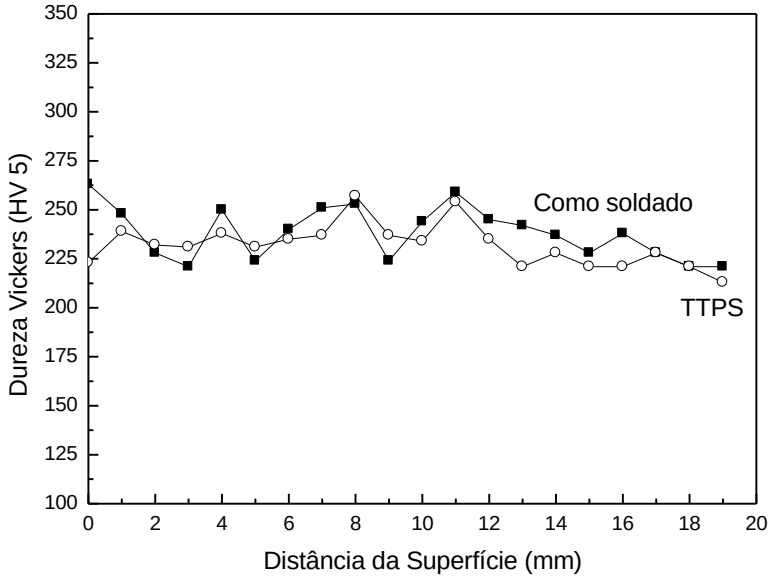


Figura III.3 - Resultados de dureza Vickers do metal de solda A.

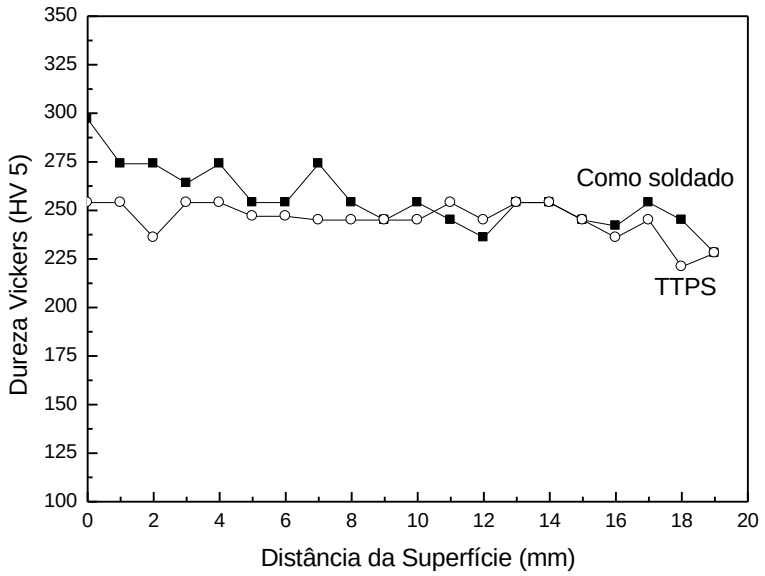


Figura III.4 - Resultados de dureza Vickers do metal de solda B.

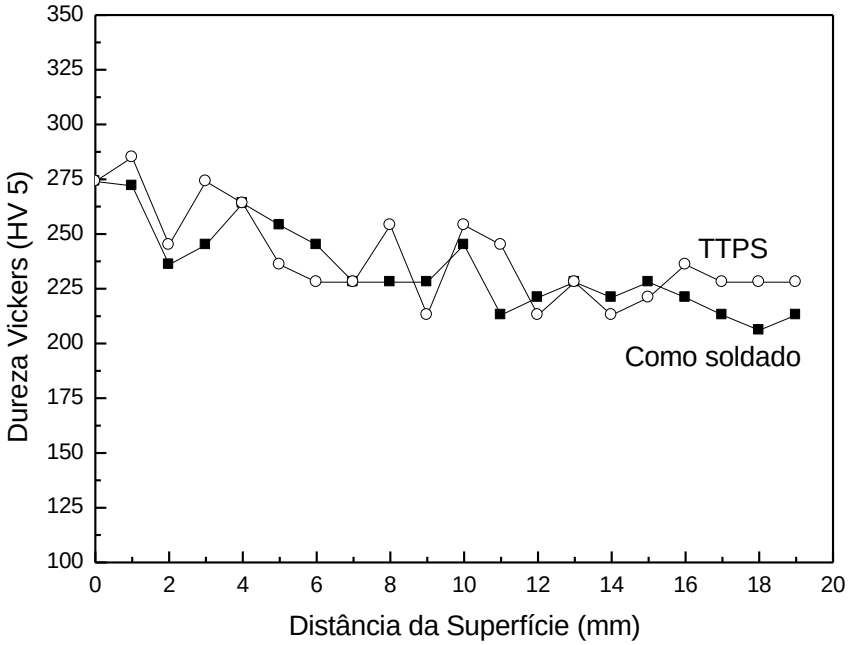


Figura III.5 - Resultados de dureza Vickers do metal de solda C.

III.3 – Ensaios Metalográficos

A Figura III.6 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se nota o efeito da soldagem multipasses.

A Figura III.7 apresenta o aspecto dos múltiplos reaquecimentos provenientes dos diversos passes de soldagem na região da ponta do entalhe Charpy-V, onde se verifica a predominância de regiões colunares.

A Tabela III.4 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida, existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, ratificando a afirmação do parágrafo anterior. Nota-se ainda que a diferença entre os percentuais de regiões colunar e reaquecida para os metais de solda não é significativa.

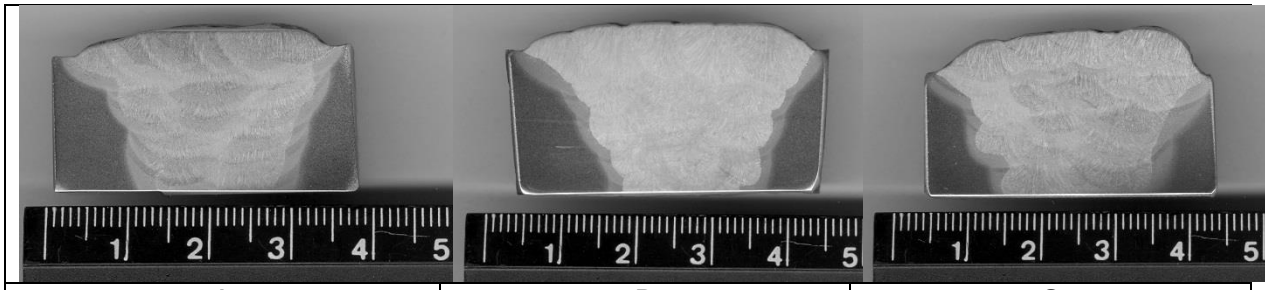


Figura III.6 - Macrografia das juntas soldadas. Ataque: nital 10%.

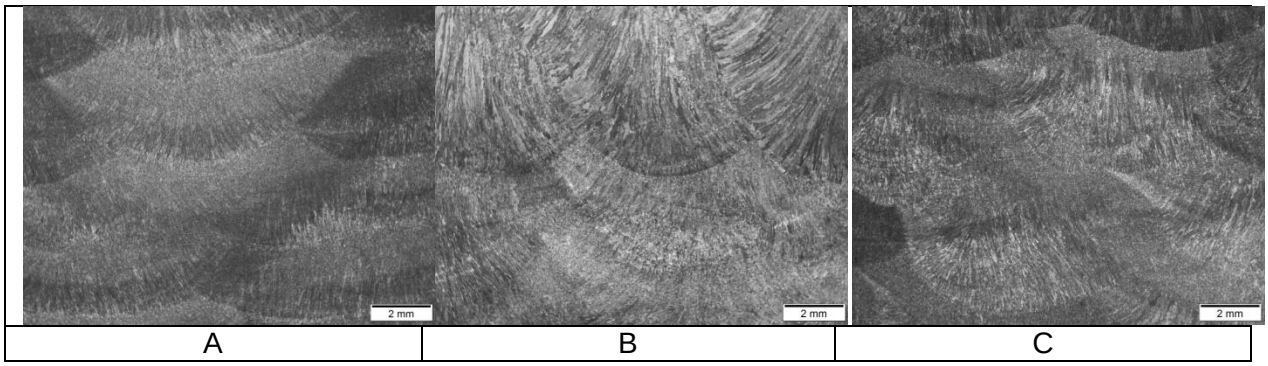


Figura III.7 - Micrografia ótica com baixo aumento da região central do metal de solda.

Aumento: 12,5X. Ataque: nital 2%.

Tabela III.4 - Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda.

Metal de Solda	Região Colunar %				Região Reaquecida %			
	1ª	2ª	3ª	Média	1ª	2ª	3ª	Média
A	66	60	60	62+/-2,8	34	40	40	38+/-2,8
B	69	74	64	69+/-4,1	31	26	36	31+/-4,1
C	60	67	59	62+/-3,6	40	33	41	38+/-3,6

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

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

a) A microestrutura do metal de solda A é constituída predominantemente de ferrita com segunda fase (Figs. III. 8, III.9 e III.14);
b) A microestrutura do metal de solda B é constituída de ferrita primária, ferrita acicular e ferrita com segunda fase (Figs. III. 10, III.11 e III.15) ;
c) A microestrutura do metal de solda C é constituída predominantemente de martensita na região do último passe e de uma mistura de martensita e ferrita com segunda fase na região da ponta do entalhe Charpy-V (Figs. III. 12, III.13 e III.16);
d) As microestruturas de todos os metais de solda apresentam-se refinadas e;
e) A realização do TTPS promoveu a ocorrência de precipitação de carbetos nos contornos de grão dos metais de solda B e C (Figs. III.15 e III.16).

As Figuras III.17 e III.18 mostram evidências de segregação dos elementos Si, Mn e Ni na região reaquecida do metal de solda B, quando analisadas por MO (Fig. III.17) e por MEV (Fig.III.18).

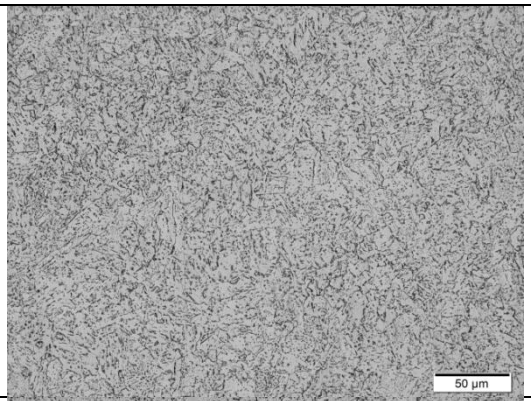
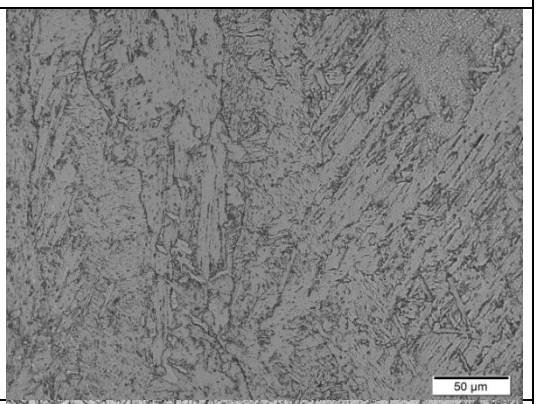
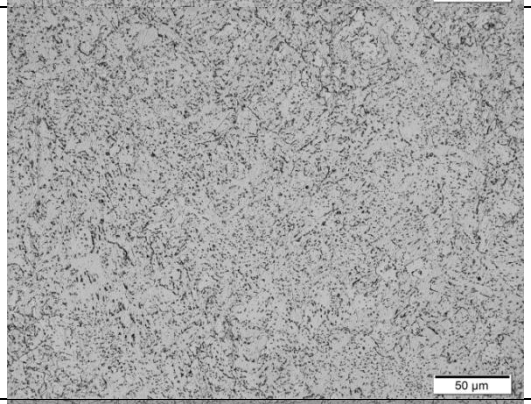
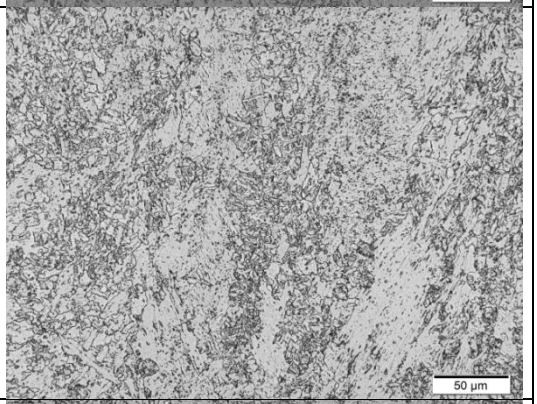
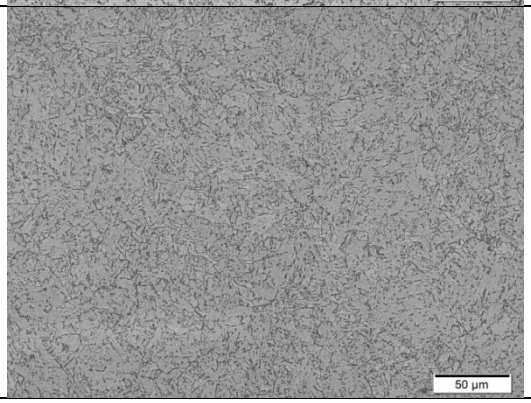
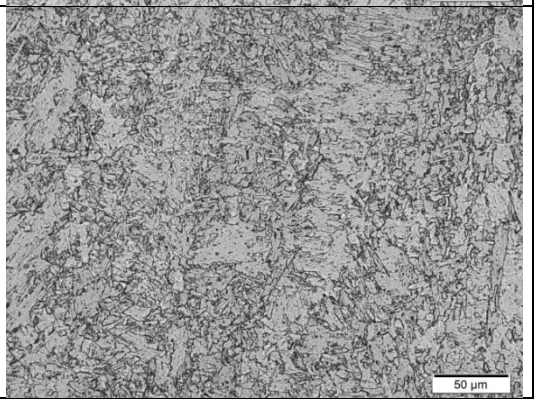
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.8 - Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

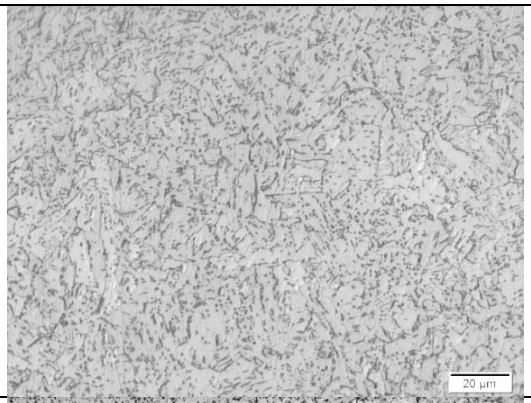
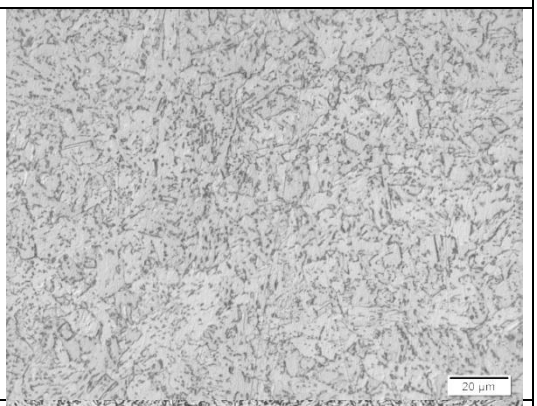
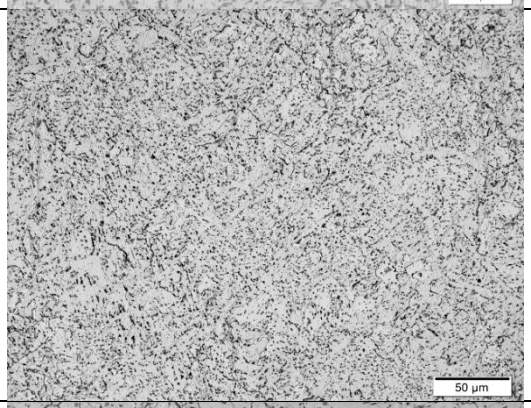
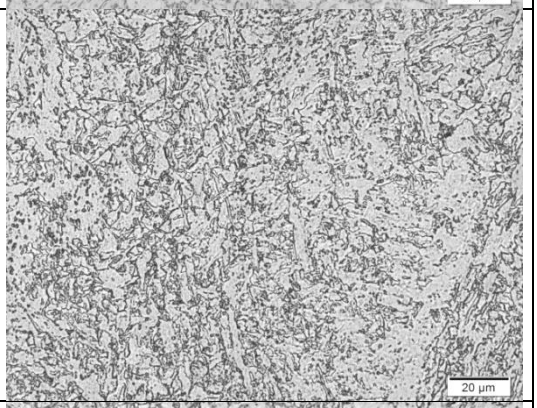
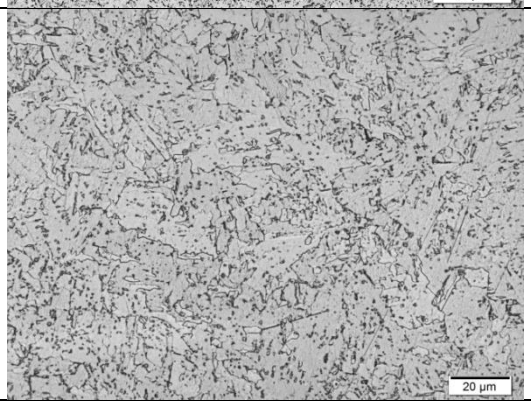
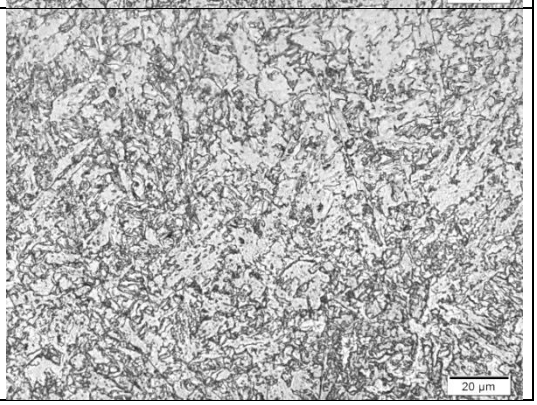
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.9 - Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

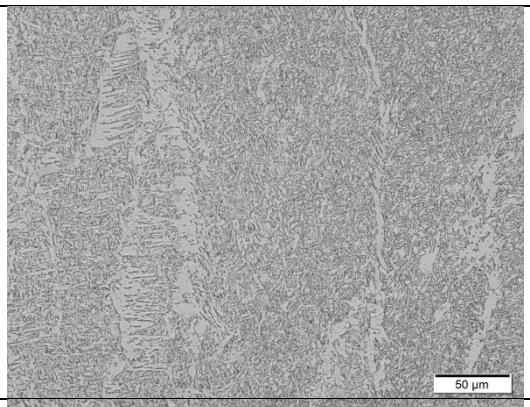
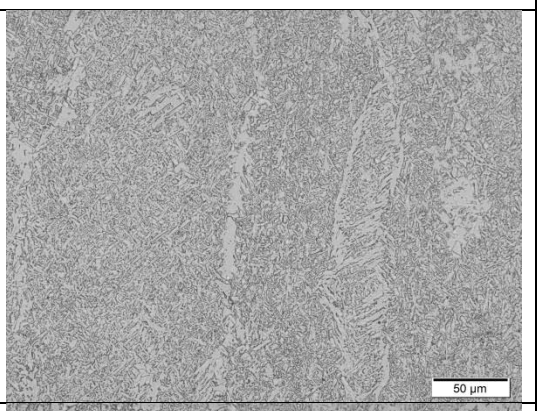
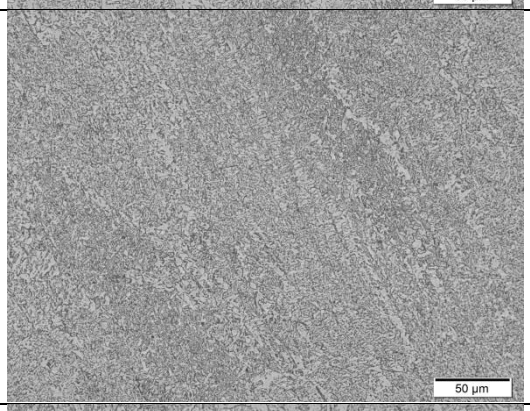
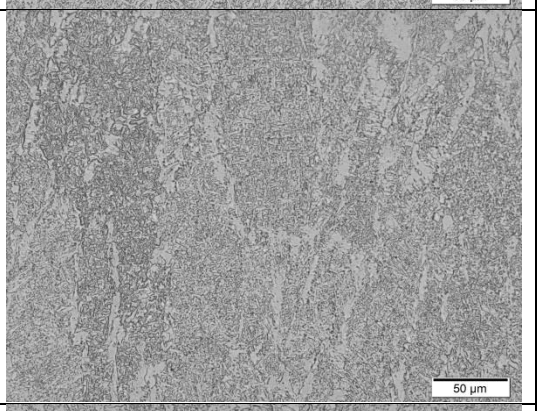
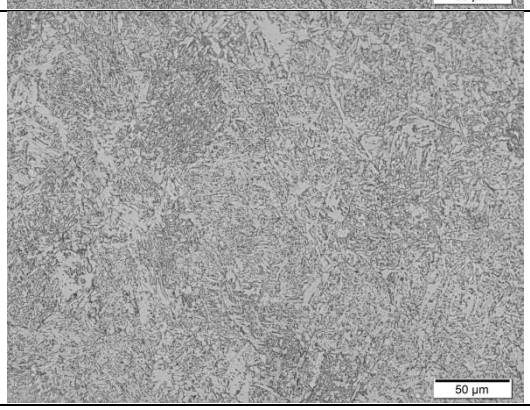
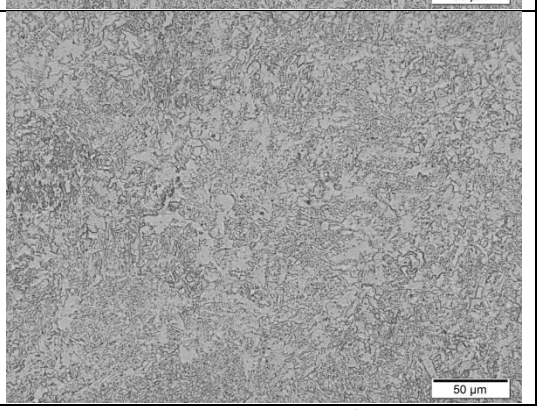
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.10-Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

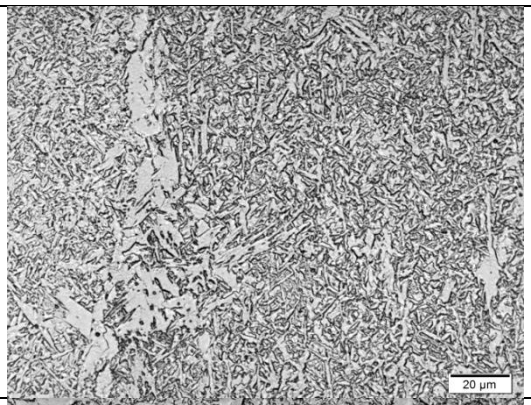
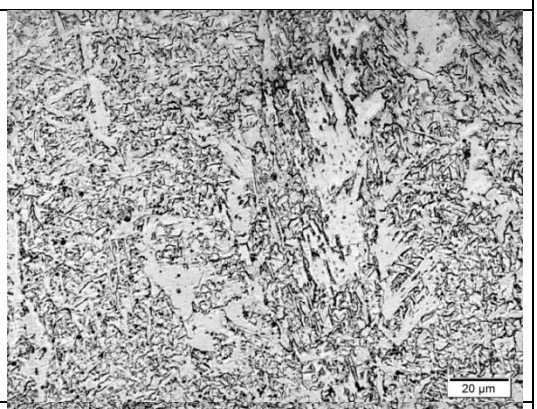
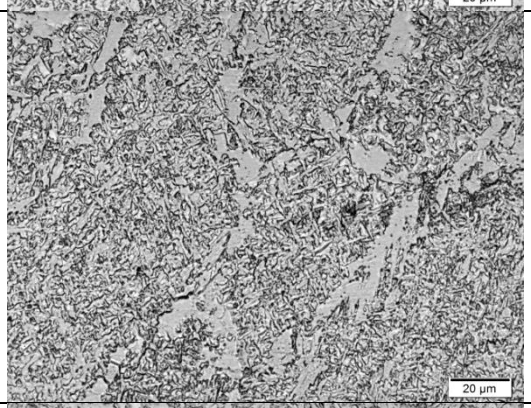
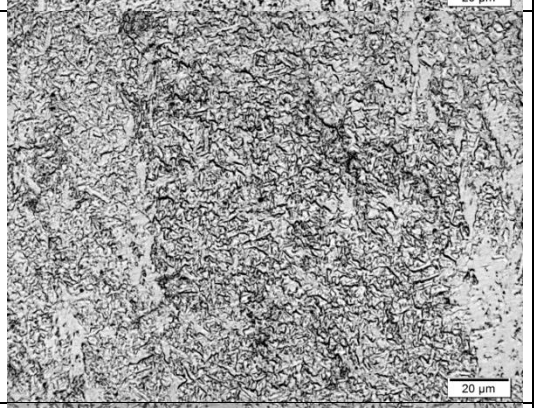
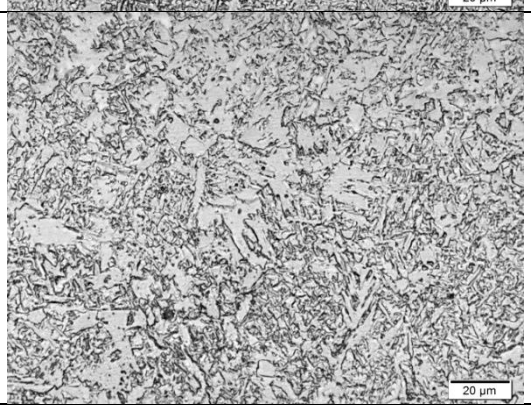
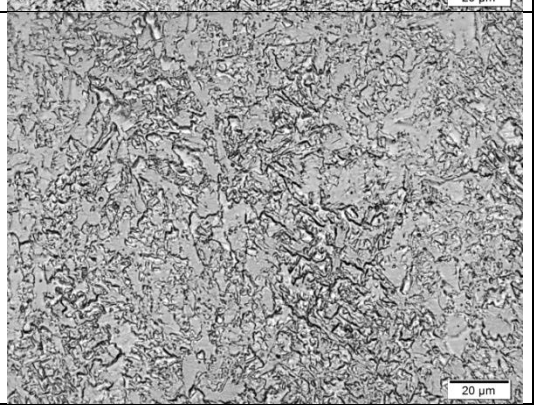
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.11-Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia ótica(MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

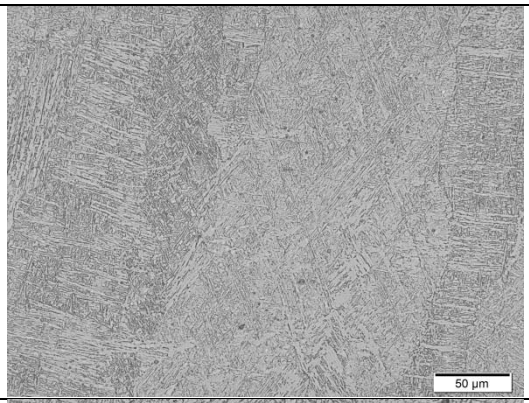
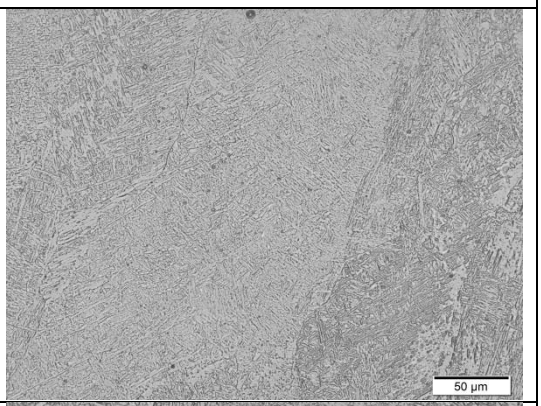
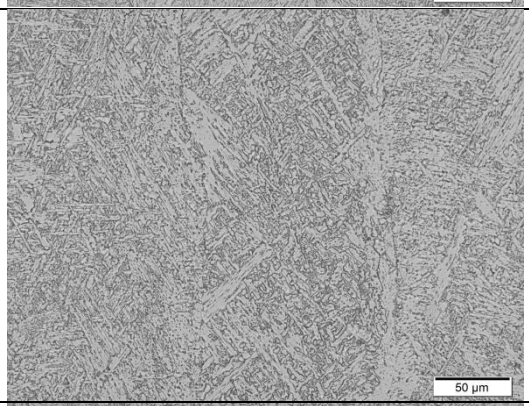
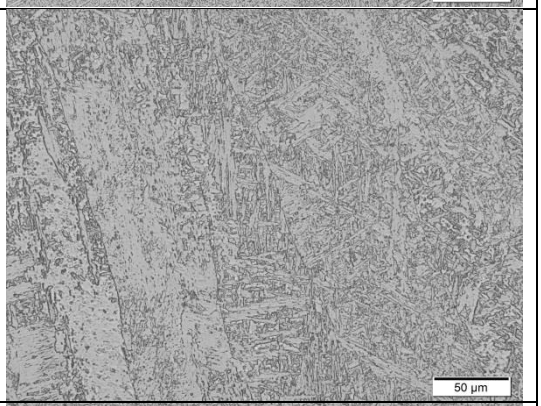
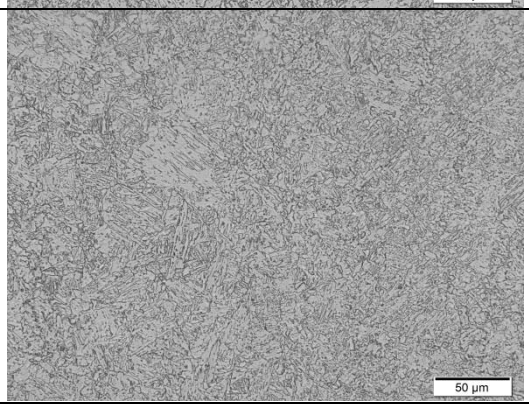
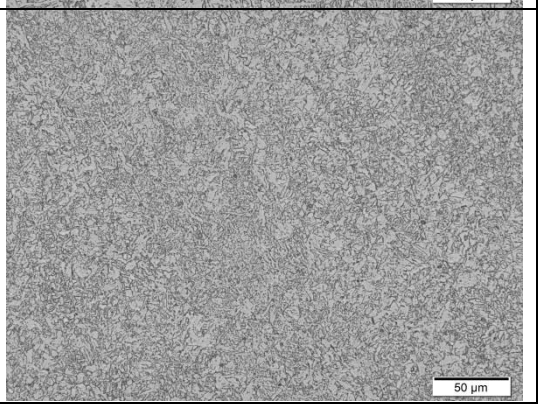
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.12-Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia ótica (MO). Aumento: 500X. Ataque: Nital 2%.

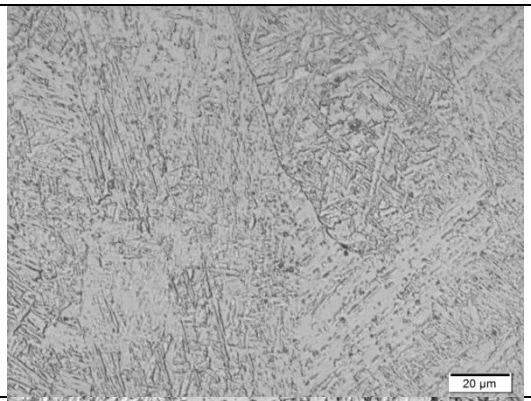
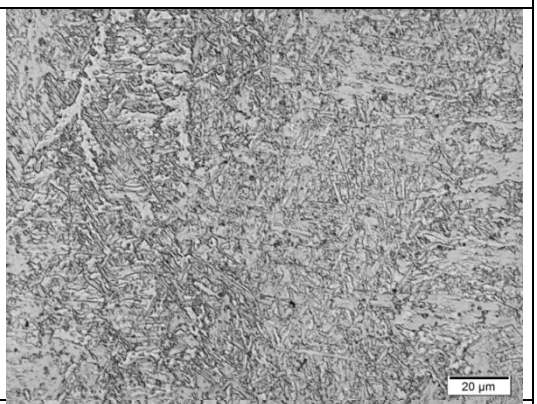
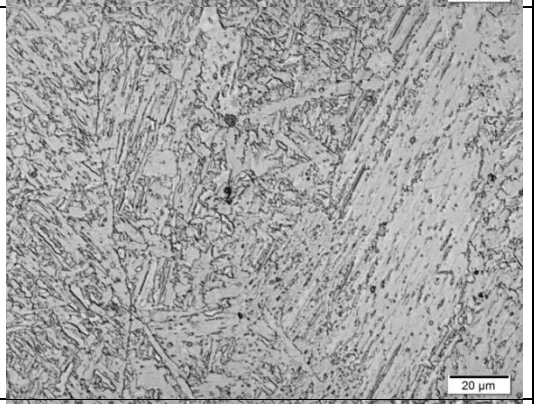
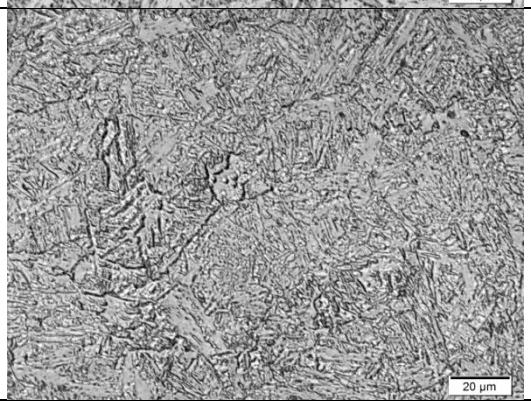
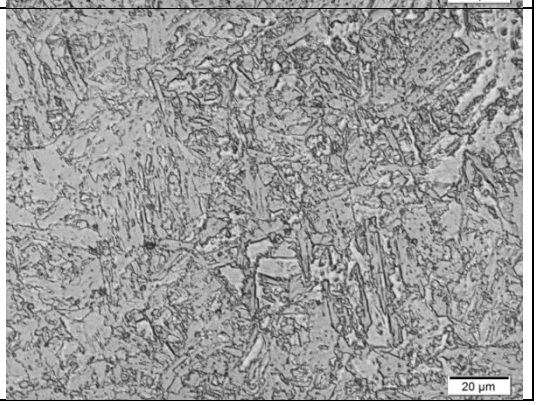
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.13-Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia ótica(MO). Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

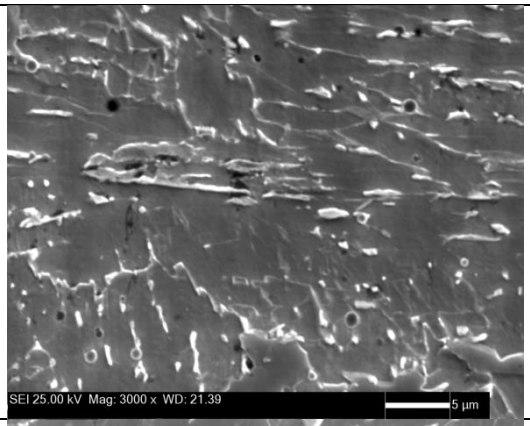
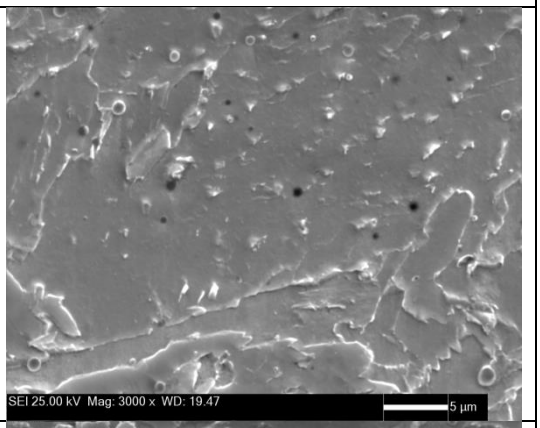
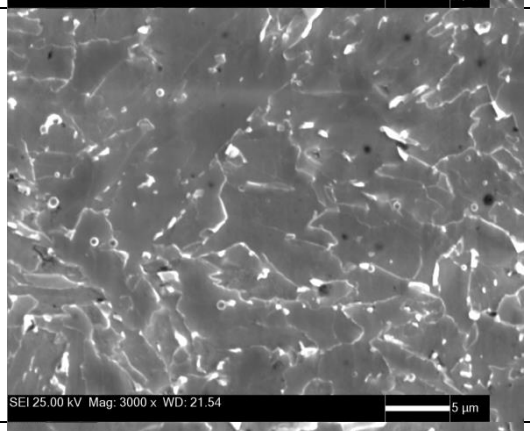
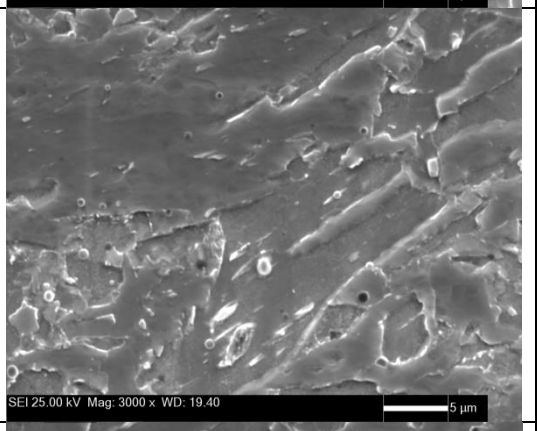
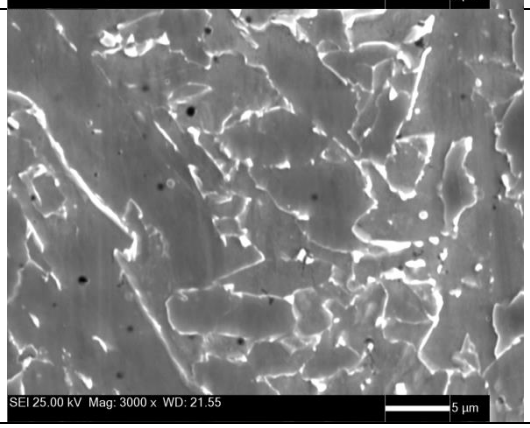
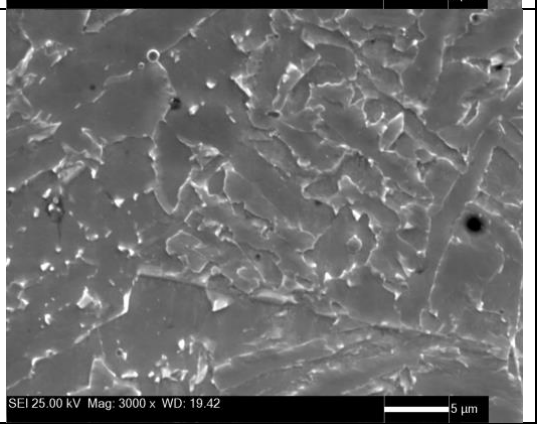
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.14 - Microestrutura do metal de solda A quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV).
Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

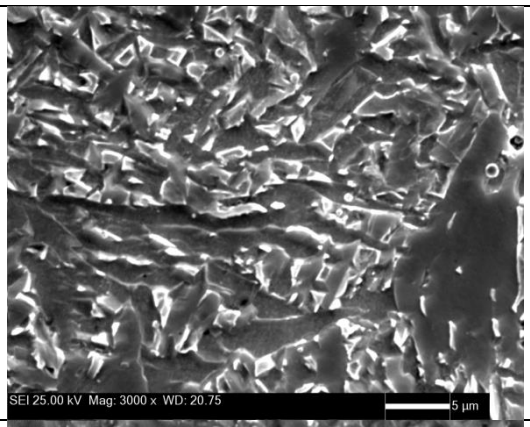
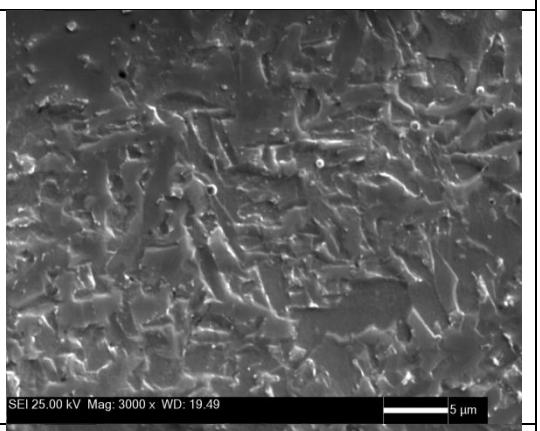
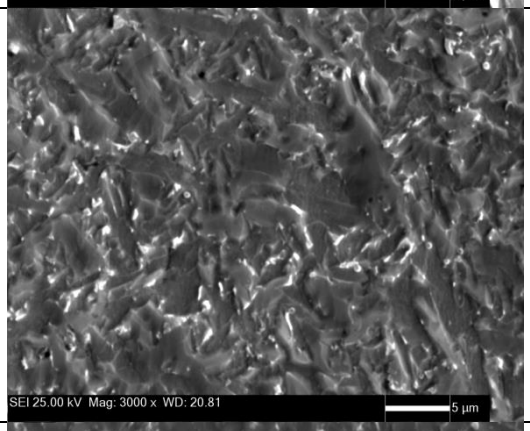
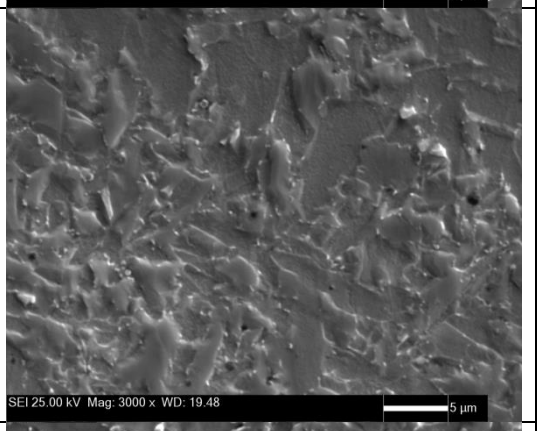
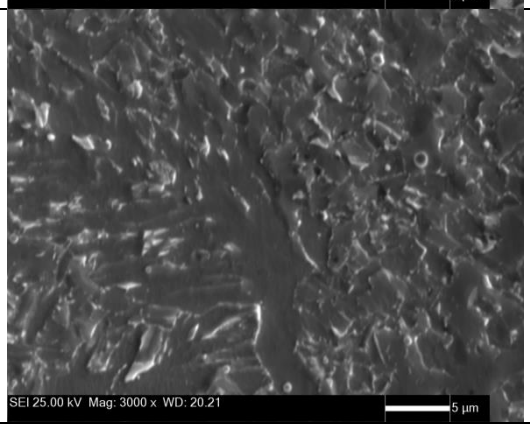
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.15 - Microestrutura do metal de solda B quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV).
Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

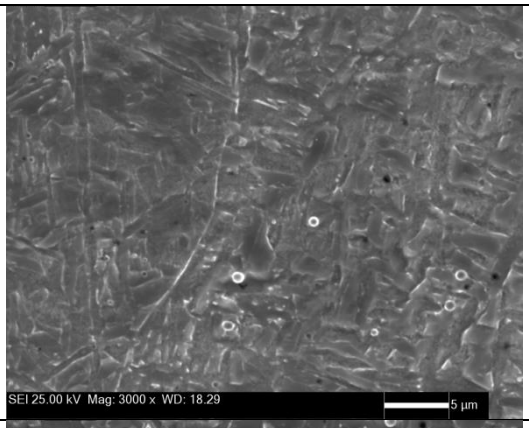
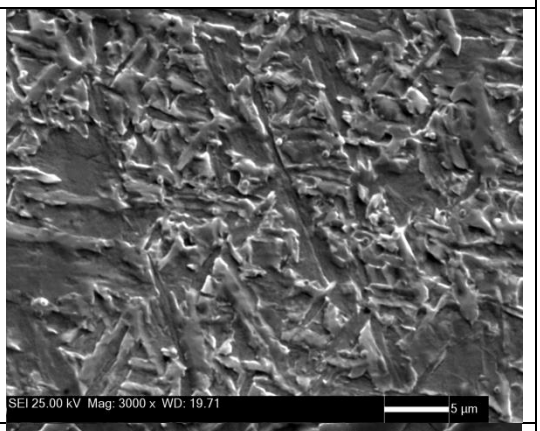
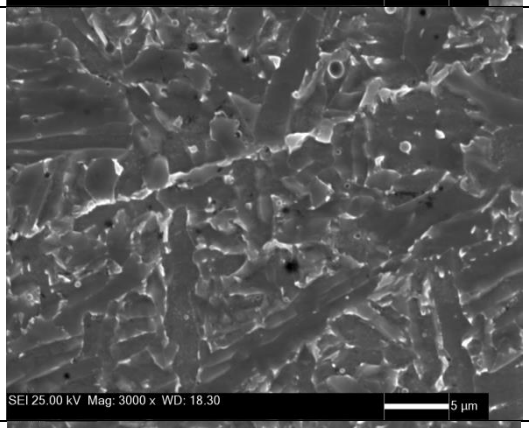
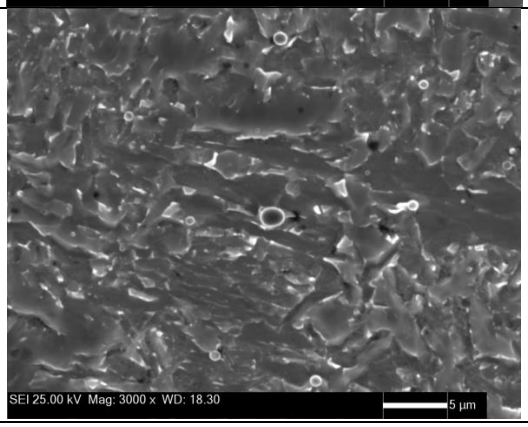
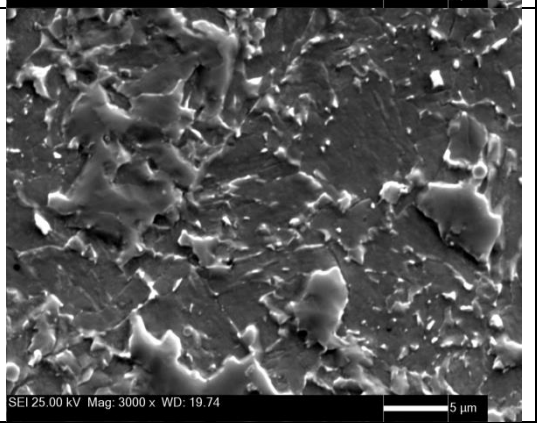
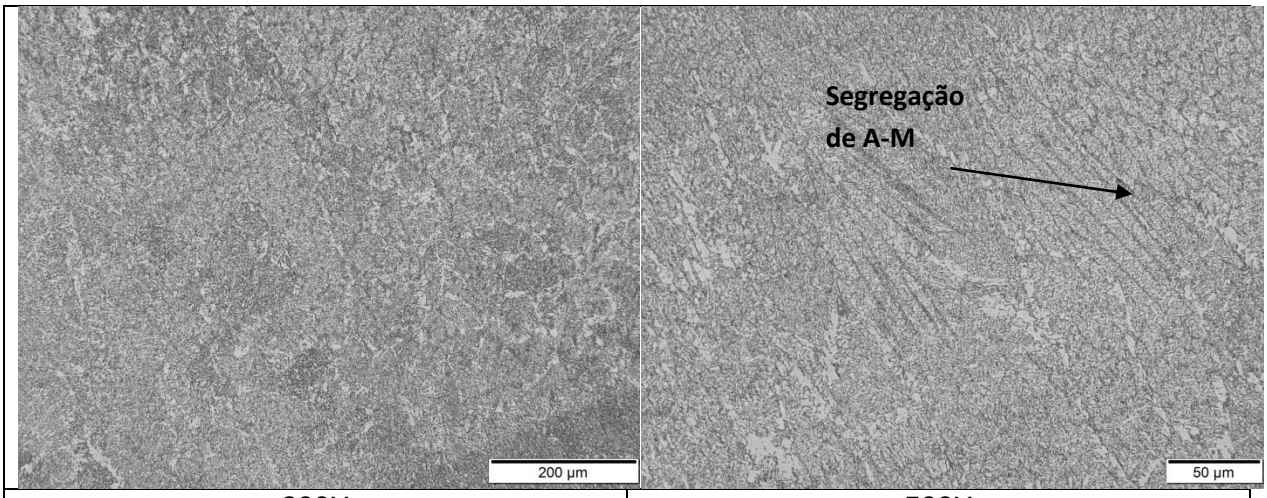
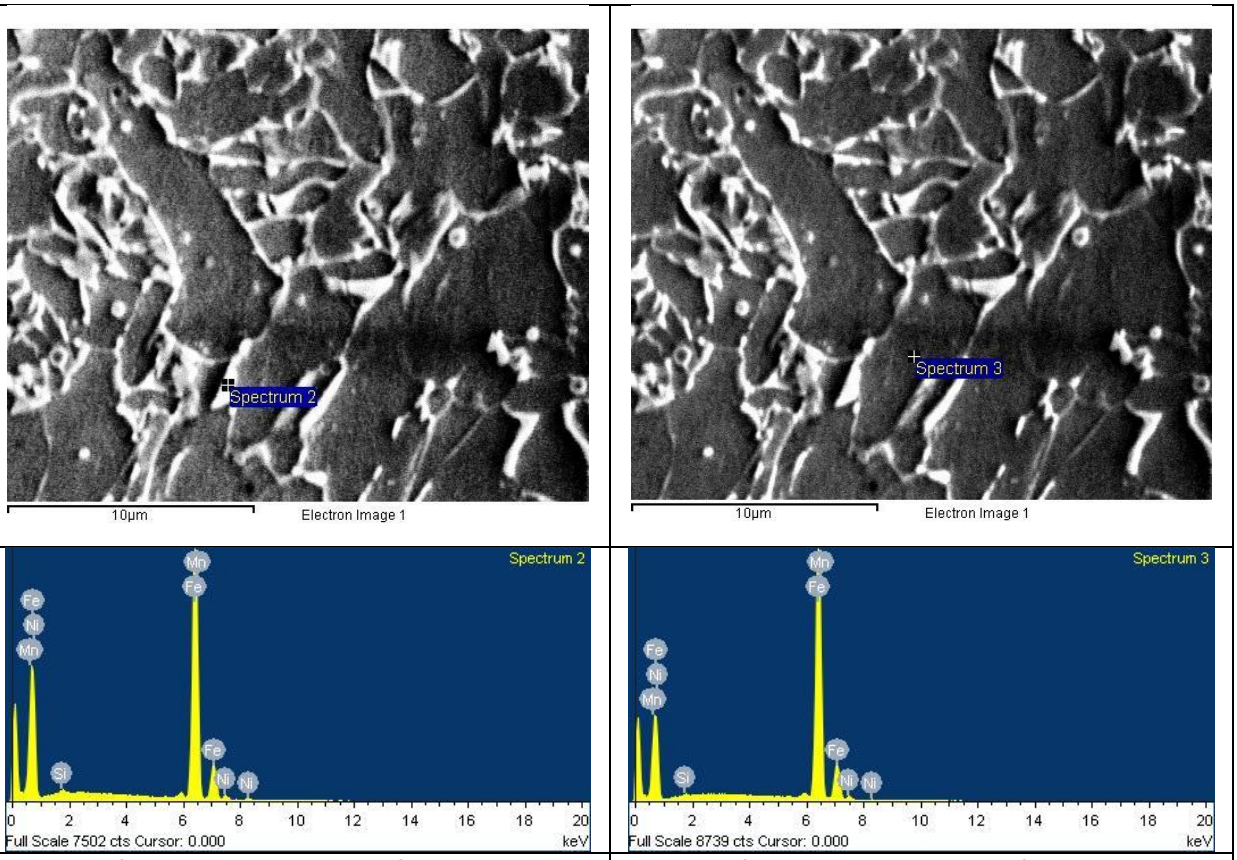
Condição Região	CS	TTPS
Último passe		
Colunar		
Reaquecida		

Figura III.16 - Microestrutura do metal de solda C quando observado por microscopia eletrônica de varredura (MEV).
Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.



200X	500X

Figura III.17 - Ocorrência de segregação interdendrítica no metal de solda B (MO). Ataque: Nital 2%



Si-0,56%, Mn-1,62%,Ni-2,74%	Si-0,46%, Mn-1,53%,Ni-1,95%
Análise no A-M	Análise na matriz

Figura III.18 – Análise por MEV/EDS para verificação de segregação interdendrítica no metal de solda B (MEV). Ataque: Nital 2%

CAPÍTULO IV – DISCUSSÃO

IV.1 - Introdução

ZANG et al. [31] citam que cada elemento exerce um efeito individual nas propriedades mecânicas do metal de solda. A interação mútua entre os elementos, contudo, pode resultar em um efeito adicional. Por exemplo, é de conhecimento geral que o Ni quando adicionado de forma isolada melhora a tenacidade ao impacto. No entanto, quando na presença do Mn, o Ni pode afetar as propriedades mecânicas de uma maneira complexa.

O presente trabalho tem por objetivo realizar uma discussão desta relação Ni-Mn para metais de solda de alta resistência obtidos da soldagem com arames tubulares do tipo metal cored, obtidos de diferentes corridas de um consumível da classe AWS E110 C-G, a qual não possui definições precisas de composição química nem de propriedades mecânicas, podendo estas serem definidas de comum acordo entre fornecedor e cliente [23].

Esta condição permitiu a obtenção de composições para os metais depositados (Tabela III.1), com destaque para a diferença no teor de Mn na comparação entre os metais de solda A e B e a diferença no teor de Ni entre os metais de solda B e C.

IV.2. - Propriedades Mecânicas e Microestrutura

A Figura III.7 mostra a micrografia ótica com baixo aumento da região de onde foram removidos os corpos-de-prova utilizados nos ensaios mecânicos, onde se verifica que estes corpos-de-prova, que apresentam espessuras da ordem de 10 mm, contemplam diversos passes de soldagem com regiões que foram submetidas a múltiplos, complexos e variáveis ciclos térmicos. Assim, uma análise mais precisa da relação entre microestrutura e propriedades mecânicas é dependente dos ciclos de reaquecimento em cada metal de solda. No entanto, a análise quantitativa de percentuais de regiões colunares e reaquecidas na ponta do entalhe (Tabela III.5) mostrou que estes resultados foram próximos, evidenciando que este fator não será a causa de qualquer desvio na análise em questão.

IV.2.1. Resistência mecânica

Alguns trabalhos disponíveis na literatura [48-50] afirmam haver uma boa correlação do carbono equivalente com a resistência mecânica. Particularmente, RAMIREZ [49] afirma que embora as equações de carbono equivalente tenham sido desenvolvidas para avaliação do risco

de trincamento à frio na zona termicamente afetada de aços de alta resistência, estas equações empíricas também podem ser úteis na compreensão da relação complexa entre temperabilidade de metais de solda de alta resistência que é controlada pela composição química, a transformação microestrutural resultante e as propriedades de tração associadas.

Neste aspecto, devem-se citar ainda os estudos de HARRISON e FARRAR [33], SURIAN et al. [37] e de KANG et al. [32], que ressaltam que o Mn exerce um efeito muito mais potente na resistência que o Ni na resistência mecânica. Particularmente este último trabalho descreve um efeito 5X maior do Mn em relação ao Ni.

Estas evidências parecem justificar o comportamento da resistência mecânica comparativa encontrada no presente trabalho. De fato, nota-se que o metal de solda A com o menor Ceq apresenta a menor resistência mecânica de todos os metais de solda estudados. Já na comparação entre os metais de solda B e C, com o mesmo teor de Mn e mesmo teor de Ceq, apresentam resistência mecânica similar, mesmo contendo diferentes teores de Ni.

Adicionalmente, deve-se citar o fato que os valores obtidos estão de acordo com os dados da literatura para metais de solda similares, conforme mostrado na Figura IV.1.

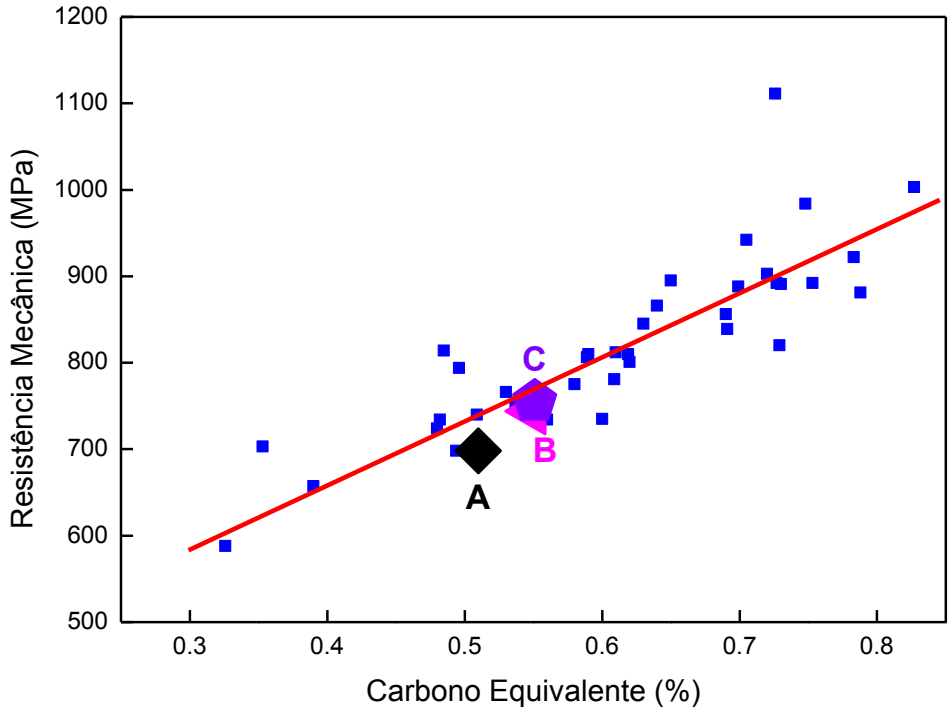


Figura IV.1 - Variação da resistência mecânica com o carbono equivalente segundo diversos autores [7,9,11,30,43,48].

IV.2.2 – Tenacidade ao impacto

A figura IV.2 mostra o efeito do Ni na tenacidade ao impacto em função do teor de Mn [31,32]. Nota-se que para baixos teores de Mn, o Ni pouco afeta a tenacidade ao impacto. Já para 1,6%Mn, o Ni parece ter efeito decisivo na tenacidade, pois promove alterações microestruturais importantes, tais como segregações que tem efeito fundamental na tenacidade ao impacto.

KANG et al. [32] também observaram este tipo de segregação, corroborando com a afirmação de ZANG et al. [31] para a contribuição da mesma na redução da tenacidade ao impacto para maiores teores de Ni, e associaram esta ocorrência ao teor de carbono do metal de solda. No entanto, quando se compara os resultados destes dois autores [31,32], nota-se que mesmo sem a ocorrência de segregação, o metal de solda com 2,88%Ni deste último estudo apresenta tenacidade ao impacto inferior, o que permite inferir que existem outros fatores interferindo nesta propriedade. De fato, verifica-se que efeitos microestruturais e mesmo o processo de soldagem, muitas vezes colocado como fundamentais para ser o efeito controlador da tenacidade ao impacto, devem ser vistos com reservas, devendo ser avaliados os efeitos conjuntos de todos os fatores envolvidos na análise antes de uma conclusão final.

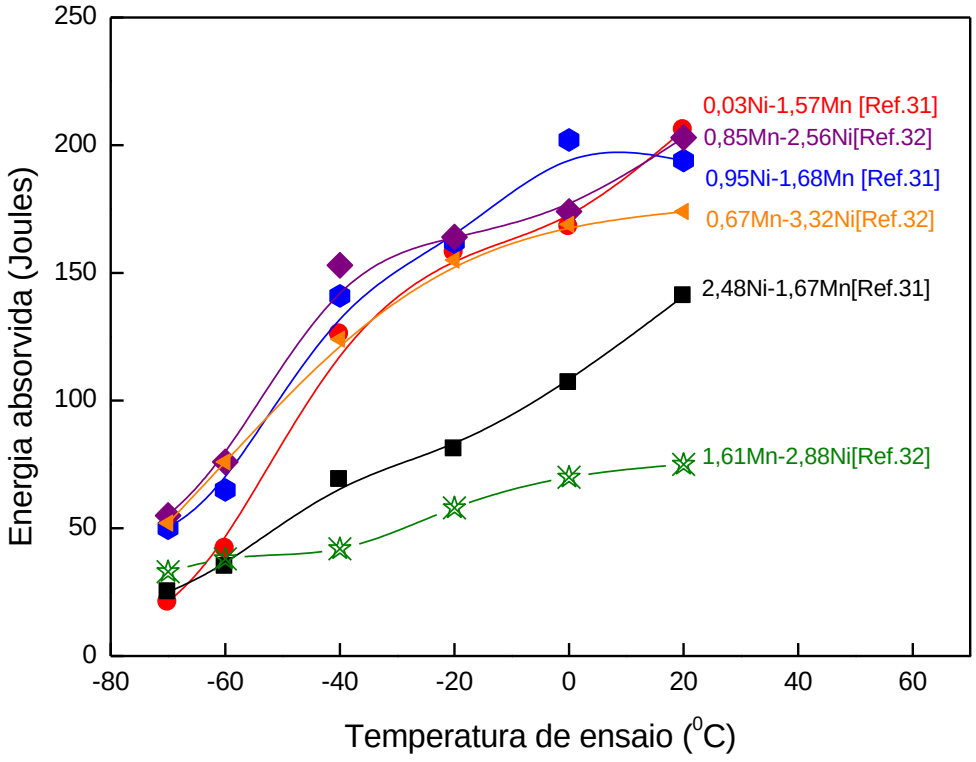


Figura IV.2 - Efeito da variação dos teores de Ni e Mn na tenacidade ao impacto [31,32].

A observação da figura IV.3 parece corroborar a afirmação anterior, pois nota-se que mesmo para a soldagem com arame tubular do tipo metal cored com teor de níquel da ordem de 6,95%, KANG et al. [32] obtiveram valores de tenacidade elevados quando mantiveram o teor de Mn baixo, o mesmo acontecendo com KEEHAN [35,36] para a soldagem com eletrodos revestidos, ao variar somente o teor de Mn de 2,0% para 0,6%.

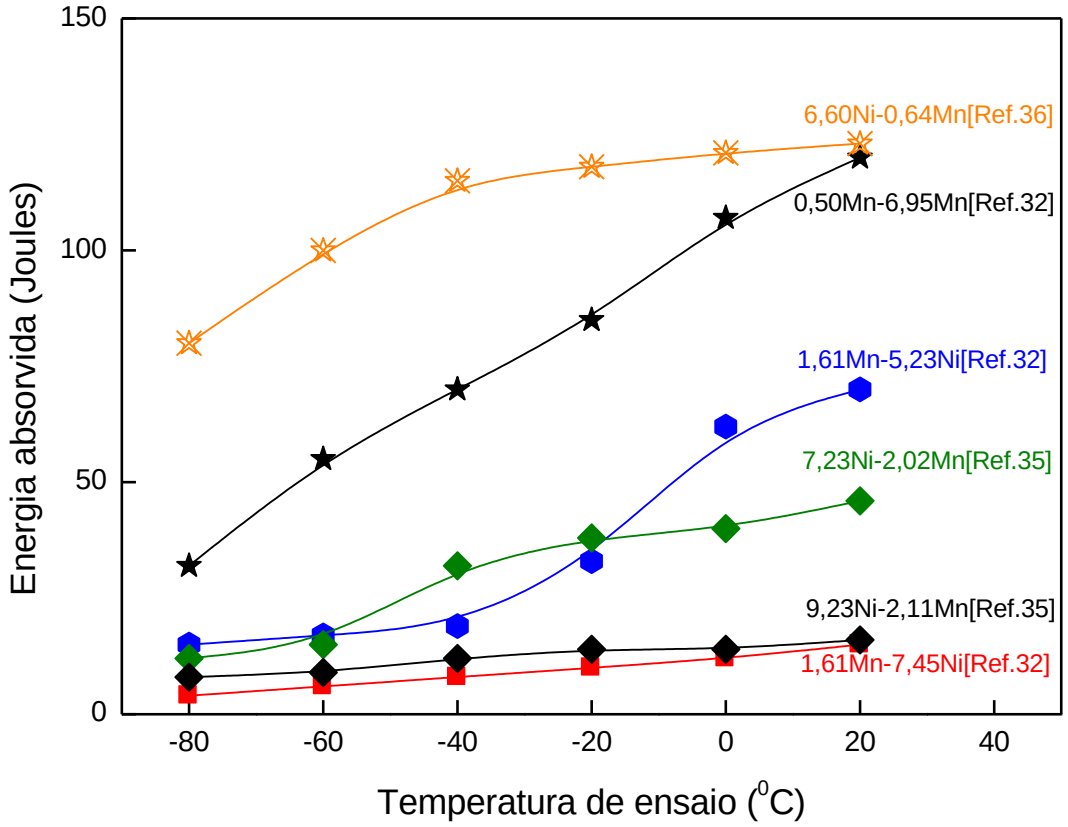


Figura IV.3 - Variação da tenacidade ao impacto do metal de solda para elevados teores de Ni em função do teor de Mn [32,35,36].

De acordo com a literatura existe um balanço muito tênue entre o Ni e Mn para obtenção de tenacidade ao impacto adequada para metais de solda de aço C-Mn [31,56]. Neste aspecto, a observação da figura IV.4 mostra a variação da tenacidade ao impacto com o teor de Mn para um metal de solda com 1,90%Ni, onde se nota que acima de 1,40%Mn, considerado o teor ótimo deste elemento, a tenacidade ao impacto sofre uma redução significativa [37]. No entanto, de maior importância para o presente trabalho é notar que para os teores de 1,0 e 1,4%Mn, a tenacidade apresenta comportamento similar, o que está de acordo com os resultados obtidos (Tab. III.4).

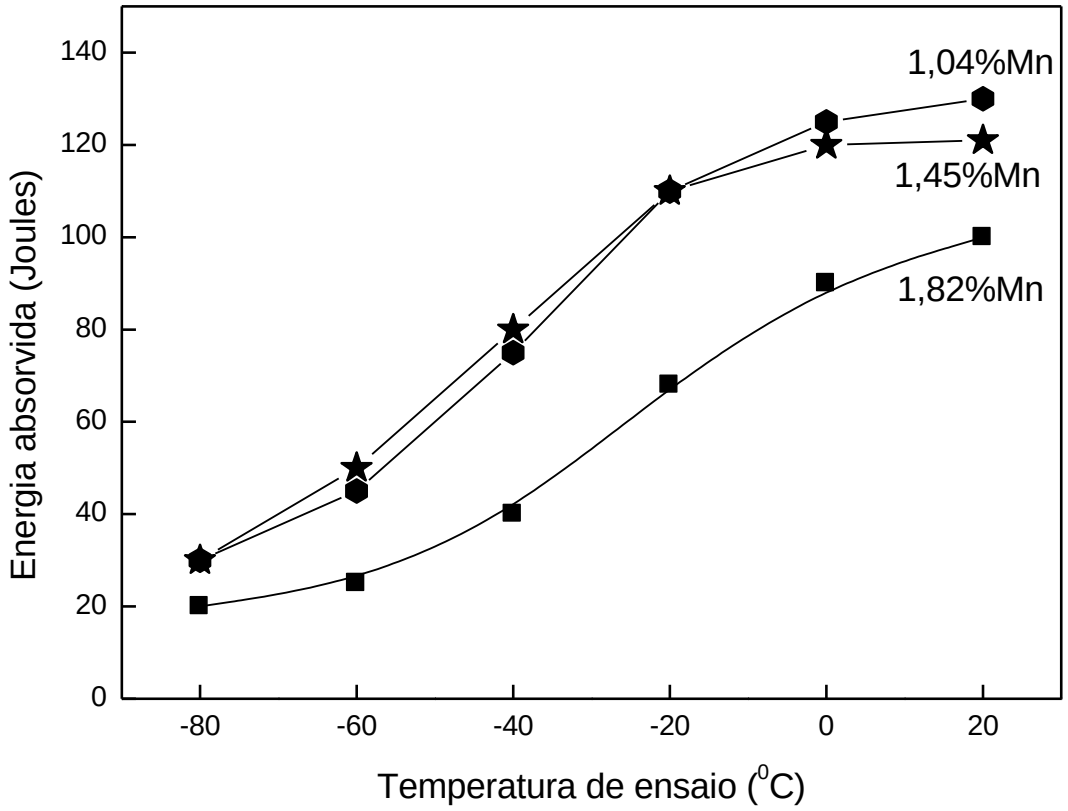


Figura IV.4 - Efeito do Mn na tenacidade ao impacto de metal de solda de alta resistência [37].

Este comportamento também seria esperado, quando se realiza uma avaliação comparativa das microestruturas obtidas (Figs. III.8 a III.16), já que o metal de solda B apresenta, embora em pequena proporção, da ordem de 10%, o constituinte ferrita acicular, reconhecidamente benéfico a tenacidade do metal de solda [27,57-59]. Neste aspecto, a Tabela IV.1 mostra um resumo das condições experimentais obtidas para os metais de solda estudados, onde se verifica que deveria ser esperado resultados superiores para o metal de solda B, pois mesmo o tempo de resfriamento entre 800 e 500^{0}C não foi um fator que interferiu negativamente. Desta forma, algum outro fenômeno deve ter contribuído para a redução da tenacidade ao impacto deste metal de solda, caracterizada inclusive pela elevada dispersão observada nos resultados dos ensaios de impacto Charpy-V (Figura III.1).

Tabela IV.1 – Quadro resumo dos resultados específicos dos metais de solda estudados.

Metal de solda	C	Mn	Ni	Ceq	N°.de Passes	%RC	Δt8/5(s)	Microestrutura
A	0,05	1,09	2,45	0,51	19	62	9,6	FS
B	0,05	1,32	2,48	0,55	21	69	7,7	FA+FS+FP
C	0,03	1,37	2,66	0,55	20	62	7,5	M+FS

Como observado no estudo de ZHANG et al [31], para o teor de Ni de 2,48% pode ocorrer segregação interdendrítica de Ni e Mn, o que causa queda da tenacidade ao impacto. Com base nesta possibilidade, foi realizada uma análise metalográfica investigativa mais detalhada neste metal de solda que evidenciou esta ocorrência (Figura III.17). De fato, considerando que a ocorrência deste fenômeno não é contínua ao longo de todo o entalhe do corpo-de-prova de impacto Charpy V, estando restrita à região reaquecida e em algumas outras poucas posições, esta evidência justifica não somente os resultados inferiores obtidos quanto também a dispersão verificada nestes resultados. De interesse ainda é o fato que a segregação de elementos Ni, Mn e Si, comentadas por ZHANG et al. [31], provocaram a formação de uma rede contínua de constituintes A-M, conforme melhor visualizadas na análise por microscopia eletrônica de varredura (Figura III.18).

É interessante citar também, que os valores de energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V para esta composição química (C-0,041,Mn-1,67, Si-0,49,Ni-2,48) obtidos no estudo de ZHANG et al. [31], da ordem de 81Joules à -20^{0}C, foram superiores aos aqui encontrados (Tab.III.4), já que aqueles autores realizaram a soldagem pelo processo eletrodo revestido, o que confere uma melhor tenacidade em comparação ao processo arame tubular nestes casos, conforme verificado pelo estudo realizado por FARNEZE et al. [7].

Neste aspecto, a Tabela IV.2 mostra uma coletânea de resultados obtidos de alguns trabalhos técnicos [16,20,45,60-62], onde se nota haver variações significativas nas propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência obtidos pelo processo arame tubular, o que é atribuído à diversos fatores tais como: posição de soldagem, aporte térmico, tipo de fluxo, etc. Assim, como comentado por SURIAN [47], embora os consumíveis tradicionais para aços de alta resistência do tipo C-Mn-2,5Ni-Cr-Mo já tenham sido amplamente estudados, o que permitiu aos fabricantes o desenvolvimento de produtos para os processos eletrodo revestido, arco submerso, GMAW (gas metal arc welding) e arame tubular, o problema da adequação destes consumíveis ainda não está resolvida, já que para cada aço base a ser soldado, faz-se necessário um procedimento de soldagem específico e controlado.

Tabela IV.2 – Propriedades mecânicas de metais de solda obtidos pelo processo arame tubular [16,20,45,60-62].

Composição Química Básica (% peso)	ES (kJ/mm)	LR (MPa)	Ecv (^{0}C) (joules)	Referência
C-0,05,Mn-1,47,Ni-1,79,Mo-0,44	1,2	699	105(-20)	60
C-0,08,Mn-1,55,Ni-1,92,Mo-0,42	1,2	766	82(-20)	60
C-0,06,Mn-1,22,Ni-3,51,Mo-0,21	1,8	NR	87(-18)	61
C-0,08,Mn-1,51,Ni-2,26,Mo-0,46,Cr-0,49		933	74(-20)	62
C-0,09,Mn-1,26,Ni-2,02,Mo-0,40,Cr-0,44		855	73(-20)	62
C-0,08,Mn-1,84,Ni-2,69,Mo-0,71,Cr-1,09		1061	46(-20)	62
C-0,06,Mn-1,80,Ni-2,43,Mo-0,48	1,3	903	59(-51)	45
C-0,05,Mn-1,76,Ni-2,16,Mo-0,71,Cr-	1,2	815	64(-51)	45
C-0,07,Mn-1,86,Ni-1,68,Mo-0,39	1,1	827	47(-20)	20
C-0,06,Mn-1,49,Ni-2,35,Mo-0,006	1,6	698	80(-20)	16

IV.3 – Efeito do Tratamento Térmico Pós-soldagem

JORGE et al. [14] em trabalho sobre metal de solda de alta resistência, citam que a maioria dos trabalhos que envolvem o efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem na resistência mecânica de metais de solda [9-11,37,56,63-67], relatam uma queda desta propriedade com a execução destes tratamentos. No entanto, destacam que no caso de metais de solda de mais alta resistência, existe uma tendência para que a diferença seja cada vez mais reduzida [5,9,11,14], o que provavelmente está associado com o fato da microestrutura da região reaquecida apresentar a mesma microestrutura da região colunar, o que interfere na composição percentual da resistência do corpo-de-prova utilizado para o ensaio de tração representativo da qualificação do metal de solda [42,65].

Isto também foi verificado para os metais de solda estudados no presente trabalho, pois a consulta à Tabela III.2 mostra a pequena diferença para a resistência mecânica para os diversos resultados obtidos entre as condições de como soldado e após TTPS, sendo a maior variação de apenas 3%.

Segundo FARRAR et al. [69], o TTPS pode causar um efeito nocivo na tenacidade devido à precipitação de carbetos nos contornos de grão. Algumas publicações recentes envolvendo metais de solda de alta resistência, tem mostrado que quando se observa a existência de uma rede contínua de precipitação ao longo do contorno de grão da austenita prévia (decoramento de contorno), a tenacidade experimenta uma redução acentuada após o TTPS [10,11,14-17,20,43,70].

A análise microestrutural conduzida por microscopia eletrônica de varredura (Figura III.14 a III.16), permitiu evidenciar que nos metais de solda B e C, onde se verificou a ocorrência de

precipitação de carbetos nos contornos de grão, houve igualmente uma queda nos valores médios da tenacidade. Já no caso do metal de solda A em que tal ocorrência não foi observada, a tenacidade ao impacto não sofreu efeitos nocivos devido ao TTPS, todas estas evidências em concordância com as observações da literatura sobre o comportamento de metais de solda de alta resistência.

Em relação à esta questão, uma análise dos dados disponíveis na literatura permite inferir que a composição química pode ter forte influência nesta questão da precipitação de carbetos nos contornos de grão, já que em alguns trabalhos técnicos não se verifica um efeito nocivo do TTPS na tenacidade ao impacto [3,5,9,14,1518,21,30,71]. Desta forma, é interessante uma análise mais detalhada da interação dos elementos de liga, particularmente, C, Mn, Ni, Mo e Cr, na ocorrência deste fenômeno.

Finalmente, é importante comentar que os resultados obtidos foram muito superiores aos requisitos para utilização na soldagem do aço grau R3 [22], mesmo com a redução da tenacidade provocada pelo TTPS.

IV.4 - Avaliação Geral dos Resultados

O presente trabalho dá continuidade à um programa de pesquisa que tem por objetivo avaliar consumíveis adequados para soldagem de aços utilizados em componentes de sistemas de ancoragem, que atendam os requisitos da norma IACS W22 [22]. No caso presente, a análise visou metais de solda produzidos pelo processo arame tubular, de modo a melhorar a produtividade, devendo ser ressaltado que nesta aplicação a execução do TTPS é mandatória [2,60].

Parte destes resultados já foi objeto de trabalhos anteriores realizados por FARNEZE et al. [7] e por PINHEIRO et al. [12,17], com objetivo de avaliar o potencial do processo arame tubular e, em particular, do consumível da classe AWS 110 C-G, para utilização na soldagem de aços grau R3 [22] para aplicação em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo.

No entanto, naqueles trabalhos [7,12,17], não foi realizada uma análise mais detalhada do efeito da composição química nas propriedades do metal de solda e, particularmente, das causas dos resultados de tenacidade obtidos, como aqui abordado.

De uma maneira geral, a avaliação das propriedades mecânicas obtidas pelos três metais de solda estudados, simplesmente do ponto de vista de aprovação de procedimentos de soldagem, permite inferir que os metais de solda B e C, poderiam ser utilizados na aplicação em questão, visto terem propiciado resultados acima dos mínimos exigidos para o aço grau R3 [22], conforme mostrado na Figura IV.5.

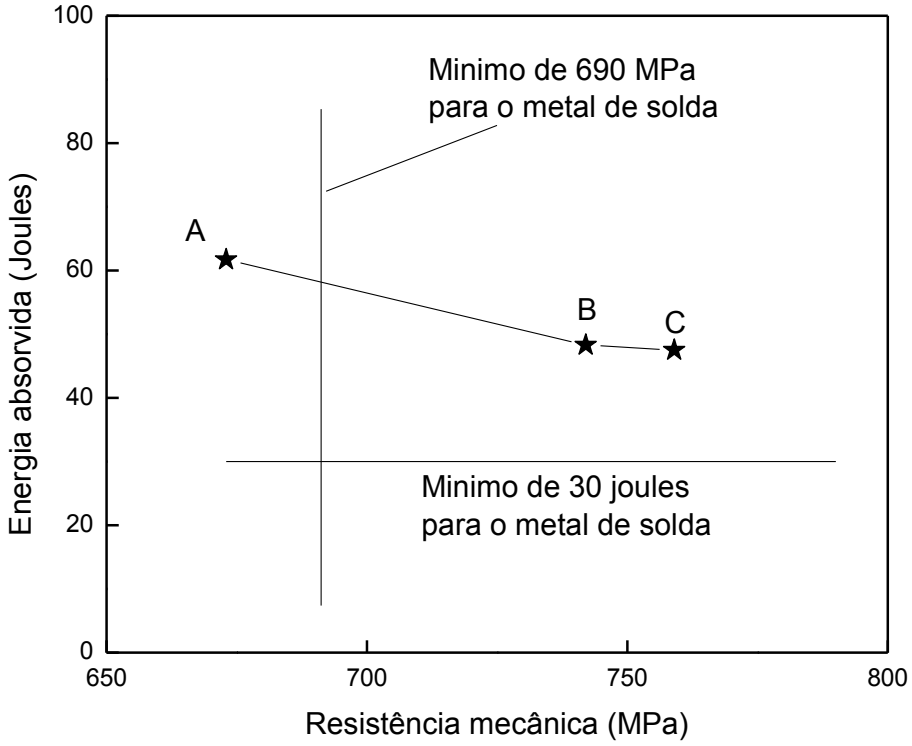


Figura IV.5 - Relação entre as propriedades mecânicas após TTPS dos metais de solda estudados.

Neste aspecto, nota-se que o metal de solda A, embora apresentando a melhor tenacidade de todos os estudados, não possui um nível de resistência mecânica adequada para a aplicação em questão, provavelmente devido ao seu baixo teor de Mn.

A análise dos metais de solda B e C mostram resultados importantes, pois além de apresentarem valores superiores aos mínimos exigidos em termos de resistência e tenacidade, evidenciam que uma pequena variação no teor de Ni de 2,48% para 2,66% não causa mudanças nocivas na tenacidade ao impacto do metal de solda. Neste caso, embora tenha sido verificada também uma queda de tenacidade após o TTPS devido à ocorrência de precipitação de carbetos nos contornos de grão, ainda assim foi possível obter propriedades satisfatórias para ambos os metais de solda.

Com base na discussão acima apresentada, pode-se indicar que uma composição química com 1,35%Mn-2,5%Ni é a mais adequada para o compromisso de resistência e tenacidade desejado.

CONCLUSÕES

Dos resultados obtidos no presente trabalho, permite-se concluir:

a) A composição química mais adequada para obtenção de uma boa relação de resistência e tenacidade envolve uma relação de 1,35%Mn-2,5%Ni para os metais de solda obtidos com arame tubular do tipo flux cored estudados;
b) O aumento do teor de Mn promoveu um aumento na resistência mecânica dos metais de solda estudados;
c) O TTPS provocou uma redução da tenacidade de metais de solda de mais alta resistência devido à precipitação de carbetos em contornos de grão;
d) O TTPS não provocou uma redução significativa da resistência mecânica dos metais de solda de mais alta resistência;
e) Verificou-se uma variação na tenacidade ao impacto do metal de solda contendo 2,5%Ni devido a ocorrência de redes contínuas de constituintes A-M nos contornos de grão, como consequência da segregação de elementos para estes contornos de grão;
f) O metal de solda estudado com uma composição envolvendo 1,35%Mn-2,5%Ni, atende os requisitos para soldagem do aço grau R3.

SUGESTÕES

Para continuidade do presente trabalho, permite-se sugerir:

a) Realizar análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET), ou microscopia eletrônica de varredura com a técnica de difração de elétrons retroespalhados (MEV/EBSD), para identificação dos precipitados que ocorrem após o TTPS;
b) Realizar análise crítica da interação dos efeitos dos elementos de liga no comportamento do metal de solda de alta resistência e;
c) Avaliar um consumível alternativo para soldagem do aço grau R3.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

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

[2] JORGE, J.C.F. et al., "Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem de amarras de aço para ancoragem de plataformas de petróleo", In: *Anais do XXVII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*; pp.1-10; Campinas, São Paulo, Brasil; outubro; 2001.

[3] SUMAM, J.A.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; "Efeito de tratamentos térmicos pós-soldagem nas propriedades de aço fundido de elevada resistência para sistemas de ancoragem de plataformas marítimas", *Soldagem & Inspeção*,; v.9, nº4, pp.205-212, 2004.

[4] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G, SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; Bott, I.S. e GUIMARÃES F.H.B.; "Relação tenacidade/microestrutura da ZTA de aço fundido ASTM A 148 GR. 80 50 para acessórios de ancoragem de plataformas de petróleo", *Soldagem & Inspeção*,; v.9 nº4, pp.192-197, 2004.

[5] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F. e BOTT, I.S.; "Influência da composição química e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de alta resistência", In: *Anais do XXXIII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*; pp.1-10, Caxias do Sul, Rio Grande do Sul, Brasil, agosto, 2007.

[6] JORGE,J.C.F.;SOUZA, L.F.G.; PACHECO P.M.C.L.; FILHO, A.M.F.; FILHO, O.R.; DINIZ, J.L.C.; BOTT, I.S.; "Evaluation of the mechanical properties on welded links of high strength steel mooring chains after fatigue testing", In: *Anais do XXXIV Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*, pp.1-10, São Paulo, São Paulo, Brasil, maio, 2008.

[7] FARNEZE, H.N.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I,S.; "Estudo comparativo de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular para aplicação em equipamentos de amarração offshore", *Soldagem & Inspeção*,;v.14, nº 2, pp.151-160, 2009.

[8] OLIVEIRA, E.M.; JORGE, J.C.F. E SOUZA, L.F.G.; "Efeito de tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço fundido de alta resistência mecânica", In: *Anais do LXIX Congresso Internacional da ABM*, pp. 1-12, São Paulo, Brasil, julho, 2014.

[9] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R. E BOTT, I.S.; "Estudo de metais de solda de aço de extra alta resistência para utilização em componentes de ancoragem de plataformas de petróleo. Parte I: Propriedades Mecânicas, In: *Anais do XXXVII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*, pp. 1-10, Natal, Rio Grande do Norte, Brasil, outubro, 2011.

[10] VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. E BOTT, I.S.; "Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tupo flux cored", In: *Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM*, pp. 374-387,Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

[11] GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. E BOTT,I.S.; "Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo", In: *Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM,* pp. 806-818, Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

[12] PINHEIRO, M.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Efeito do tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored”, In: *Anais do LXVII Congresso Internacional da ABM*, pp. 1323-1333, Rio de Janeiro, Brasil, julho/agosto, 2012.

[13] VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S., “Influência do Preaquecimento e Tratamento térmico Pós-Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Alta Resistência obtido pelo Processo Arame Tubular”, In: *Anais do XXXVIII Congresso Nacional de Soldagem - CONSOLDA*, pp.1-12, Ouro Preto, Minas Gerais, Brasil, outubro, 2012.

[14] JORGE, J.C.F.; FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem”, *Soldagem e Inspeção* v.18, nº 2, pp.137-148, 2013.

[15] GOMES, A.J.M.; JORGE, J.C.F; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Influence of Chemical Composition and Post Welding Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals”, *Materials Science Forum*, v.758, pp.21-32, 2013.

[16] VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Avaliação de propriedades mecânicas de metal de solda de alta resistência obtido por processo de arame tubular para tipo flux cored para soldagem de amarras de aço de ancoragem de plataformas de petróleo”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-10, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

[17] PINHEIRO, M.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G. e BOTT, I. S.;”Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-11, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

[18] LINS JUNIOR, A.L.; JORGE, J.C.F. e SOUZA, L.F.G.; “Estudo comparativo das propriedades mecânicas de juntas soldadas pelo processo eletrodo revestido e MIG de aço de elevada resistência mecânica para emprego em estruturas naval”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-10, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

[19] GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Propriedades mecânicas de metal de solda de aço de extra alta resistência para reparos de componentes de amarração de plataformas”, *Anais do VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, pp.1-10, Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro, Brasil, maio, 2013.

[20] COUTO, J.L.S.; JORGE, J.C.F. e SOUZA, L.F.G.; “Influência da composição química nas propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência”, *Anais do LXIX Congresso Internacional da ABM*, pp. 1-13, São Paulo, SP, Brasil, julho, 2014.

[21] LINS JUNIOR, A.S.; Jorge, J.C.F. e Souza, L.F.G.; “Avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW para aplicação em componentes de sistemas de ancoragem”, *Anais do LXIX Congresso Internacional da ABM*, pp. 1-12, São Paulo, SP, Brasil, julho, 2014.

[22] International Association of Classification Societies, *W22, Offshore Mooring Chain*, June, 2011.

[23] AWS 5.28-96, *Specification for low alloy steel electrodes and rods for gas shielded arc welding*, 1996

[24] ANSI/AWS 5.5-96, *Specification for low alloy steel electrodes for shielded metal arc welding* , 1996.

[25] ANSI/AWS 5.29-98, *Specification for low alloy steel electrodes for flux cored arc welding*, 1998.

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

[27] ZHANG, T.; LI, Z.; YOUNG, F.; KIM, H.J.; LI, H.; JING, H. e TILLMANN,W., Global progresson welding consumables for HSLA steel, *ISIJ International*, v.54, nº7, pp.1472-1484, 2014.

[28] BHADESHIA, H.K.D.H., Strong ferritic-steel welds, *Materials Science Forum*, vol.539–543, pp.6-11, 2007.

[29] MODENESI, P.J.; *Soldabilidade dos Aços Transformáveis*, Dissertação de M.Sc., UFMG, julho, 2008

[30] FARAGASSO, S.M. et al., "Avaliação de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem", *Anais do XXXVII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*, Natal, Rio Grande do Norte, Brasil, outubro, 2011.

[31] ZHANG, Z. e FARRAR,R.; "Influence of Mn and Ni on the Microstructure and Toughness of CMn- Ni Weld Metals", *Welding Journal*, v. 76, n. 5, pp. 183s – 196s, 1997.

[32] KANG, B. Y.; KIM , H. J.; HWANG, S. K.; "Effect of Mn and Ni on the Variation of the Microstructure and Mechanical Properties of Low-carbon Weld Metals". *ISIJ International*,v. 40, nº 12, pp. 1237–1245, 2000.

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

[34] TRINDADE, V.B.; PARANHOS, R.P.R.; PAYÃO, J.C. e SOUZA, L.F.G.; "Influência da adição de níquel na tenacidade de metais de solda de aços C-Mn antes e após tratamento térmico de alívio de tensões", *Soldagem & Inspeção,* v. 10, nº4, pp.164-171, 2005.

[35] KEEHAN, E.; KARLSSON, L. E.; ANDRÉN, H.O.; "Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part I – Effect of nickel content", *Science and Technology of Welding and Joining*, v.11, nº1, pp.1-8, 2006.

[36] KEEHAN, E.; KARLSSON, L. E.; ANDRÉN, H.O.; "Influence of C, Mn and Ni contents on microstructure and properties of strong steel weld metals, Part II - Impact toughness gain from manganese reductions", *Science and Technology of Welding and Joining*, v.11, nº1, pp.9-18, 2006.

[37] SURIAN, E.S.; TROTTI, J.; CASSANELLI, A.N. e DE VEDIA, L.A.; "Influence of Mn content on mechanical properties and microstructure of a high strength SMA electrode weld metal", *IIW-IIS* Doc. II-A-724-87, 1987.

[38] LORD, M.; JENNINGS, G.; "Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals", *Svetsaren*, Sweden, v.54, nº 1-2, pp.53-58, jan.1999.

[39] KARLSSON, L.; KEEHAN,E.; ANDREN, H.O.; BHADESHIA, H.K.D.H. "Development of high strength steel weld metals–potential of novel high-Ni compositions", In: *Eurojoin*, 5, 2004, Viena, Proceedings…, pp.1-8, Viena, Austria, 2004

[40] KEEHAN, E., ZACHRISSON, J. KARLSSON, L.; “Influence of cooling rate on microstructure and properties of high strength steel weld metal”, *Science and Technology of Welding and Joining*, vol.15, n.3, pp.233-238, April, 2010.

[41] WANG, W. e LIU, S., “Alloying and microstructural management in developing SMAW eletrodes for HSLA-100 steel”, *Welding Journal*, v.81 nº7, pp.132s-145s, 2002.

[42] SVENSSON, L.E.; “Consumables for Welding High Strength Steels”, *Svetsaren*, v. 54, n.1–2, pp.29-33, 1999.

[43] GOMES, A.J.M.; *Estudo comparativo de metais de solda de aços de extra alta resistência para utilização em componentes de linhas de ancoragem de plataformas de petróleo*¸ Dissertação de M.Sc., CEFET/RJ, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

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

[45] SVOBODA, H.G.; RISSONE, N.M.R.; SURIAN, E.S. e DE VEDIA, L.A.; “Efecto del Procedimiento de Soldadura en las Propiedades Mecánicas y la Microestructura del Metal de Aporte Puro de Aceros Ferríticos de Alta Resistencia Depositados con Alambres Tubulares”; *Soldagem & Inspeção*, v. 12, nº. 2, pp.124-132, 2007.

[46] MUKHOPADHYAY, S. e PAL, T.K., “Effect of shielding gas mixture on gas metal arc welding of HSLA steel using solid and flux-cored wires”, *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* , v. 29, pp.262–268, 2006.

[47] SURIAN, E.S., “Consumibles para soldadura por arco electrico: algunos desarollos recientes”, *Soldagem & Inspeção*, v. 18, nº 1, pp.77-89, 2013.

[48] RAMIREZ, J.E.; “Examining the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals”, *Welding Journal*, USA, vol.88, n.1, pp.32-38, Jan. 2009.

[49] SURIAN, E.S.; RISSONE, N.M.R.; SVOBODA, H.G.; DE VEDIA, L.A.; “SMAW, FCAW and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties”, *Welding Journal*, USA, v.89, nº3, pp.54-64s, Mar. 2010.

[50] TALAS, S.; “The assessment of carbon equivalent formulas in predicting the properties of steel weld metals”, *Materials & Design*, 31, pp. 2649-2653, 2010.

[51] GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.; “Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência com Diferentes Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem”, *Anais do XXXVIII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*, pp.1-12, Ouro Preto, Minas Gerais, outubro, 2012.

[52] ASM METALS HANDBOOK; *volume 4 – Heat Treating*; ASM International 2002, pp. 83.

[53] EN 1011-2, *Welding — Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels*, Brussels, 2003, 62p.

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

[55] American Bureau of Shipping, *Rules for Materials and Welding, Part 2*, Houston, 2012.

[56] TAYLOR, D.S.; EVANS, G.M.; “Development of MMA Electrodes for Offshore Fabrication”, *Metal Construction*, v. 15, nº 8, pp. 438 – 443, 1983.

[57] ZHANG L., LI, Y., WANG, J., JIANG, Q.; Effect of acicular ferrite on cracking sensibility in the weld metal of Q690+Q550 high strength steels. *ISIJ International*, v.51, nº 7, pp.1132-1136, 2011.

[58] JIANG, Q.; LI, Y.; WANG, J.; ZHANG, L.; "Characterization on strength and toughness of welded joint for Q550 steel", *Bull Mater Sci*., v.34, nº1, pp.161-167, 2011.

[59] BAJIC,N.; SIJACKI-ZERAVCIC, V.; BOBIC,B.; CIKARA,D.; ARSIC,M.; "Filler metal influence on weld metal structure of micro-alloyed steel"; *Weld Journal*, v.90, nº4, pp.55s-62s, 2011.

[60] RISSONE,N.M.R.de; SVOBODA, H. G.; SURIAN, E. S. e VEDIA, L. A. de; Influence of Procedure Variables on C-Mn-Ni-Mo Metal Cored Wire Ferritic All-Weld Metal, *Welding Journal*, v. 84, n°7, pp.139s-148s, 2005.

[61] GERLICH,A.P., IZADI,H., BUNDY,J. e MENDEZ,P.F., Characterization of High-Strength Weld Metal Containing Mg-Bearing Inclusions, *Welding Journal*, v.93, n°1, pp.15s-22s, 2014.

[62] BAUNÉ,E., CHOVET,C., LEDUEY,B. e BONNET,C., Consumables for welding of (very) high strength steels – mechanical properties of weldments in as-welded and stress relieved applications, *IIW DOC-II*-1696-06/II-C-315-05.

[63] JORGE, J.C.F. et al, Desenvolvimento de procedimento de reparo por soldagem de amarras de aço para ancoragem de plataformas de petróleo – Parte II – Homologação do Procedimento, *Anais do XXVIII Congresso Nacional de Soldagem-CONSOLDA*,; São Paulo, pp. 1-10, 2002.

[64] SURIAN, E.S.; TROTTI, J.; CASSANELLI, A. e DE VEDIA, L.A.; "Influence of chromium element on mechanical properties and microstructure of weld metal from a high strength SMA electrode", *Welding Journal*, v.73, nº 3, pp.45s-53s, 1994.

[65] JORGE, J.C.F.; REBELLO, J.M.A. e SOUZA, L.F.G.; The effect of chromium on the microstructure/toughness relationship of C-Mn weld metal deposits, *Materials Characterization*; v. 47, nº 3-4, pp.195 – 205, 2001.

[66] JORGE, J.C.F. e REBELLO, J.M.A.; Influence of welding procedure on the microstructure and toughness of high strength ferritic steel weld metals, *Revue de la Soudure*; v.56, n°1, pp. 4-12, 2000.

[67] VIEIRA, L..A.; *Avaliação da tenacidade após tratamento térmico de alívio de tensões em soldas produzidas com arames tubulares rutílicos que contenham níquel*. Dissertação de M. Sc., Escola de Engenharia, U.F.M.G., Belo Horizonte, Minas Gerais, Brasil, 2006.

[68] RAMIREZ, J.; "Characterization of high strength steel weld metals, chemical composition, microstructure and nonmetallic inclusions", *Welding Journal*, v.87 nº3, pp.65s-75s, 2008.

[69] FARRAR, R.A.; TAYLOR, L.G. e HARRISON, E.M.; "Effect of stress-relieving on fracture properties of submerged arc welds of C-Mn steels", *Metals Technology*, vol.10, pp.380-389, 1989.

[70] SALVADOR, L.S.F. e JORGE, J.C.F.; "Avaliação de consumíveis para soldagem de risers de completação", *Anais do 2º Simpósio Latino Americano sobre Tubulações e Vasos de Pressão*, Gramado, Rio Grande do Sul, Brasil, pp.315–324, 1994.

[71] SURIAN, E.S., de RISSONE,M.R. e de VEDIA,L., Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties, *Welding Journal*, v.84, n.4, pp.55s-62s, 2005