CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

Samuel Soares Queiroz

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

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

Rio de Janeiro
Maio de 2016

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

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.

Samuel Soares Queiroz

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.

_____
Maria da Penha Cindra Fonseca, D.Sc. (PGMEC/UFF)

Rio de Janeiro
Maio de 2016

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

Q3 Queiroz, Samuel Soares
Propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo GMAW / Samuel Soares Queiroz.—2016.
xii, 81f. : il. (algumas color.) , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca , 2016.
Bibliografia : f. 73-81
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

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

CDD 620.11292

AGRADECIMENTOS

À Cristo Jesus, Em quem estão escondidos todos os tesouros da sabedoria e da ciência. Pois Ele é antes de todas as coisas, e todas as coisas subsistem por ele. Dele, por ele e para ele são todas as coisas;

Aos meus pais que sempre me incentivaram, educaram e deram valor ao estudo acadêmico de forma a que eu pudesse galgar sempre patamares mais altos;

À minha esposa Eunizia que sempre me apoiou e incentivou abrindo mão do seu tempo de direito a fim de que eu pudesse concluir meu objetivo;

Aos Professores Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.) e Luis Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.), que compartilharam o seu conhecimento e conduziram esta dissertação de forma a que ela pudesse estar da forma que está hoje;

À NUCLEP que me cedeu os dias de trabalho necessários para que eu pudesse realizar o mestrado.

Ao Laboratório de Materiais do Cefet (LAMAT) e seus funcionários e professores , pelo auxílio na execução da análise metalográfica.

Ao Centro Tecnológico do Exército (CTEx) pela realização da análise química.

RESUMO

PROPRIEDADES MECÂNICAS E MICROESTRUTURAIS DE METAL DE SOLDA DE AÇO DE ALTA RESISTÊNCIA OBTIDO PELO PROCESSO GMAW

Samuel Soares Queiroz

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

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

O presente trabalho tem como objetivo realizar uma avaliação das propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelo processo GMAW, quando submetidos a ciclos térmicos com diferentes tempos de resfriamento.

Foram realizadas soldagens multipasse pelo processo GMAW com preaquecimento de 150ºC, 200°C e 250ºC, utilizando um consumível de composição básica utilizando um arame sólido de composição básica 0,4Cr-2,2Ni-0,55Mo da classe AWS 5.28 ER 120S-G de 1,2mm de diâmetro, na posição plana e energia de soldagem média de 1,50 kJ/mm. Após a soldagem, ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) foram realizados em corpos-de-prova removidos integralmente do metal de solda, tanto na condição de como soldado quanto após tratamento térmico. O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) foi realizado a 600°C por 1 hora.

Os resultados mostraram que o metal de solda estudado apresenta variação de propriedades mecânicas em função do tempo de resfriamento e uma queda significativa na tenacidade após o tratamento térmico devido à precipitação de carbetos no contorno de grãos de austenita prévia.

Palavras-chave:

Metal de solda de alta resistência; Propriedades mecânicas; Tratamento térmico pós-soldagem; tempo de resfriamento

.

Rio de Janeiro
Maio/2016

ABSTRACT

MECHANICAL AND MICROSTRUCTURAL PROPERTIES OF HIGH STRENGTH STEEL WELD METAL OBTAINED BY GMAW PROCESS

Samuel Soares Queiroz

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

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

The present work investigates the mechanical and microstructural properties of high strength steel weld metals obtained by GMAW process with different cooling times.

Welded joints by GMAW process were prepared using preheat of 150, 200 and 250ºC, flat position and heat input average of 1.50 kJ/mm. As welding consumable, wire rods for gas shielded arc welding (alloy type: 0.3Cr-1.9Ni-0.5Mo), with 1.2mm diameter, according to the AWS 5.28 class ER 120S-G specification, were used. After welding, tensile, impact Charpy-V and hardness tests and metallographic examination by optical (OM) and scanning electron microscopy (SEM) were performed in specimens removed integrally from the weld metal, both in as welded and heat treated conditions. The post weld heat treatment (PWHT) was conducted at 600ºC for 1 hour.

The results showed that the weld metal is sensitive to cooling rate and the execution of PWHT promoted a substantial reduction on impact toughness due to the precipitation of carbides at the grain boundaries.

Keywords:

Weld metal; Mechanical properties; Post Weld Heat Treatment; Cooling time

.
Rio de Janeiro
May 2016

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO **1**

CAPÍTULO I - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA **2**

I.1 Metais de Solda de Aços de Alta Resistência 2

I.1.1 Elementos de Liga e Microestrutura 3

I.1.2 Propriedades Mecânicas 9

I.1.3 Efeito do ciclo térmico de soldagem (preaquecimento, energia de soldagem e velocidade de resfriamento) no metal de solda 16

I.1.4 Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS) 21

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS **25**

II.1 Materiais 25

II.1.1 Material de Base 25

II.1.2 Consumível de soldagem 25

II.2 Procedimento de Soldagem 25

II.3 Tratamento Térmico Pós Soldagem 29

II.4 Análise Química 30

II.5 Ensaios Mecânicos 30

II.5.1 Ensaio de Tração 31

II.5.2 Ensaio de Impacto Charpy-V 32

II.6 Ensaios de Microdureza 33

II.7 Ensaios Metalográficos 34

CAPÍTULO III - RESULTADOS **36**

III.1 Análise Química 36

III.2 Ensaios Mecânicos 36

III.2.1 Ensaio de Tração 36

III.2.2 Ensaio de Impacto Charpy-V 38

III.3 Ensaio de Microdureza 39

III.4 Ensaios Metalográficos 41

III.4.1 Macrografia 41

III.4.2 Micrografia 42

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO **52**

IV.1 Resistência Mecânica 52

IV.1.1 Carbono equivalente 52

IV.1.2 Tempo de resfriamento 54
IV.1.3 Tratamento térmico pós-soldagem 61
IV.2 Dureza 64
IV.3 Tenacidade ao impacto 64
IV.3.1 Tempo de resfriamento 64
IV.3.2 Tratamento térmico pós soldagem 66
IV.4 Implicação dos Resultados 69

CONCLUSÕES 71

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS 72

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS 73

LISTA DE FIGURAS

Figura I.1 – Microestrutura do último passe dos metais de solda estudados por KARLSSON et al. [28]. 4
Figura I.2 – Esquema da transição entre a bainita superior e inferior [34] 5
Figura I.3 – Bainita Coalescida [31] 7
Figura I.4 – Diagrama de constituição que mostra a microestrutura predominante no metal de solda em função da composição de Ni e Mn. [21] 8
Figura I.5 – Variação da Resistência Mecânica (RM) e Limite de Escoamento (TE) em função CE_{IIW} [26] 11
Figura I.6 – Variação da Tenacidade ao impacto do metal de solda em função da resistência mecânica [51]. 12
Figura I.7 – Tenacidade à fratura dos metais de solda à -10 °C para determinados metais de solda de alta resistência. [49] 13
Figura I.8 – Variação da Tenacidade à fratura do metal de solda em função do teor de Oxigênio depositado durante a solda. [31] 13
Figura I.9 – Variação da tenacidade à fratura do metal de solda em função do teor de carbono no metal de solda. [26] 14
Figura I.10 – Tamanho médio das inclusões não metálicas em função do teor de oxigênio nos metais de solda. [26] 15
Figura I.11 – Efeito da Energia de Soldagem na Dureza e na Resistência Mecânica. [25] 20
Figura I.12 – Curva esquemática TTT para metais de solda de Alta resistência em função da Energia de Soldagem [25]. 20
Figura I.13 – Relação da Energia absorvida (Charpy-V) em função do tempo de manutenção na temperatura de alívio de tensões de 580°C [68],. 23
Figura II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (mm). 26
Figura II.2 – Etapa de soldagem das juntas 27
Figura II.3 – Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova em relação à junta soldada, para ensaio de tração, impacto Charpy-V, análise química, dureza e metalografia. 31
Figura II.4 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração 32
Figura II.5 – Posição de retirada dos corpos de prova para o ensaio de tração. 32
Figura II.6 — Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm) 33
Figura II.7 — Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm) 33

Figura II.8 – 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). 35
Figura III.1 – Variação da tenacidade ao impacto com as condições de soldagem. 39
Figura III.2 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S150. 40
Figura III.3 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S200. 40
Figura III.4 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S250. 41
Figura III.5 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas . Ataque: Nital 2%..... 42
Figura III.6 – Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 2%. 44
Figura III.7 – Microestrutura do último passe dos metais de solda (MO). 45
Figura III.8 – Microestruturas do metal de solda S150 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 6,8s. 46
Figura III.9 – Microestruturas do metal de solda S200 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 8,9s. 47
Figura III.10 – Microestruturas do metal de solda S250 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 14,0s. 48
Figura III.11 – Microestruturas do metal de solda S150 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 6,8s. 49
Figura III.12 – Microestruturas do metal de solda S200 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 8,9s. 50
Figura III.13 – Microestruturas do metal de solda S250 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 14,0s. 51
Figura IV.1 – Resistência mecânica observada em função do Carbono Equivalente [12,63,21,26,28,50,56,64]. 53
Figura IV.2 – Resultados de resistência mecânica em função do Carbono Equivalente apresentados por KARLSSON et al. [28]. 53
Figura IV.3 – Relação entre o percentual de martensita e o limite de resistência 58
Figura IV.4 – Relação entre o percentual de martensita e o tempo de resfriamento 59
Figura IV.5 – Curva de tendência do limite de resistência em função do tempo de resfriamento [28,65,76,78,27,47,56] 61
Figura IV.6 – Variação do limite de resistência com o TTPS 61
Figura IV.7 – Influência TTPS no LR em soldas GMAW 62
Figura IV.8 – Influência TTPS no LR em soldas por arame tubular 63
Figura IV.9 – Influência TTPS no LR em soldas por eletrodo revestido 63
Figura IV.10 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas GMAW 68
Figura IV.11 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas por arame tubular 68
Figura IV.12 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas por eletrodo revestido 69

LISTA DE TABELAS

Tabela I.1 - Consumíveis e processos utilizados por KARLSSON et al. [28] 10
Tabela I.2 – Propriedades mecânicas obtidas por KARLSSON et al. [28] 11
Tabela I.3 – Propriedade mecânicas de eletrodos de alta resistência em função da variação da energia de soldagem [50]. 17
Tabela I.4 – Experimento realizado por JORGE et al. [6]. 18
Tabela I.5 – Variação da composição química em função da corrente de soldagem, por BAUNÉ et al. [62]. 18
Tabela I.6 – Ensaios realizados por AKBARNEJAD [65] 19
Tabela I.7 – Propriedades mecânicas de metais de solda obtidas por soldagem com eletrodo revestido, por KEEHAN et al. [27]. 19
Tabela I.8 – Comparação de diferentes tempos de resfriamento [16]. 21
Tabela I.9 – Estudo realizado por GOMES [11]. 24
Tabela II.1 – Composição química do arame segundo o fabricante. 25
Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 150^{0}C. 28
Tabela II.3– Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 200^{0}C. 28
Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 250^{0}C. 29
Tabela II.5 – Tempos de resfriamento entre 800 e 500^{0}C. 29
Tabela II.6 – Condições de análise dos metais de solda. 30
Tabela III.1– Composição química dos metais de solda (% em peso). 36
Tabela III.2 – Resultados dos ensaios de tração. 37
Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V, em Joules. 38
Tabela III.4 – Percentuais de região colunar e reaquecida nos metais de solda. 43
Tabela III.5 – Percentuais de constituintes na região da ponta do entalhe Charpy-V. 43
Tabela IV.1 – Propriedades mecânicas obtidas por KARLSSON el al. [28] e AKBARNEJAD [65] em comparação com o presente trabalho. 54
Tabela IV.2 - Resistência mecânica e microestrutura para diversos trabalhos realizados com metal de solda de alta resistência. GOMES et al. [11,75], JORGE et al. [6,9], FARAGASSO [10], PINHEIRO et al. [13], VOGAS et al. [14], MONTEIRO et al. [76] e KEEHAN et al. [27]. 56
Tabela IV.3 – Composição dos metais de solda utilizados por por ZHANG et al. [77]. 59
Tabela IV.4 – Constituintes microestruturais encontrados por ZHANG et al. [77]. 60

LISTA ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

$\Delta t_{8/5}$	Tempo de resfriamento de 800 a 500°C
A_{C1}	Temperatura de início de transformação de fase (α→λ)
A_{C3}	Temperatura final de transformação de fase (α→λ)
Al	Alongamento
B	Bainita
Bc	Bainita Coalescida
Bi	Bainita inferior
Br	Bainita Revenida
Bs	Bainita Superior
CS	Como Soldado
EBSD	Difração de Elétrons Retro-Espalhados
E_{cv}	Energia absorvida
ES	Energia de Soldagem
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Primária
FS	Ferrita com Segunda fase
LE	Limite de Elasticidade
LR	Limite de Resistência
M	Martensita
MEV	Microscopia/Microscópio Eletrônico de Varredura
MEV-FEG	Microscópio Eletrônico de Varredura de Emissão de Campo
MO	Microscopia/Microscópio Ótico
Mr	Martensita Revenida
TTAT	Tratamento Térmico de Alívio de Tensão
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
TTPS	Tratamento Térmico Pós Soldagem
ZTA	Zona Termicamente Afetada (HAZ)

INTRODUÇÃO

O sistema de ancoragem de plataformas de petróleo para operações offshore consiste de longos comprimentos de cabos (de aço ou material sintético) e/ou amarras de aço (elos), âncoras, estacas e outros acessórios que são responsáveis por manter a estabilidade da plataforma, resistindo aos movimentos provocados por ondas, marés e ventos. As amarras de aço são os componentes da linha de ancoragem com maior rigidez, sendo expostas à corrosão, desgaste, carregamento axial e dobramento. Normalmente estes componentes do sistema de ancoragem são projetados para uma vida útil de 20 anos e são realizadas inspeções periódicas para monitorar a integridade da estrutura [1]. Por meio da inspeção pode ser indicada a necessidade de substituição de elos individuais a fim de que seja garantida a resistência de todo o sistema de ancoragem. Para isso utilizam-se elos do tipo kenter, os quais tem conhecidamente vida em fadiga inferior aos elos comuns. Outra alternativa é a substituição completa da cadeia de elos que compõe a amarra de aço, que consequentemente elevação do custo de manutenção do sistema de ancoragem [2].

Com o objetivo de viabilizar a recuperação das amarras de ancoragem substituindo os elos danificados através de um procedimento de soldagem que possibilite as mesmas propriedades dos elos comuns, iniciou-se um programa de estudos com o objetivo de qualificar procedimentos confiáveis de soldagem para elos de amarras de aço. Este programa de estudos já produziu inúmeros resultados positivos [2-11] pelo processo eletrodo revestido. Baseado nestes resultados promissores, o programa avançou e foi introduzido o processo de soldagem pelo processo GMAW, com o objetivo de aumentar a produtividade na soldagem destes elos de amarra [12-16].

O presente trabalho dá continuidade aos estudos deste extenso programa de pesquisa e visa estudar as propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de aço de alta resistência obtidos pelo processo GMAW quando submetidos a ciclos térmicos com diferentes taxas de resfriamento e posterior tratamento térmico, de forma a tornar possível a manutenção de resistência mecânica da ordem de 860MPa [17], mesmo após a execução do tratamento térmico.

CAPÍTULO I - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

I.1 Metais de Solda de Aços de Alta Resistência

A utilização de aços de alta resistência tem sido muito importante pelas vantagens que são atribuídas à estes, como baixo peso, baixos custos de fabricação, e fácil manuseio e transporte. Contudo a principal motivação para o desenvolvimento destes aços é a necessidade de aços com alta resistência, tenacidade e soldabilidade [18]. Durante o desenvolvimento dos aços de alta resistência foi aprimorado o controle das propriedades mecânicas através de adição de elementos de liga em combinação com laminação controlada, têmpera, revenimento e resfriamento acelerado dentre outros [19].

O contínuo progresso no desenvolvimento da fabricação de aços gera uma necessidade de um desenvolvimento também nos metais de solda a fim de manter as propriedades do metal depositado essencialmente equivalente ao metal de base, principalmente quando se trata de uma boa tenacidade em aços que alcançam os níveis de 690 MPa de resistência mecânica [20,21]. A velocidade na qual os consumíveis de soldagem são desenvolvidos é bem distante da velocidade com que se desenvolvem os aprimoramentos na fabricação de aços. Apesar da existência por décadas de aços de alta resistência com tensão de escoamento acima de 2000 MPa, consumíveis de solda com provada resistência mecânica superior à 1000 MPa são bem poucos. Isso porque enquanto os aços podem ser termomecânicamente processados para otimizar a performance deles, a maioria dos metais de solda devem ser utilizados na condição como foram fundidos e ainda com concentração de impurezas maiores do que o desejável [22].

Existe também a dificuldade no desenvolvimento de metais de solda com elevada resistência sem que seja acompanhada da perda de tenacidade abaixo dos padrões aceitáveis, principalmente em baixas temperaturas [23,24]. O aumento da resistência mecânica por adição de solutos deve ser minimizado para que se possa garantir a tenacidade a fim de que a estrutura soldada possa resistir à tensão residual da soldagem e as tensões de trabalho impostas sem que haja o risco de ocorrer fratura frágil [22].

Para serem alcançadas propriedades tais como as dos aços de alta resistência, é necessário que haja um controle apropriado dos diversos fatores que interagem entre si durante a soldagem para produzir um metal de solda com uma determinada composição química e uma microestrutura desejada [20]. As variações nas propriedades e microestruturas dos metais de solda de alta resistência são basicamente devido à dois fatores: taxa de resfriamento e composição química do metal de solda. A taxa de

resfriamento experimentada pelo metal de solda depositado é controlada por uma combinação da Energia de Soldagem (ES) e a forma como o calor é extraído da junta soldada. A extração de calor da poça de fusão depende da geometria da junta, da espessura da chapa e do preaquecimento. A taxa de extração de calor aumenta com a espessura da chapa e com a diminuição da temperatura de preaquecimento. A composição química do metal de solda depende do metal de base e composição do arame ou eletrodo, da diluição e das reações pirometalúrgicas resultantes do arco elétrico. A microestrutura final do metal de solda depositado resulta da decomposição da austenita através da nucleação e crescimento de ferrita e bainita ou através da transformação atérmica para martensita, o que pode ser modificado por uma variedade de reações de precipitações. Estudos anteriores mostram que metais de solda com tensão de escoamento inferior a cerca de 560 MPa consistem basicamente de ferrita, enquanto metais de solda com tensão de escoamento superior a 690 MPa, consistem predominantemente de martensita e bainita [25].

I.1.1 Elementos de Liga e Microestrutura

A composição química do metal de solda é definida pelas reações químicas que ocorrem na poça de fusão em elevadas temperaturas e influenciado pelos consumíveis de soldagem que são utilizados durante a operação de soldagem, como gás de proteção, revestimento do eletrodo ou fluxo [20].

Os elementos de liga possuem um papel importante para se obter metais de solda com alta resistência e dureza. Em uma análise feita por RAMIREZ [18] observou-se que o aumento do carbono equivalente na composição do metal de solda acarreta duas principais tendências, o aumento da proporção de microestruturas que surgem em baixas temperaturas de transformação e um refinamento da microestrutura, consequentemente aumentando a resistência mecânica [26]. O aumento do percentual de elementos de liga, principalmente os formadores de carbetos produzem uma alteração na microestrutura que é basicamente composta de ferrita (C_{eq} 0,26), passando por ferrita de Widmanstätten (C_{eq} 0,31) e ferrita acicular (C_{eq} 0,39) até chegar a martensita (C_{eq} 0,47) [18]. A ferrita acicular possui uma grande capacidade de aumentar a resistência mecânica de um metal de solda. Contudo metais de solda que contenham a ferrita acicular como microestrutura dominante ainda não atingem o requisito para as estruturas de aço de maior resistência [22].

Com o aumento da quantidade de elementos de liga adicionados aos metais de alta resistência, a bainita e a martensita gradualmente se tornam os constituintes dominantes na

microestrutura em substituição à ferrita que é associada às composições mais pobres de elementos de liga [27]. Contudo, uma mistura bem balanceada de microestruturas martensíticas, bainíticas e ferríticas pode oferecer alta resistência associada com uma boa tenacidade [27].

Neste aspecto, KARLSSON et al. [28] analisaram metais de solda com resistência mecânica na faixa de 900 MPa a 1128 MPa e observaram que existe uma relação entre a alta quantidade de elementos de liga presente nos metais de solda de alta resistência e a sua microestrutura no estado de como soldado. Estes autores [28] também confirmam que a martensita se torna mais predominante em metais de solda com elevado teor de elementos de liga, sempre associada com a taxa de resfriamento, que também possui grande influência na microestrutura resultante. A microestrutura bainítica possui uma resistência mecânica menor que a martensita e está relacionada com menor teor de elementos de liga e resfriamento mais lento [28]. A microestrutura encontrada nos metais de solda de alta resistência analisados por esses autores [28] é composta de martensita e bainita, cujas proporções variam com a taxa de resfriamento (Figura I.1), sendo estes resultados concordantes com os de vários estudos [29,25,30,31,32].

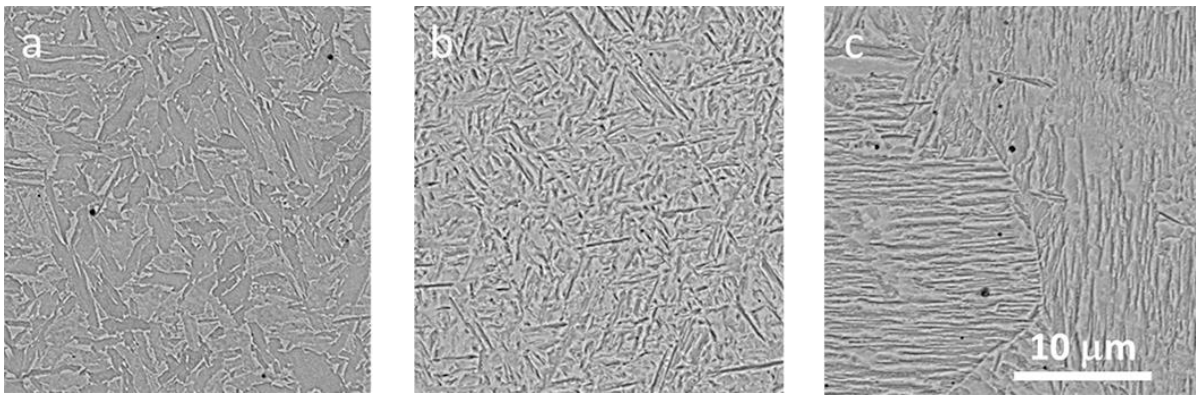


Figura I.1 – Microestrutura do último passe dos metais de solda estudados por KARLSSON et al. [28].

(a) predominância de bainita superior ; (b) mistura de bainita inferior e martensita e predominância de martensita.

A martensita auto-revenida (martensita de baixo carbono que se forma a temperaturas suficientemente altas para que o seu revenimento ocorra ainda durante o resfriamento) possui uma tenacidade relativamente boa e possui propriedades melhores que a bainita. [33]

A bainita pode ser encontrada principalmente em duas formas, bainita superior e inferior. A bainita superior se forma próximo à temperatura de transformação da perlita,

enquanto a bainita inferior se forma próximo à temperatura de início da transformação da martensita [34]. Segundo KEEHAN et al. [31], na temperatura de transformação da bainita superior (cerca de 690°C), a velocidade de resfriamento não permite que haja tempo para difusão do carbono dentro da austenita enquanto a ferrita começa a ser formada no contorno de grão da austenita prévia. Dessa forma, o carbono se concentra no contorno da fase de ferrita, pois a solubilidade do carbono na matriz de ferrita é baixa e o teor de carbono aumenta no contorno da fase de ferrita ao ponto de ser alto o suficiente para que a cementita comece a nuclear e crescer. Já na bainita inferior, a velocidade de resfriamento necessária é ligeiramente maior que a necessária para formação da bainita superior. A temperatura de transformação da austenita em bainita inferior se dá à temperaturas mais baixas (cerca de 500°C). Quando a transformação ocorre nessa temperatura, a difusão do carbono é mais lenta no interior da austenita e ocorre em pequenas faixas. Enquanto as placas de ferrita crescem, o carbono é preferencialmente removido da matriz de ferrita apenas na interface gerando uma região de cementita no contorno e no interior do grão de ferrita. A Figura I.2 apresenta um esquema que demonstra a transformação que ocorre para a formação de bainita superior e inferior.

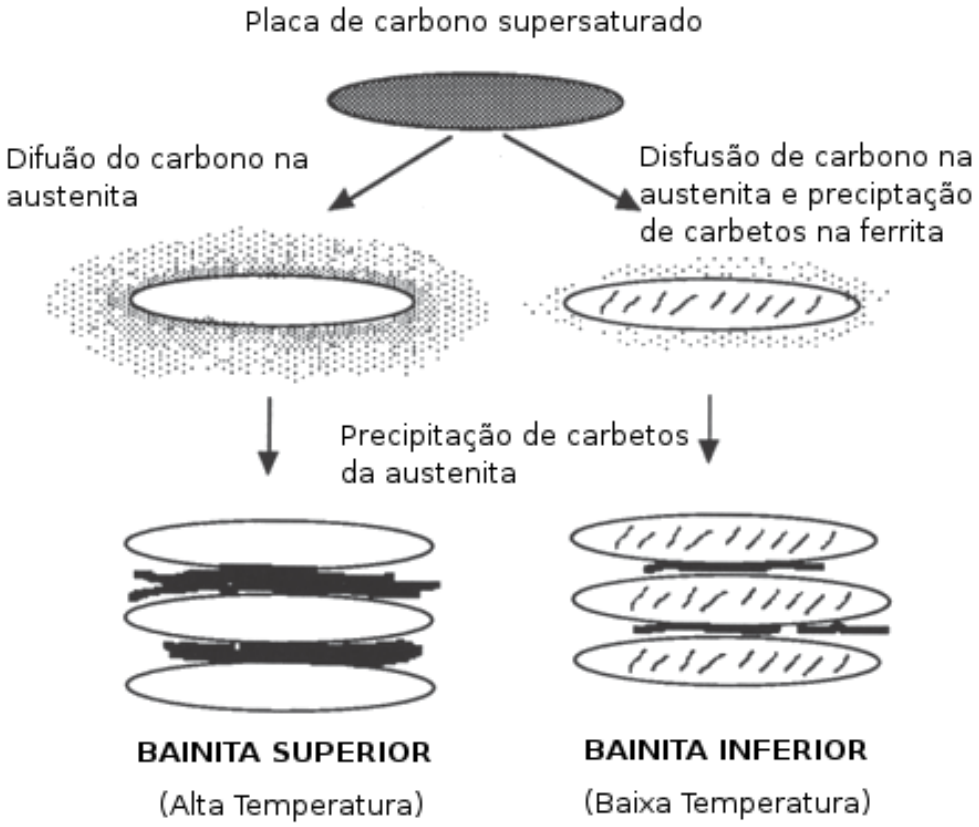


Figura I.2 – Esquema da transição entre a bainita superior e inferior [35]

Segundo SAJJADI et al. [36], a bainita inferior apresenta propriedades mecânicas superiores à bainita superior, devido a uma distribuição mais refinada e uniforme dos carbetos, uma maior quantidade de carbono dissolvido na matriz de ferrita e grão mais finos. Os autores demonstraram [36] que todas essas características estão relacionadas com a baixa temperatura de transformação na qual a bainita inferior é formada.

Segundo KEEHAN et al. [37], tanto a martensita como a bainita superior e inferior são constituintes microestruturais refinados de forma que é muito difícil diferenciá-las com um microscópio ótico (MO) ou com um microscópio eletrônico de varredura (MEV). A diferença microestrutural visual entre eles é basicamente uma análise da existência ou não formação de carbetos, e caso exista, onde eles se formam. Em combinação com o MO e o MEV é comum a prática da realização do teste de microdureza pra complementar e servir de suporte para interpretações. Uma análise no Microscópio Eletrônico de Transmissão ou por Microscópio Eletrônico de Varredura de Emissão de Campo (MEV-FEG) pode-se gerar informações com maior precisão e detalhamentos.

Além dos constituintes microestruturais comumente encontrados nos metais de solda de alta resistência como a martensita, bainita e algumas variações de ferrita macia associadas à composição microestrutural mais pobre, outra morfologia tem sido denominada como bainita coalescida [32], que pode ser vista na Figura I.3. KARLSSON et al. [32] destaca que a bainita coalescida tem mostrado resultados nocivos para as propriedades mecânicas do metal de solda, de forma a que no desenvolvimento de novos metais de solda de alta resistência os desenvolvedores devem se preocupar em garantir que não se forma quantidades significativas desse microconstituinte no metal de solda.

Segundo BADESHIA et al. [38], a formação da bainita coalescida se dá a partir de grandes grãos de bainita com grande força motora e em relativamente baixas temperaturas de transformação. Ela começa se formar a partir de placas de bainita que são nucleadas separadamente, as quais estando na mesma orientação cristalográfica se unem durante um crescimento prolongado. KEEHAN et al. [39] analisaram a bainita coalescida por EBSD e MEV-FEG, e observaram que a bainita coalescida é cristalograficamente homogênea, mas mesmo assim existem significativos gradientes de orientações desordenadas de dentro de cada grão de bainita coalescida. Segundo KEEHAN et al. [39], essa desorientação é uma consequência das acomodações plásticas oriundas das tensões de transformação.

Foi observado por BADESHIA et al. [38] que é mais provável esse fenômeno ocorrer quando as temperaturas de transformação da bainita e da martensita estão bem

próximas. Tal coalescência pode apenas ocorrer quando a força motora disponível for suficiente para sustentar a energia de deformação associada com o crescimento das placas de bainita. Esta microestrutura é dramaticamente prejudicial à tenacidade quando presente em metais de solda de alta resistência e pode ser evitada modificando cuidadosamente a composição, como por exemplo, reduzindo a concentração de manganês quando tanto o níquel quanto o manganês estiverem em concentrações elevadas, como pôde ser observado através de modelagem de rede neural por MURUGANANTH et al. [40]

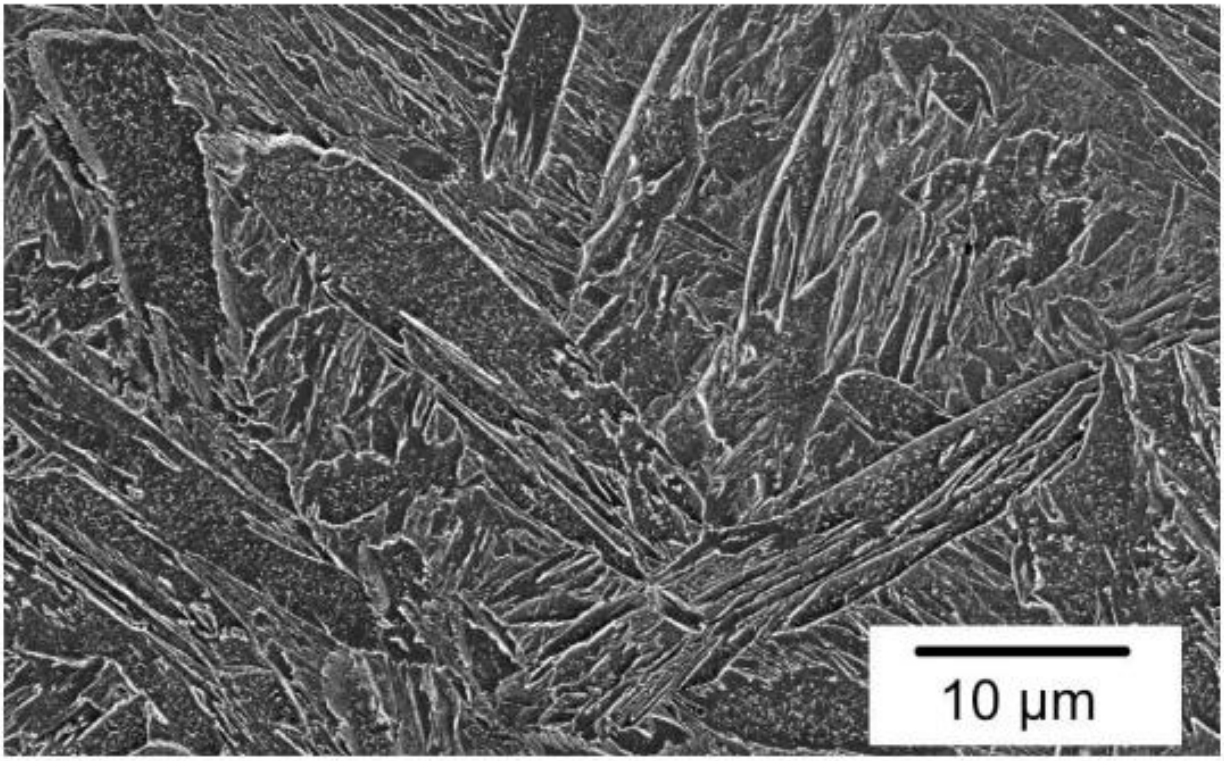


Figura I.3 – Bainita Coalescida [32]

A composição química típica de um metal de solda de alta resistência possui em sua composição um teor de carbono menor que 0,2% (em peso), níquel (Ni) e manganês (Mn) em teores inferiores a 4% (em peso) cada um [21]. Elementos como Ni e Mn são comumente adicionados à metais de solda com a finalidade de aumentar a resistência mecânica e a tenacidade [21,41]. Esses elementos não são formadores de carbetos, mas promovem o endurecimento por solução sólida. Ambos reduzem a temperatura de transformação de austenita para ferrita e influenciam na Energia de Falha de Empilhamento da ferrita em baixas temperaturas de forma a acomodar deformações plásticas [42,43]. Altos teores de Ni e Mn aumentam a resistência mecânica, mas o alto teor de Mn pode prejudicar a tenacidade. A Figura I.4 apresenta uma relação entre os teores de Ni e Mn e a

microestrutura presente no metal de solda. O Ni e o Carbono estabilizam a austenita até temperaturas mais baixas, enquanto o a redução de Mn decompõe a austenita em altas temperaturas. O Carbono aumenta a resistência ao escoamento, mas em contrapartida reduz a tenacidade [21].

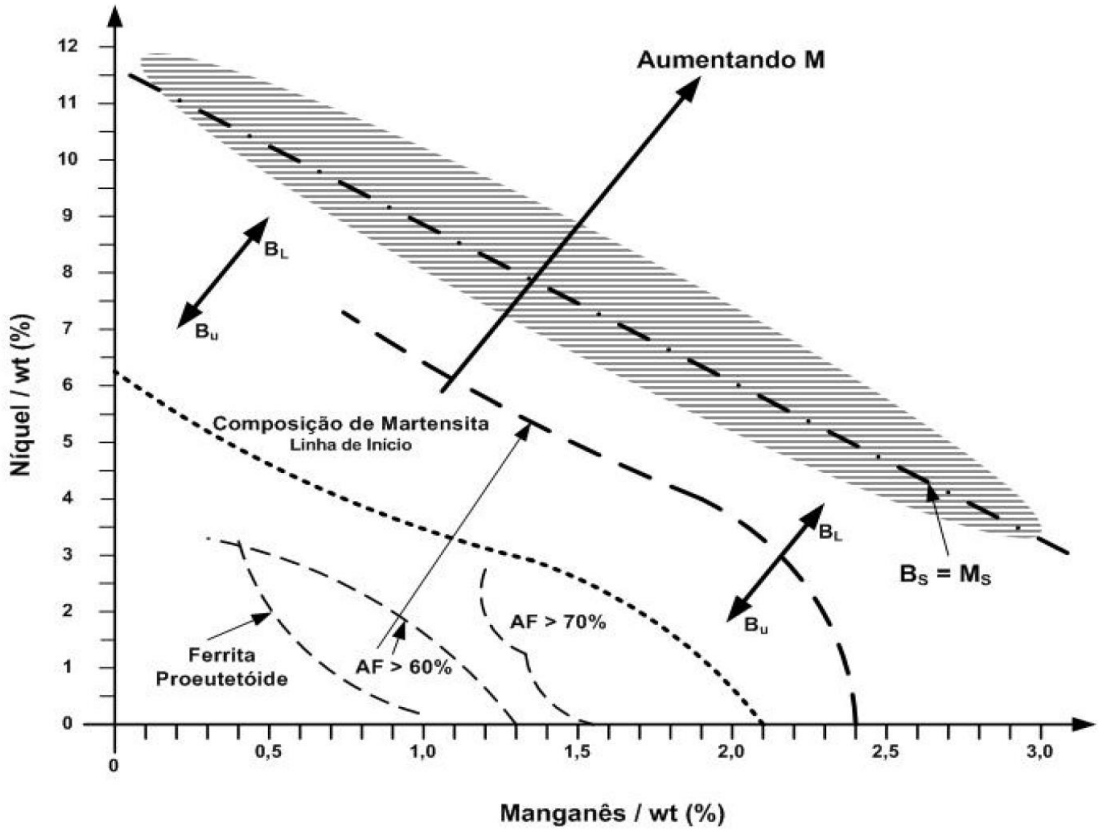


Figura I.4 – Diagrama de constituição que mostra a microestrutura predominante no metal de solda em função da composição de Ni e Mn. [21]

O carbono é de forma geral o elemento mais importante para a resistência e dureza do metal de solda. A localização dos átomos de carbono, caso estejam em solução sólida ou precipitados, determina se o aço será martensítico ou ferrítico. O teor de carbono é determinante de forma crítica para a otimização da microestrutura e das propriedades mecânicas. Altos teores de carbono diminuem a temperatura de transformação da martensita [31].

Em uma avaliação feita por TRINDADE et al. [44], a adição de Zircônio no metal de solda por meio do fluxo em uma soldagem por Arco Submerso mostrou-se benéfica para a tenacidade do metal de solda até a quantidade de 0,005% em peso. Até este teor, o Zircônio se mostrou favorável ao refinamento da microestrutura, elevando a proporção de ferrita

acicular. Acima deste teor o Zircônio não foi mais capaz de produzir um refinamento na microestrutura, causando já a redução da tenacidade, possivelmente devido à formação de microfase austenita-martensita (AM), que é considerada uma microestrutura que prejudica a tenacidade do metal, devido à sua condição metaestável.

SALVADOR [45], em concordância com EVANS [46], concluiu que a presença de Molibdênio (Mo) em metais de solda de alta resistência favoreceu a redução da tenacidade por preferencialmente promover a formação de ferrita com segunda fase em detrimento da ferrita acicular, que reconhecidamente é benéfica tanto à tenacidade ao impacto quanto à resistência mecânica. Segundo SURIAN et al. [47], o Mo aumenta a resistência mecânica do metal de solda, mas a tenacidade tende a diminuir conforme se aumenta o teor de Mo em comparação com o teor de Mn. Para obtenção de uma boa tenacidade em um metal de solda com 1,5% de Mn, o Mo deve ser mantido no metal de solda em teores abaixo de 0,25%, condição na qual o TTAT proporcionou um aumento na tenacidade. Para valores maiores que 0,25% a tenacidade foi claramente prejudicada tanta na condição como soldado, como após TTAT.

I.1.2 Propriedades Mecânicas

Os aços de alta resistência produzidos por processamento termomecânico para alcançarem alta resistência, são pobres em adição de elementos de liga, o que lhes garantem vantagens como baixo custo com adição de elementos ligantes além de menos susceptibilidade à trinca a frio [28]. Já os metais de solda de alta resistência possuem maior teor de elementos de liga para alcançar a alta resistência após soldado [28]. As composições químicas dos aços e dos metais de solda de alta resistência diferem significativamente e essa diferença aumenta quanto maior for a resistência mecânica. Uma consequência disso sãos os efeitos que a diluição durante a soldagem pode acarretar nas propriedades mecânicas [48,27].

KARLSSON et al. [28] estudaram diversos metais de solda de alta resistência, cuja composição química é mostrada na Tabela I.1, para avaliação dos efeitos da diluição do metal de solda nas propriedades mecânicas e constataram dentre outros que existe uma relação direta entre a baixa tenacidade com a alta resistência mecânica (Tabela I.2). O limite de resistência observado variou de 963 MPa à 1152 MPa, todos acima de 120 ksi (827 MPa), maior valor classificado atualmente pelas normas de classificação ASTM A5.28 [49] e MIL-e-23765/2E [50]. Já a tenacidade apresenta uma variação mais sensível, que depende

principalmente da composição química, da taxa de resfriamento, do teor de oxigênio, tipos de inclusões, tamanho de grãos e constituintes microestruturais [28].

Tabela I.1 - Consumíveis e processos utilizados por KARLSSON et al. [28]

Elemento (% Peso)	Eletrodo Revestido		Arame Sólido GMAW		Arame Tubular FCAW		Combinações de Arame e Fluxo para soldagem SAW	
	OK 75.78	OK 73.15	OK Aristorod 79	OK Aristorod 89	Coreweld 89	H184	OK Flux 10.63/ DA090	OK Flux 10.63/ DA091
C	0,053	0,11	0,087	0,082	0,09	0,10	0,089	0,11
Si	0,33	0,44	0,57	0,70	0,51	0,54	0,38	0,39
Mn	2,2	0,98	1,55	1,60	1,33	1,26	1,60	1,70
P	0,008	0,008	0,010	0,004	0,010	0,010	0,011	0,011
S	0,005	0,002	0,007	0,004	0,012	0,008	0,005	0,005
Cr	0,51	0,63	0,28	0,39	0,51	0,55	0,04	0,04
Ni	3,30	3,30	1,86	2,24	2,71	2,62	2,50	2,59
Mo	0,62	0,85	0,43	0,55	0,69	0,71	0,98	10,05
V	0,016	0,003	0,003	0,006	0,002	0,003	0,003	0,003
Nb	0,009	0,006	0,004	0,005	0,005	0,004	0,006	0,007
Cu	0,009	0,017	0,031	0,034	0,023	0,028	0,054	0,036
Al	0,004	0,003	0,003	0,006	0,005	0,010	0,020	0,021
Ti	0,013	0,023	0,002	0,021	0,007	0,012	0,011	0,010
B	<0,0002	<0,0002	0,0008	0,0007	0,0003	0,0002	0,0002	0,0002
N	0,01	0,007	0,016	0,011	0,004	0,005	0,003	0,003
Pcm*	0,30	0,32	0,26	0,28	0,29	0,30	0,29	0,33

Para avaliação das propriedades mecânicas dos metais de solda de alta resistência, RAMIREZ [26] realizou alguns ensaios mecânicos para metais de solda com resistência mecânica nominal de 490 à 840 MPa, utilizando diversos processos de soldagem, como eletrodos revestidos, arame tubular e MIG. Este autor [26] destacou que a resistência mecânica dos metais de solda tende a crescer conforme se aumenta o Carbono Equivalente, conforme demonstrado na Figura I.5. Ainda segundo RAMIREZ [26], muito embora o cálculo de Carbono Equivalente tenha sido desenvolvido para análise da susceptibilidade do metal à fratura a frio, ele é útil para se entender a relação da dureza dos metais de solda que são endurecidos por adição de elementos de liga, nas propriedades mecânicas e na transformação microestrutural dos aços [26,28,51]. Conforme o esperado, a ductilidade e a tenacidade dos metais de solda diminuem conforme se aumenta a resistência mecânica, conforme pode ser visto na Figura I.6 [26,28,52].

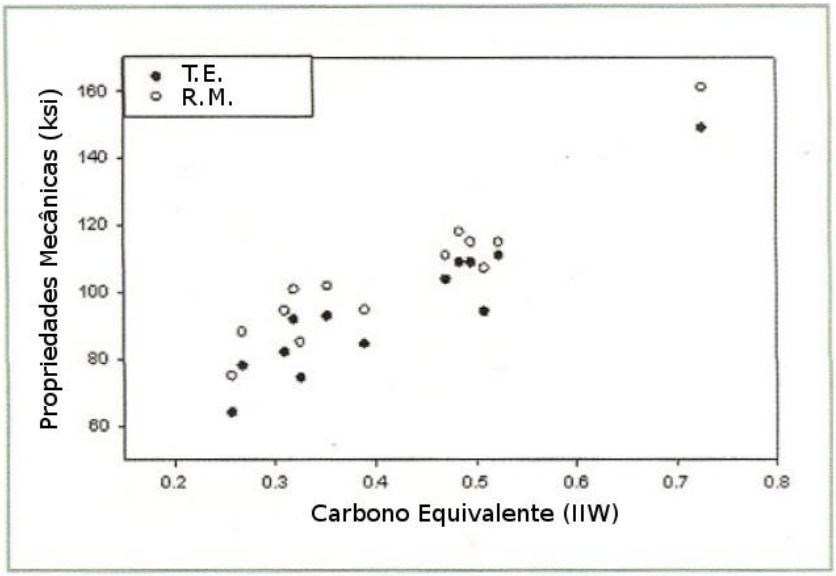


Figura I.5 – Variação da Resistência Mecânica (RM) e Limite de Escoamento (TE) em função CE_{IIW} [26]

Tabela I.2 – Propriedades mecânicas obtidas por KARLSSON et al. [28]

Solda	Gás de Proteção	Consumível	Ensaio Longitudinal			Tenacidade ao Impacto	
			LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	- 40°C (J)	+ 20°C (J)
SMAW	–	OK 75.78	1007	1050	16	61	89
GMAW ARAME SÓLIDO	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 79	812	965	12	73	116
FCAW	Ar+18%CO_2	Coreweld 89	832	990	16	64	104
GMAW / arco rápido	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 79	980	1112	14	75	130
Laser-Hibrido	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 79	790	982	14	18	69
SAW		OK Flux 10.63/ DA090	885	963	16	73	102
SMAW		OK 73.15	1057	1110	15	72	88
GMAW ARAME SÓLIDO	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 89	932	1071	16	34	89
FCAW	Ar+18%CO_2	H184	958	1090	13	31	64
GMAW / arco rápido	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 89	Fata de material			47	Fata de material
GMAW Laser-Hibrido	Ar+8%CO_2	OK Aristorod 89	913	1152	10	32	74
SAW		OK Flux 10.63/DA091	1001	1062	13	41	67

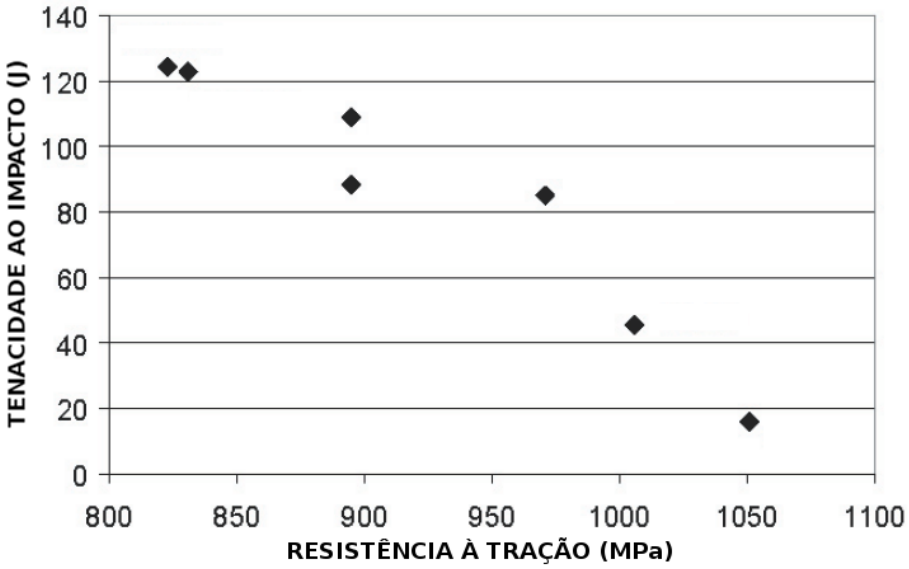


Figura I.6 – Variação da Tenacidade ao impacto do metal de solda em função da resistência mecânica [52].

Como citado anteriormente, o grande desafio para a produção de metais de solda de alta resistência é atingir uma boa tenacidade e ductilidade associada à altas resistências mecânicas. A maior parte dos metais de solda analisados por RAMIREZ [26] não obteve um resultado satisfatório de tenacidade, se comparada com as normas típicas de estruturas Offshore (0, 25 mm em -10C°, teste de CTOD – Figura I.7). Houve uma significativa alteração na tenacidade observada por meio do ensaio de CTOD em metais de solda com a mesma resistência mecânica nominal e microestrutura similares, mas com diferentes tipos gás de proteção utilizados nas soldas, o que varia consideravelmente a proporção de Oxigênio depositado durante a solda. A quantidade de Oxigênio no metal de solda numa faixa de 360 e 500 ppm resulta em um bom ganho de tenacidade, conforme pode ser observado na Figura I.8. A presença de óxidos em microestruturas como a martensita tem o potencial de inicialização de trincas. Por isso, a teor de oxigênio presente no metal de solda de alta resistência deve ser minimizado a fim de obter uma melhor tenacidade [32].

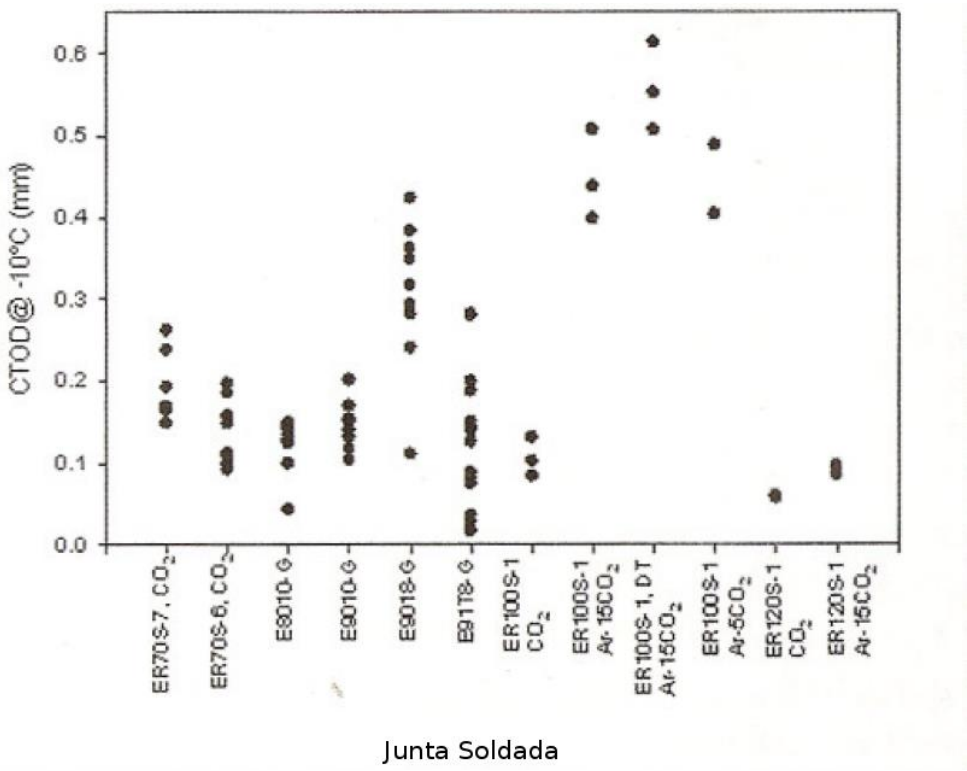


Figura I.7 – Tenacidade à fratura dos metais de solda à -10 °C para determinados metais de solda de alta resistência. [49]

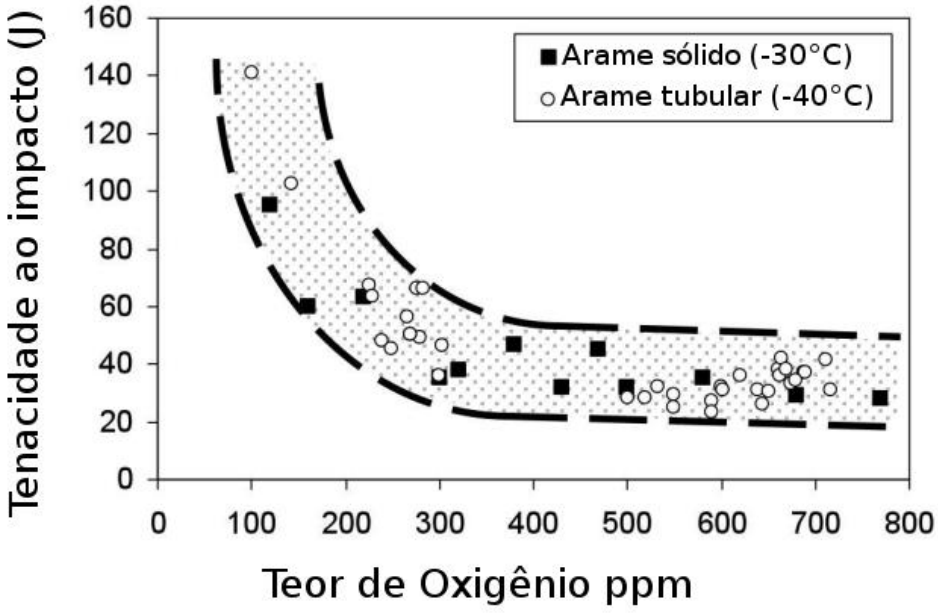


Figura I.8 – Variação da Tenacidade à fratura do metal de solda em função do teor de Oxigênio depositado durante a solda. [32]

Nos metais de solda de alta resistência analisados por RAMIREZ [26], a tenacidade à fratura apresenta uma queda significativa com o aumento do teor de carbono na composição química do metal de solda, Figura I.9. Este comportamento pode ser justificado como o resultado da presença de carbetos que precipitaram devido ao alto teor de carbono presente nesses metais de solda. Avaliações da origem de micro trincas em ferros de alta pureza indicaram que praticamente toda microtrinca encontrada estava associada com a fratura de uma partícula de carbeto mesmo em teores de carbono muito abaixo do limite de solubilidade [53]. Portanto, a presença de carbetos promove pontos de nucleação para inicialização de trinca [26].

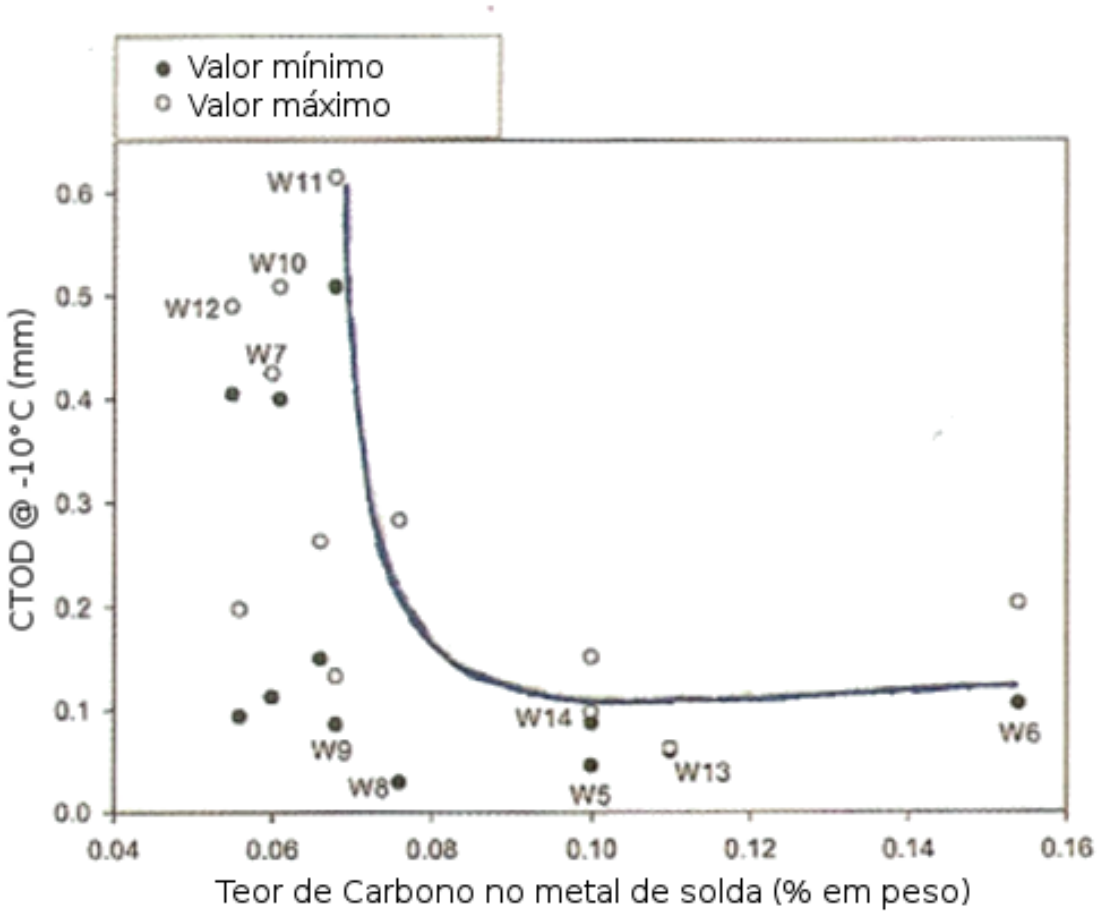


Figura I.9 – Variação da tenacidade à fratura do metal de solda em função do teor de carbono no metal de solda. [26]

As inclusões podem ter efeitos adversos nas propriedades mecânicas do metal de solda e de uma forma geral a redução da quantidade de oxigênio pode ter um claramente efeitos positivos na tenacidade do metal de solda [54,55].

O tamanho médio das inclusões não metálicas cresce em função do teor de oxigênio nos metais de solda [18]. Até cerca de 450 ppm de oxigênio, não há praticamente alterção no tamanho médio das inclusões não metálicas, mas a partir de cerca de 460 ppm o crescimento das inclusões devido ao oxigênio podem gerar trincas no núcleo e iniciar uma fratura por clivagaem no metal de solda. O crescimento médio do tamanho das inclusões não metálicas podem ser observadas na Figura I.10. De 0,055 à 0,068 % de Carbono em peso e 40 à 140 ppm de Nitrogênio apresentaram os melhores resultados de tenacidade [26].

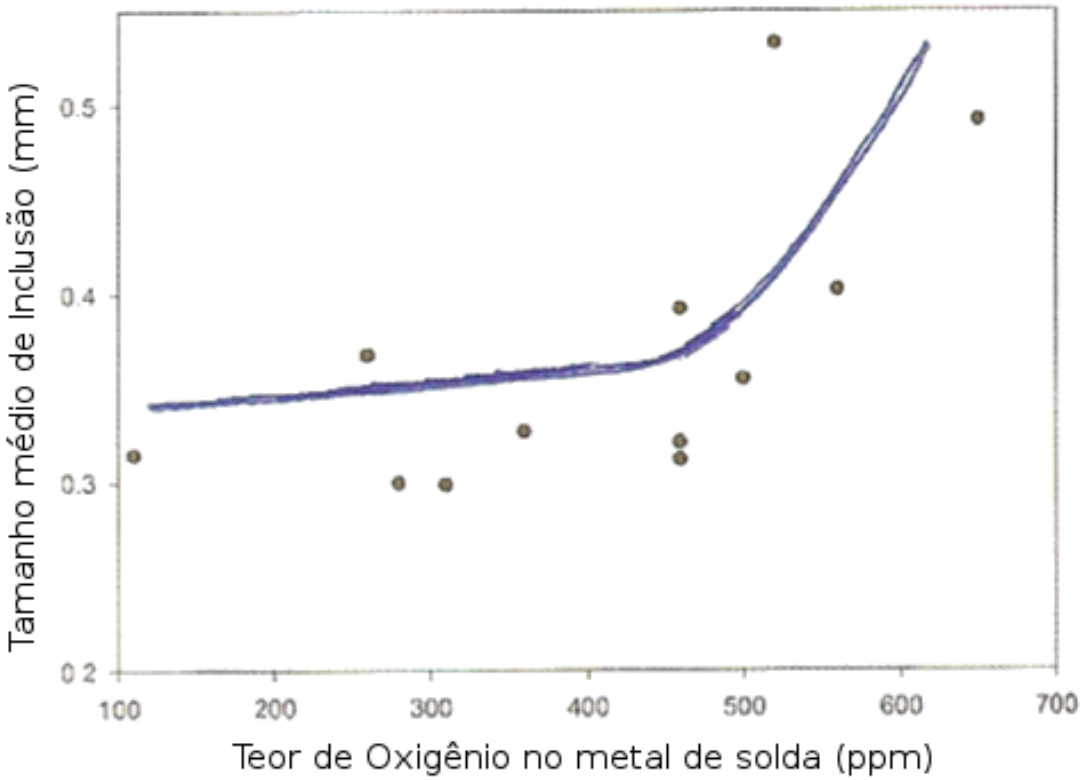


Figura I.10 – Tamanho médio das inclusões não metálicas em função do teor de oxigênio nos metais de solda. [26]

As propriedades mecânicas dos metais de solda podem ser previstas em função da proporção relativa dos diferentes constituintes microestruturais. A martensita proporciona alta resistência mecânica. A bainita em comparação com a martensita possui normalmente tenacidade melhor e menor resistência mecânica. Caso a martensita seja autotemperada ela pode apresentar valores de tenacidade maiores que a bainita [33]. Já uma composição de

bainita com martensita em grãos grosseiros prejudicou bastante a tenacidade em metais de solda com alto teor de Manganês, segundo BADESHIA [56] e KEEHAN et al. [52].

I.1.3 Efeito do ciclo térmico de soldagem (preaquecimento, energia de soldagem e velocidade de resfriamento) no metal de solda

A composição química e a microestrutura tem grande influência na resistência mecânica do metal de solda. Contudo a velocidade de resfriamento após a soldagem a partir da austenita exerce maior influência ainda nas propriedades mecânicas [51].

A taxa de resfriamento é dependente das condições e parâmetros de soldagem [51]. O controle das condições e parâmetros de soldagem para se atingir a resistência mecânica exigida pelas normas é muito mais restritivo do que para se atingir a tenacidade também requerida pelas normas. Ou seja, a rigorosidade na seleção dos parâmetros de soldagem deve-se principalmente à necessidade de se satisfazer o requerimento mínimo de resistência mecânica [57].

Segundo experimento realizado por SURIAN et al. [57,47], observou-se que a composição química e principalmente a variação da Energia de Soldagem influenciam no desenvolvimento microestrutural do metal de solda de forma a afetar o tamanho do grão da austenita prévia e na proporção de regiões colunares e reaquecidas. De acordo com SURIAN et al. [57] e Evans et al. [58], a proporção da região colunar e reaquecida no metal de solda influencia diretamente a resistência mecânica e a dureza, pois a dureza da região reaquecida tem sido observada ser menor do que da região colunar. O aumento da energia de soldagem faz com que a região reaquecida aumente em detrimento da região colunar. A tensão de escoamento e a resistência mecânica tendem a diminuir com o aumento da energia de soldagem e aumentar com a diminuição dele [51,59,57].

Em estudo feito por PIRINENZ [60], contatou-se também que o aumento da energia de soldagem afeta as propriedades mecânicas da zona fundida, diminuindo a dureza e a resistência mecânica.

Em outro estudo realizado por SURIAN et al. [51] constatou-se que para o atendimento dos requisitos mecânicos da AWS 5.5 [61] pelo eletrodo E11018M existe um valor mínimo no qual deve-se manter o energia de soldagem (Tabela I.3). Os eletrodos revestidos E11018M e E12018M quando soldados apresentam uma variação muito sensível das propriedades mecânicas em função da energia de soldagem. A taxa com que a solda resfria e se solidifica a partir da austenita exerce uma forte influência nas propriedades

mecânicas. A tensão de escoamento e a resistência mecânica diminuem com o aumento da energia de soldagem e aumenta com a diminuição dele.

Tabela I.3 – Propriedade mecânicas de eletrodos de alta resistência em função da variação da energia de soldagem [51].

Eletrodo	Energia de Soldagem (kJ/mm)	Condição	LR (N/mm^2)	LE (N/mm^2)	E (%)	ChV –51 °C (J)	Dureza Média (HV 10)
E11018M	2,2	Quente	734	669	23.1	55	255
	2,0	Médio	764	715	23.6	60	264
	1,6	Frio	810	770	21.6	45	275
AWS req.			760 min.	680-760	20 min.	27 min.	
E12018M	2,1	Quente	796	754	20,7	55	281
	1,6	Médio	845	814	19,7	50	289
	1,2	Frio	895	866	19,0	54	297
Requerido pela AWS [61]			830 min.	745-830	18 min.	27 min.	

Além da mudança microestrutural devido à mudanças na taxa de resfriamento, JORGE et. al. [6] complementam ao resultado de SURIAN et al. [51] ressaltando que deve ser levado em consideração adicional na queda da resistência mecânica a perda de Mn e Si por oxidação e a variação na quantidade de passes. JORGE et. al. [6] observaram que a diminuição da energia de soldagem em função da redução da corrente provoca um número maior de passes, o que tende a maximizar o percentual de região reaquecida, beneficiando assim a tenacidade e diminui a resistência mecânica. Além disso, a redução da corrente de soldagem mostrou permitir o aumento do teor de Mn, sendo a variação deste elemento importante para resistência mecânica conforme pode ser observado na Tabela I.4. O mesmo afirma SURIAN et al. [62] em outro trabalho, quando relata que o Mn não atua apenas como um elemento ligante, mas também assume um papel desoxidante no ambiente do arco elétrico, o que gera uma flutuação no teor de Mn na solda muito mais evidente que o encontrado em outros elementos. BAUNÉ et al. [63] também constatam o efeito da corrente na variação dos elementos químicos do metal de solda. Segundo os autores BAUNÉ et al. [63], o Carbono, Silício e Manganês apresentam dependência da corrente de soldagem utilizada, conforme pode ser observado na Tabela I.5.

Tabela I.4 – Experimento realizado por JORGE et al. [6].

Corrente (A)	Teor de Mn (% Peso)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)	HRC	Ecv (J) -20°C
150	2,29	808	874	18,2	60	28	70,7
170	2,26	810	864	21	61	27	58,5
190	2,16	762	847	18	61	26	61,7

Tabela I.5 – Variação da composição química em função da corrente de soldagem, por BAUNÉ et al. [63].

Corrente (A)	Teor de C (% Peso)	Teor de Si (% Peso)	Teor de Mn (% Peso)	Teor de Cr (% Peso)	Teor de Mo (% Peso)	Teor de Ni (% Peso)
120	0,073	0,42	1,35	0,27	0,44	2,61
140	0,056	0,38	1,27	0,26	0,43	2,57
160	0,055	0,37	1,22	0,26	0,47	2,63

No teste realizado por MONTEIRO [64] com metal de solda de alta resistência, notou-se que quantitativamente não houve variação significativa das propriedades mecânicas com a variação no preaquecimento de 200 para 250°C. No entanto, ao se tratar de metal de solda de alta resistência, devem-se considerar diversos outros fatores que podem interferir nos resultados, tais como efeitos microestruturais provenientes de diferentes taxas de resfriamento, já que no metal de solda de alta resistência é normal a presença predominante de martensita e bainita [65], de forma a que, diferentes proporções desses constituintes irão contribuir para diferenças na resistência mecânica [48]. Já para LORD et al. [65]o limite de escoamento e o limite de resistência tendem a aumentar com a diminuição da temperatura de interpasses.

AKBARNEJAD [66] também constatou que a utilização de altos valores de energia de soldagem gerou uma redução da resistência mecânica no metal de base. Os aços endurecidos por tratamento térmico são muito sensíveis em altas temperaturas, pois a grande quantidade de calor inserida no material durante a soldagem provoca uma transformação microestrutural na região afetada pelo calor, o que resulta em uma significante variação nas propriedades mecânicas e físicas da junta soldada. Pode ser observado através dos resultados de AKBARNEJAD [66] na Tabela I.6, a grande influência que a taxa de resfriamento pode acarretar nas propriedades mecânicas do metal de solda de alta resistência. O aumento da energia de soldagem durante a soldagem promove uma redução da resistência mecânica do metal de solda.

Tabela I.6 – Ensaios realizados por AKBARNEJAD [66]

$\Delta t_{8/5}$	LE [MPa]	LR [MPa]	Al [%]
3,6	1094	1142	13
10	810	920	16

Onde : $\Delta t_{8/5}$ - tempo de resfriamento entre 800 e 500^{0}C; LE – Limite de escoamento, LR – Limite de resistência, Al – Alongamento

O mesmo se constata no estudo feito por KEEHAN et al. [27], cujos resultados, apresentados na Tabela I.7, ratificam a tendência da queda de resistência mecânica e da tenacidade ao impacto com o aumento do tempo de resfriamento ($\Delta t_{8/5}$).

Tabela I.7 – Propriedades mecânicas de metais de solda obtidas por soldagem com eletrodo revestido, por KEEHAN et al. [27].

Solda Nr. (*)	1	2	3	4	5	6	7	8
Temperatura de Interpasses (ºC)	125	150	200	200	200	125	200	250
Energia de Soldagem (kJ/mm)	1,4	1,3	1,1	1,3	1,3	1,8	1,7	1,7
$\Delta t_{8/5\ (passes\ de\ enchimento)}$(s)	7,7	7,8	8,0	9,4	9,4	9,9	12,3	19,2
$\Delta t_{8/5\ (último\ passe)}$ (s)	8,6	8,7	8,9	10,5	10,5	11,0	13,7	21,4
Limite de Resistência (MPa)	994	942	953	929	938	972	931	924
Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V a -40^{0}C (joules)	74	87	77	64	78	77	74	50

(*)Composição básica dos metais de solda: C-0,05, Si-0,23, Mn-2,10, Ni-3,00, Cr-0,40, Mo-0,60

OLDLAND et al. [25], realizando testes com metal de solda de alta resistência e variando a taxa de resfriamento por meio da energia de soldagem, observaram que o aumento da energia de soldagem produziu mudanças sistemáticas tanto nas propriedades quanto na microestrutura de metais de solda de alta resistência. Com o aumento da energia de soldagem, a resistência mecânica e dureza diminuíram (Figura I.11), a tenacidade aumentou e a microestrutura saiu de uma estrutura martensítica para uma mistura de estrutura composta basicamente por martensita, bainita e austenita retida, com algumas limitadas proporções de ferrita em energia de soldagem alta. Segundo o observado por OLDLAND et al. [25], para baixa energia de soldagem e taxas de resfriamento, a microestrutura do metal de solda de alta resistência é refinada, com presença predominante de martensita e bainita.. A Figura I.12 representa o comportamento de transformação do metal de solda de alta resistência analisados por OLDLAND et al. [25], sendo a energia de soldagem analisada a partir de 1,1 kJ/mm até 3,7 kJ/mm. KEEHAN et al. [27] observaram que o aumento do tempo de resfriamento faz com que a microestrutura se torne mais grosseira, aumentando a proporção bainita na microestrutura.

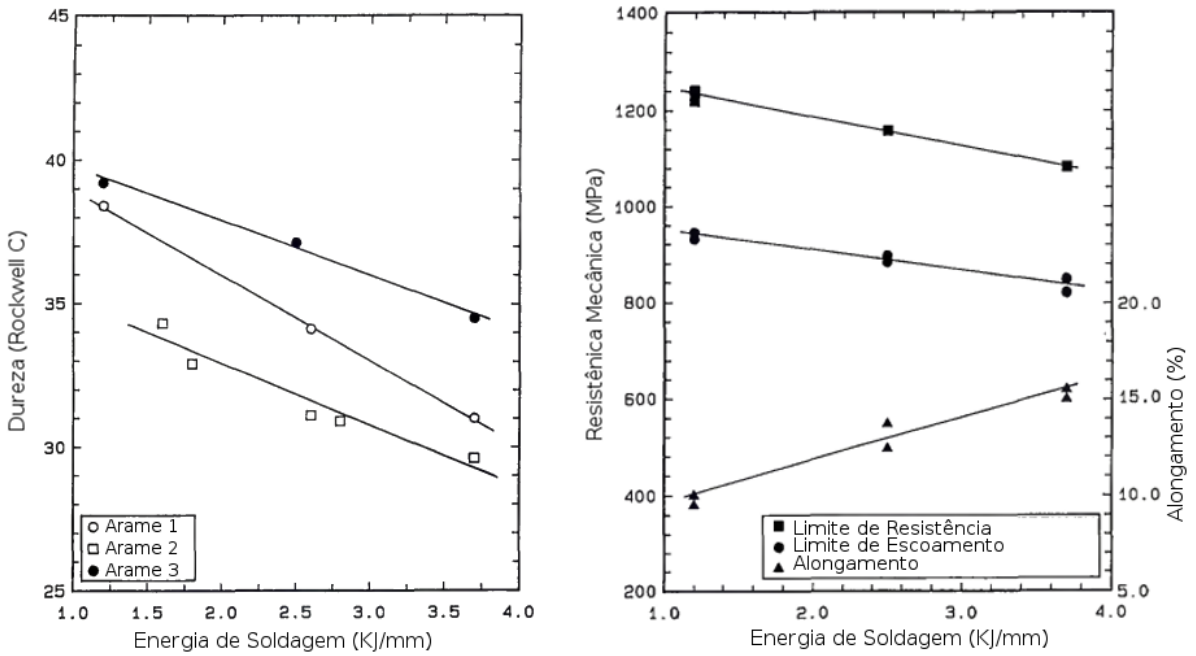


Figura I.11 – Efeito da Energia de Soldagem na Dureza e na Resistência Mecânica. [25]

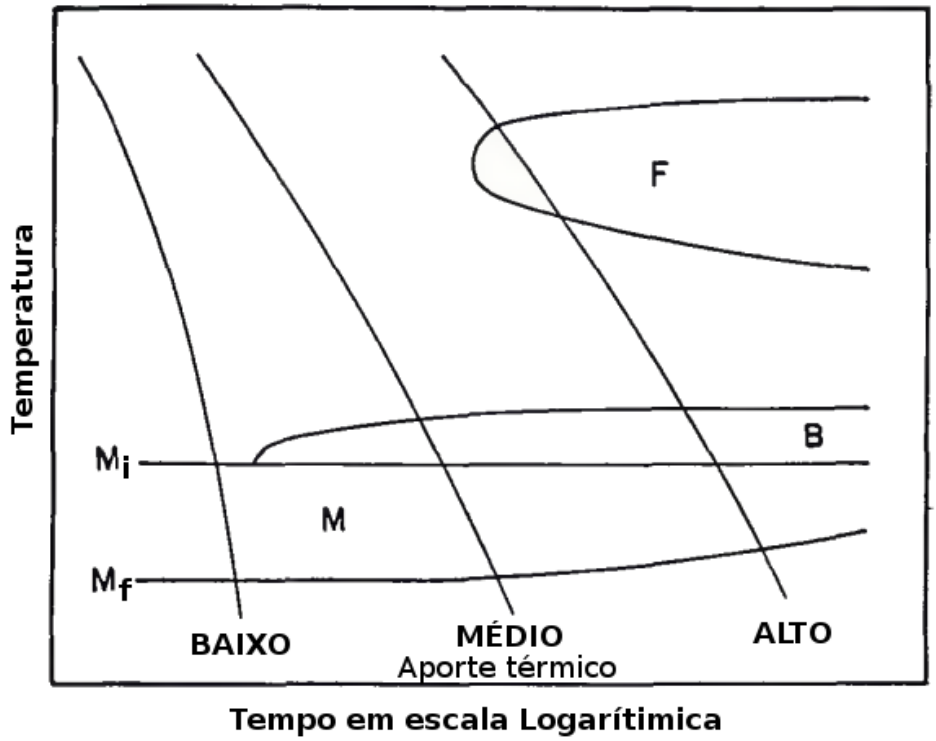


Figura I.12 – Curva esquemática TTT para metais de solda de Alta resistência em função da Energia de Soldagem [25].

Em outros estudo, MONTEIRO [29] e LINS JUNIOR et al. [12] obtiveram uma relação do percentual de martensita no metal de solda de alta resistência com diferentes taxas de resfriamento aplicadas durante a soldagem em função da temperatura de preaquecimento, conforme se apresenta na Tabela I.8. MONTEIRO [29] pôde, desta forma, concluir que o aumento do tempo de resfriamento do metal de solda de alta resistência diminuiu o percentual de martensita.

Tabela I.8 – Comparação de diferentes tempos de resfriamento [29].

	Unidade	Referência		
		[25]	[40]	[40]
Temperatura de Preaquecimento	(ºC)	150	200	250
Energia de Soldagem	(kJ/mm)	1	1,33	1,22
$\Delta t_{8/5}$ Nominal	(s)	4,3	10,2	14,7
$\Delta t_{8/5}$ – Último Passe	(s)	3,9	10,3	10,4
Martensita – Último Passe	%	100	98	96
$\Delta t_{8/5}$ – Passe de Enchimento	(s)	4,1	10,1	17,6
Martensita – Passe de Enchimento	%	100	89	75

Existe uma importante diferença entre o revenimento da martensita e da bainita. A bainita contém apenas um leve excesso de carbono, já na martensita existe uma supersaturação de carbono. A bainita normalmente é menos sensível ao revenimento do que a martensita. A resistência mecânica diminui com o revenimento da bainita, mas não com uma magnitude tão extensa quanto ocorre no revenimento da martensita, pois há pouco ou quase nenhum carbono como solução sólida na bainita. Na bainita, o carbono é localizado dentro da cementita, que normalmente é maior que a cementita formada com a têmpera da martensita. Mudanças na resistência mecânica durante o revenimento da bainita podem ser observadas com o crescimento da microestrutura ou quando ocorre a recristalização em altas temperaturas e grãos equiaxiais de ferrita passam a substituir a bainita [31].

I.1.4 Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem (TTPS)

Tratamento térmico de alívio de tensão (TTAT) é o aquecimento uniforme de uma estrutura, ou de uma porção da mesma, à uma determinada temperatura abaixo da temperatura de transformação A_{C1} (Inicio da fase austenítica), mantendo a temperatura

constante por um período de tempo predeterminado e seguido de um resfriamento uniforme. É usado para aliviar as tensões que permanecem inseridas na estrutura como consequência de trabalhos mecânicos, processos de fabricação, conformação e soldagem. O tratamento térmico pós-soldagem (TTPS) não se limita apenas ao alívio de tensões oriundas do processo de soldagem, mas pode ser usado também para melhorar a tenacidade à fratura da ZTA ou para aumentar a resistência à corrosão [67].

Segundo JORGE et. al. [2], o tratamento térmico após a soldagem de reparo de amarras de aço se faz necessário em função da ZTA, no tocante à tenacidade ao impacto e ao próprio metal de base quanto às propriedades de tração. É fundamental realizar o TTPS não só para reduzir as tensões residuais de soldagem, como principalmente, para manter em níveis aceitáveis, as propriedades mecânicas das diversas regiões da junta. Se por um lado a ZTA e o metal de solda devam ser submetidos ao TTPS com temperaturas adequadas, o metal base deve ser preservado para não propiciar o super-revenido da microestrutura, com a consequente redução das propriedades de tração [2].

No estudo realizado por JORGE et. al. [2], evidenciou-se, entre outras questões, que a própria soldagem já prejudica as propriedades de tração do metal base de elos de amarras de aço. Neste aspecto, uma temperatura de revenido superior pode provocar uma perda desnecessária da resistência mecânica, enquanto uma temperatura de TTPS inferior a 580 °C, pode descaracterizar as propriedades da ZTA, visto que o elo de amarra original é tratado a esta temperatura. Desta forma se estabelece a necessidade de que as propriedades mecânicas no metal de solda equivalentes ao grau R4 das amarras de aço sejam alcançadas após TTAT em uma temperatura de cerca de 600°C [2].

FARRAR [68] e EVANS [69] afirmam que duas significativas alterações podem ocorrem na microestrutura após o tratamento térmico pós-soldagem:

a) crescimento e/ou esferoidização de perlitas e carbetos e;
b) precipitação de carbetos no contorno de grãos.

Esses dois mecanismos tem efeitos opostos em relação à tenacidade à fratura. Quando ocorre a esferoidização de carbetos e especialmente da perlita, o processo de fratura se torna mais difícil. A esferoidização reduz tanto o limite de escoamento como a resistência mecânica, mas melhora a tenacidade. Já a presença da cementita no contorno de grão agindo como um inicializador de trincas fragiliza a microestrutura. Os teores de Carbono e Manganês no metal de solda tem grande influência na estabilização da tenacidade após o tratamento térmico de alívio de tensões. Além disso, foi observado por

Evans [69], que a tenacidade do metal de solda é dependente do tempo em que se mantem na temperatura de alívio de tensão, conforme pode ser observado na Figura I.13.

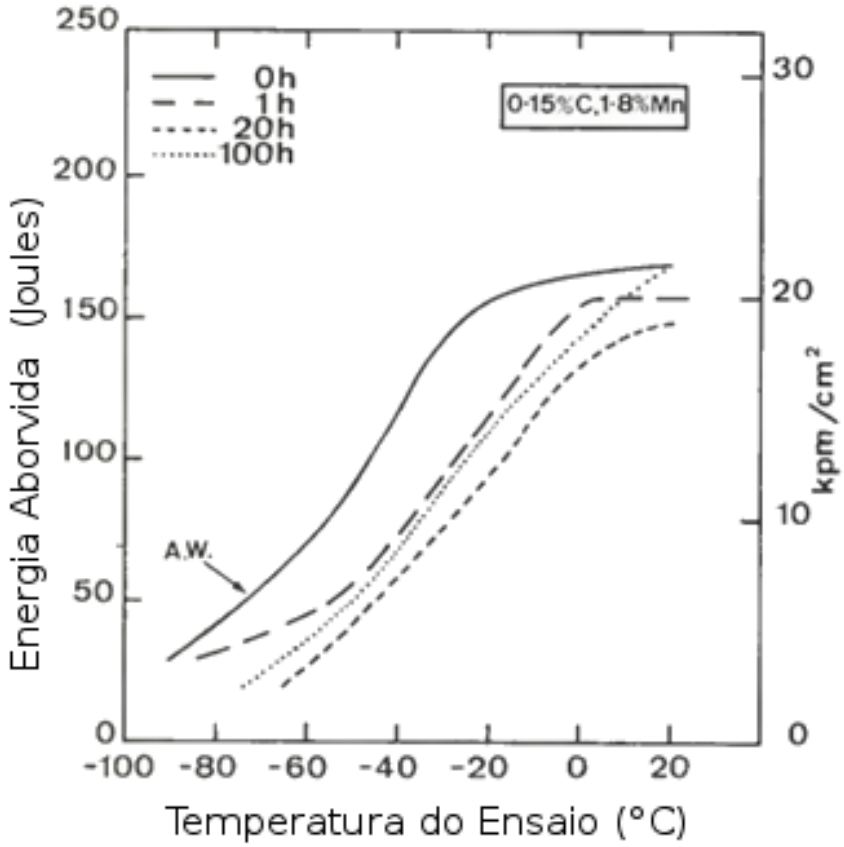


Figura I.13 – Relação da Energia absorvida (Charpy-V) em função do tempo de manutenção na temperatura de alívio de tensões de 580°C [69],.

SALVADOR [45] presenciou em sua análise, tanto o aumento da tenacidade para alguns metais de solda de alta resistência quanto a queda da tenacidade para outros após o TTPS. SALVADOR [45] em concordância com FARRAR et al. [68] e EVANS [69] conclui que o decoramento de contorno de grão pela precipitação de carbetos foi o responsável pela queda da tenacidade após o TTAT, sendo estes causados pela presença de Vanádio no metal de solda em teores relativamente elevados. Já para os casos em que a tenacidade foi beneficiada pelo TTPS, esse efeito foi devido ao revenimento de alguma martensita formada e pela decomposição de microfases.

Da mesma forma, PINHEIRO [70], VOGAS [71] e GOMES [11] observaram redução da tenacidade ao impacto após TTPS, estando este efeito associado ao decoramento dos contornos de grão da austenita prévia por precipitação de carbetos e decomposição do constituinte A-M.

Já MONTEIRO [29], observou queda na resistência mecânica e aumento da tenacidade após o TTPS, o que foi atribuído à presença de estrutura basicamente martensítica de baixo carbono, que quando revenida provoca diminuição da resistência mecânica e em contrapartida melhoria da tenacidade pela diminuição das tensões internas.

Ainda neste aspecto, FARNEZE [72] não observa queda da tenacidade tanto no metal de solda produzido com eletrodo revestido quanto no realizado por arame tubular.

GOMES [11] analisando dois tipos de eletrodos revestidos (Tabela I.9) de alta resistência para soldagem do aço grau R4 da norma IACS W22 [17], observou que para um dos eletrodos analisados a tenacidade aumentou após TTPS e no outro houve apenas uma ligeira redução desta propriedade. Segundo o autor [11], o aumento da tenacidade se deve ao efeito combinado de revenimento da martensita e decomposição dos constituintes A-M em ferritas e carbetos, ambos benéficos à tenacidade. Já quanto ao eletrodo B, a redução da tenacidade após o TTPS se deve à ligeira precipitação de carbetos nos contornos de grão, o que é prejudicial à tenacidade Da mesma forma que GOMES [11], FARAGASSO et al. [73] realizando estudos com outro eletrodo revestido de alta resistência (composição básica: 0,07C-1,98Mn-2,66Ni-0,44Cr-0,41Mo), com variação do tempo de tratamento térmico a 600°C, não observou alterações significativas tanto na resistência mecânica quanto na tenacidade para todas as condições analisadas.

Tabela I.9 – Estudo realizado por GOMES [11].

Metal de Solda	Composição Básica	Ceq	Ecv à -20°C (J)		Limite de Resistência (MPa)	
			Como Soldado	Após TTPS	Como Soldado	Após TTPS
B	0,06C-1,37Mn-2,20Ni-0,63Mo-0,79Cr	0,727	75,2	68,8	892	876
W	0,05C-2,03Mn-3,08Ni-0,41Mo-0,27Cr	0,729	50,5	69	820	841

CAPÍTULO II - MATERIAIS E MÉTODOS

II.1 Materiais

Para a realização do presente trabalho serão utilizados os seguintes materiais abaixo relacionados.

II.1.1 Material de Base

Como metal de base, foram utilizadas chapas de aço ASTM A 36 com 19,0 mm de espessura, 1.000 mm de comprimento e 250 mm de largura. A utilização de chapas de aço ASTM A 36 se justifica pelo fato de que, no presente trabalho, o objeto de estudo é apenas o metal de solda, sendo então o metal base utilizado somente como suporte para a realização da deposição.

II.1.2 Consumível de soldagem

Como consumível de soldagem foi utilizado um arame sólido de 1,20 mm de diâmetro, de classificação AWS ER120S-G, para soldagem pelo processo GMAW.

A Tabela II.1 apresenta a composição química do consumível utilizado, segundo informado pelo fabricante.

Tabela II.1 – Composição química do arame segundo o fabricante.

Elemento	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cr	V	Cu	Al	Ti	Zr	CE_{IIW}
% peso	0,08-0,12	0,60-0,90	0,015	0,015	1,60-2,10	0,45-0,65	2,10-2,30	0,25-0,45	0,03	0,15	0,03	0,15	0,03	0,74

(*) Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 [32]

II.2 Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas, a partir de chapas de 19,0 mm de espessura, 1.000 mm de comprimento e 250 mm de largura, com chanfro em V-22° e com abertura na raiz de 13,0 mm (Figura II.1). Esta geometria de junta tem por objetivo minimizar os efeitos de diluição com o metal base, sendo então realizada a retirada de corpos-de-prova para ensaios mecânicos no centro do metal de solda e próximo à superfície (2 mm).

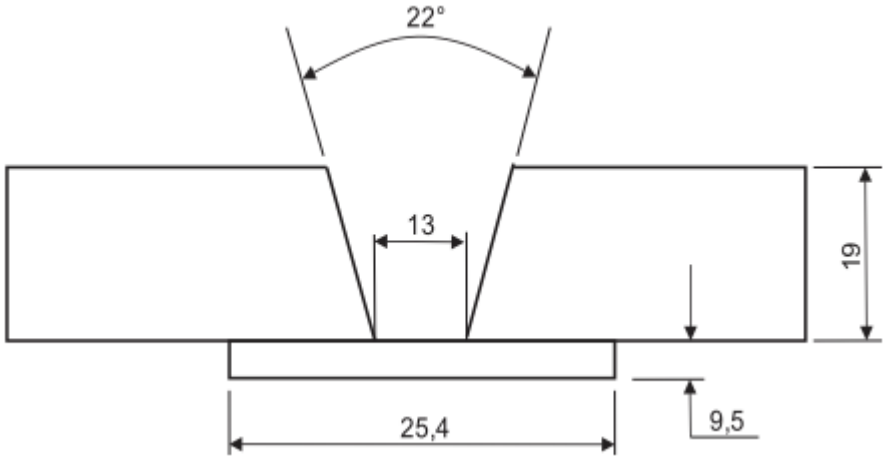


Figura II.1 – Detalhes da geometria do chanfro utilizado (mm).

As juntas foram preaquecidas às temperaturas de 150, 200 e 250°C, através de resistência elétrica e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, utilizando o processo GMAW. As temperaturas de interpasses foram mantidas as mesmas do preaquecimento através de resistência elétrica e controladas por meio de registrador térmico digital de temperatura.

Como gás de proteção, utilizou-se uma mistura do tipo 18% de CO2 e 82% de Ar e com vazão de 18 l/min.

As Tabelas II.2 à II.4 mostram os parâmetros de soldagem utilizados na soldagem das juntas, com transferência por spray.

A Figura II.2 mostra detalhes da soldagem das juntas.



Montagem



Montagem da resistência elétrica



Passes de enchimento

Figura II.2 – Etapa de soldagem das juntas

Tabela II.2 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 150^0C.

Camada	Passe	Corrente (A)	Tensão (Volts)	Tempo de arco aberto (s)	Energia de soldagem (KJ/mm)
1	1	240	31,2	200	1,50
1	2	260	31	236	1,90
2	3	240	32	192	1,47
2	4	252	31,6	237	1,89
3	5	244	31,6	192	1,48
3	6	244	31,6	140	1,08
3	7	250	31,2	198	1,54
4	8	232	31,2	201	1,45
4	9	236	31,6	171	1,28
4	10	240	31,6	153	1,16
4	11	250	31,2	179	1,40
5	12	244	30,4	184	1,36
5	13	240	30,4	210	1,53
5	14	236	31,2	212	1,56
5	15	252	30,8	233	1,81
	Média	244	31,2		1,49

Tabela II.3– Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 200^0C.

Camada	Passe	Corrente (A)	Tensão (Volts)	Tempo de arco aberto (s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	1	236	31,2	236	1,74
1	2	240	31,2	307	2,30
2	3	216	31,6	254	1,73
2	4	236	30,8	265	1,93
3	5	220	31,6	216	1,50
3	6	240	31,2	177	1,33
3	7	264	30,8	180	1,46
4	8	248	30,4	138	1,12
4	9	248	30,4	174	1,31
4	10	248	30,4	190	1,38
5	11	240	31,2	139	1,37
5	12	240	31,2	190	1,37
5	13	240	31,2	175	1,26
5	14	240	31,2	180	1,32
	Média	224	29,0		1,51

Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem utilizados no metal de solda com preaquecimento de 250^0C.

Camada	Passe	Corrente (A)	Tensão (Volts)	Tempo de arco aberto (s)	Energia de soldagem (kJ/mm)
1	1	236	31,6	178	1,33
1	2	244	31,2	210	1,60
2	3	240	30,8	195	1,44
2	4	248	30,8	170	1,30
3	5	240	31,6	173	1,31
3	6	240	31,6	247	1,87
3	7	268	32,8	226	1,99
4	8	264	32	162	1,37
4	9	276	32	155	1,37
4	10	248	30	174	1,29
5	11	244	30	152	1,11
5	12	244	30	150	1,10
5	13	244	30	164	1,20
5	14	244	30	170	1,24
	Média	232	29,0		1,39

A Tabela II.5 mostra as taxas de resfriamento entre 800 e 500°C calculadas de acordo com a norma EN 1011-2-Anexo D [74]. Os cálculos de $\Delta t_{8/5}$ foram realizados nos metais de solda na região correspondente à extração dos corpos-de-prova para os ensaios mecânicos em função das condições experimentais utilizadas.

Tabela II.5 – Tempos de resfriamento entre 800 e 500^0C.

Metal de solda	$\Delta t_{8/5}$(s)
S150	6,8
S200	8,9
S250	14,0

II.3 Tratamento Térmico Pós Soldagem

Foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento a 600°C por 1 hora, 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.

Preaquecimento (°C)	Condição	Identificação
150	Como soldado	A1
	TTAT-600°C – 1 h	A2
200	Como soldado	B1
	TTAT-600°C – 1 h	B2
250	Como soldado	C1
	TTAT-600°C – 1 h	C2

II.4 Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica em amostras extraídas dos metais de solda com objetivo de determinar os teores dos principais elementos de liga presentes.

II.5 Ensaios Mecânicos

Os ensaios mecânicos foram realizados tanto na condição de como soldado (CS) como após os tratamentos térmicos pós-soldagem (TTPS).

A Figura II.3 mostra a posição da retirada dos corpos-de-prova para ensaios mecânicos.

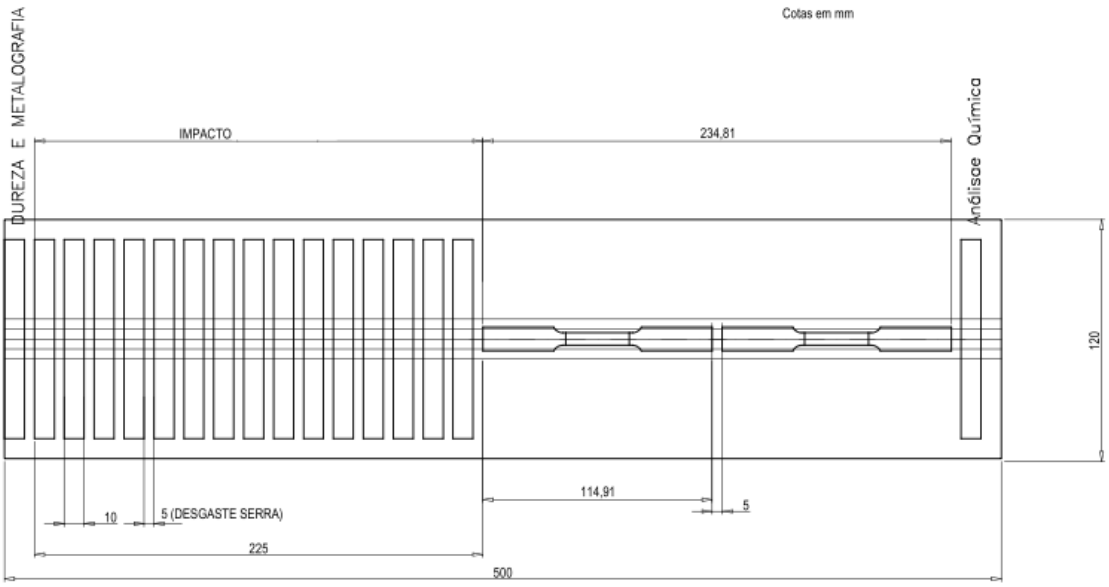


Figura II.3 – Detalhe da posição de retirada dos corpos-de-prova em relação à junta soldada, para ensaio de tração, impacto Charpy-V, análise química, dureza e metalografia.

II.5.1 Ensaio de Tração

Foram realizados ensaios de tração à temperatura ambiente, em corpos-de-prova padronizados conforme a norma ASTM A-370 [75] e com as dimensões mostradas na Figura II.4. Os corpos de prova foram retirados longitudinalmente ao cordão de solda (Figura II.3), a 2mm da superfície (Figura II.5), sendo realizados dois ensaios para cada condição de análise.

Utilizou-se uma máquina universal de ensaios modelo Instron com capacidade de 20KN.

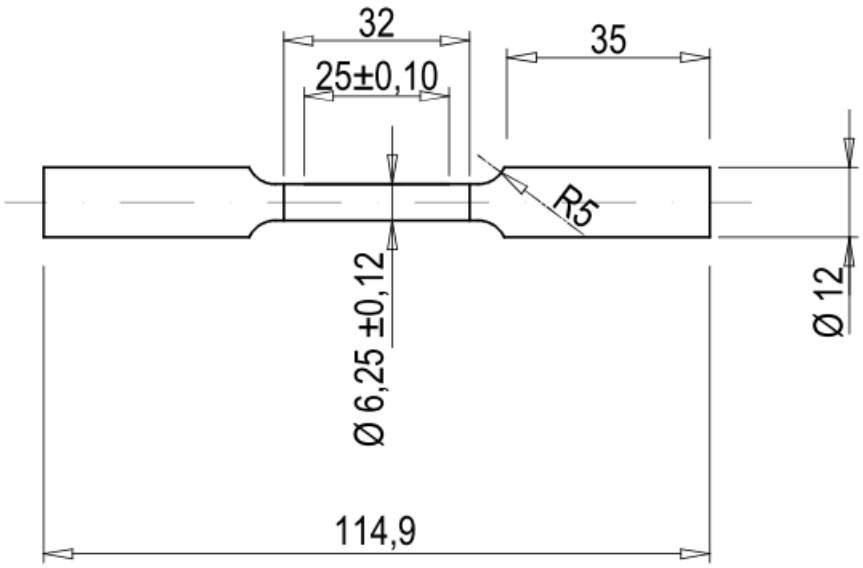


Figura II.4 – Dimensões do corpo de prova para o ensaio de tração

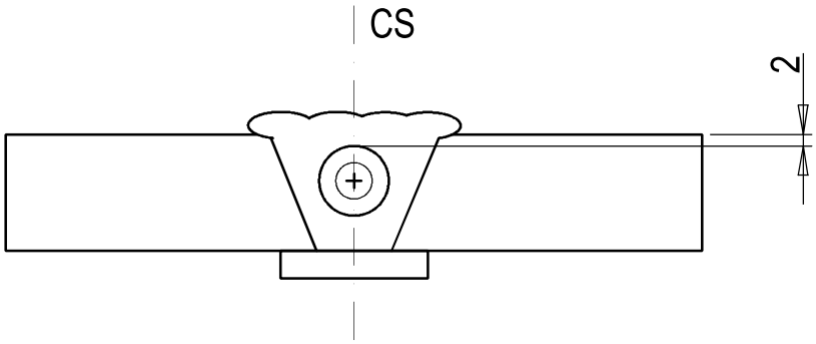


Figura II.5 – Posição de retirada dos corpos de prova para o ensaio de tração.

II.5.2 Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V nas temperaturas de -20°C e 0°C, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [75] na quantidade de três corpos de prova por condição analisada, retirados transversalmente ao cordão de solda, conforme mostrado Figura II.6, e a 2 mm da superfície, sendo o entalhe posicionado no plano da espessura e no centro do cordão de solda.

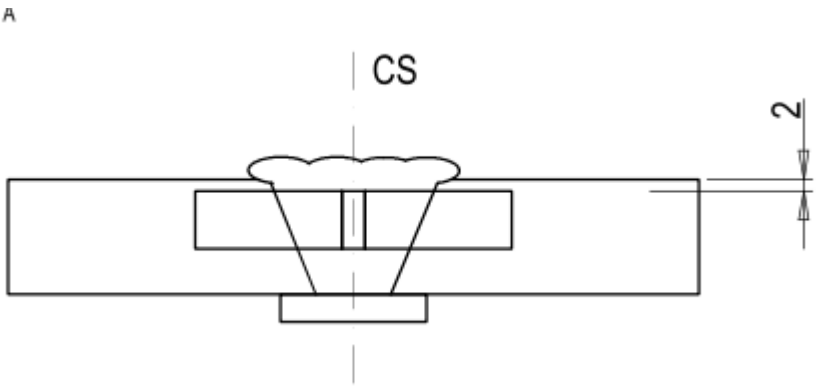


Figura II.6 — Posicionamento dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V em relação à junta soldada (cotas em mm)

II.6 Ensaios de Microdureza

Foram realizados ensaios de microdureza Vickers, à temperatura ambiente, com carga de 500 gf. e 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 do metal de solda 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.7, sendo realizada 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 tratamento térmico.

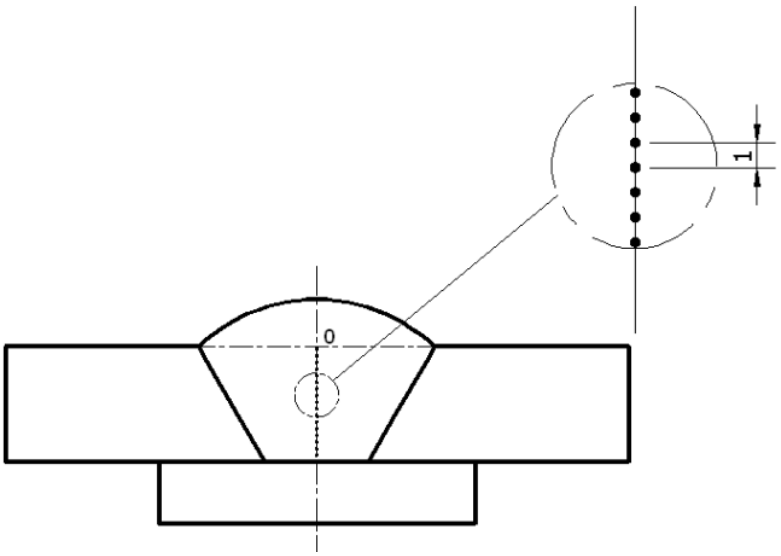


Figura II.7 — Localização e espaçamento entre impressões nos ensaios de dureza Vickers (cotas em mm)

II.7 Ensaios Metalográficos

Foram realizadas análises metalográficas dos metais de solda, consistindo de macrografia, microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV). A preparação das amostras consistiu da técnica convencional de lixamento com lixas de granulometria 100, 220, 320, 400, 500 e 600 seguido de polimento com pasta de diamante de 6, 3, 1 e 1/4 μm. Após o polimento foi realizado o ataque químico com reagente Nital 2%.

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 12,5X, 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.8.

As microestruturas foram avaliadas nas regiões colunar e reaquecida dos metais de solda, tanto nas condições de como soldado (CS) quanto após tratamento térmico pós-soldagem (TTPS), onde as regiões analisadas também corresponderam à área do entalhe Charpy-V.

Finalmente, foi realizada a análise quantitativa dos constituintes microestruturais, na região da ponta do entalhe Charpy-V, na condição de como soldado. Para esta análise, utilizou-se a técnica da contagem por pontos em grade metalográfica com 100 pontos superposta à tela do MEV com aumento de 1.000 vezes. Foram contados aleatoriamente pelo menos 10 campos para cada condição, permitindo se obter um resultado com 97% de confiabilidade. Para tal ensaio foi utilizado o microscópio eletrônico de varredura CamScan 3200 LV.

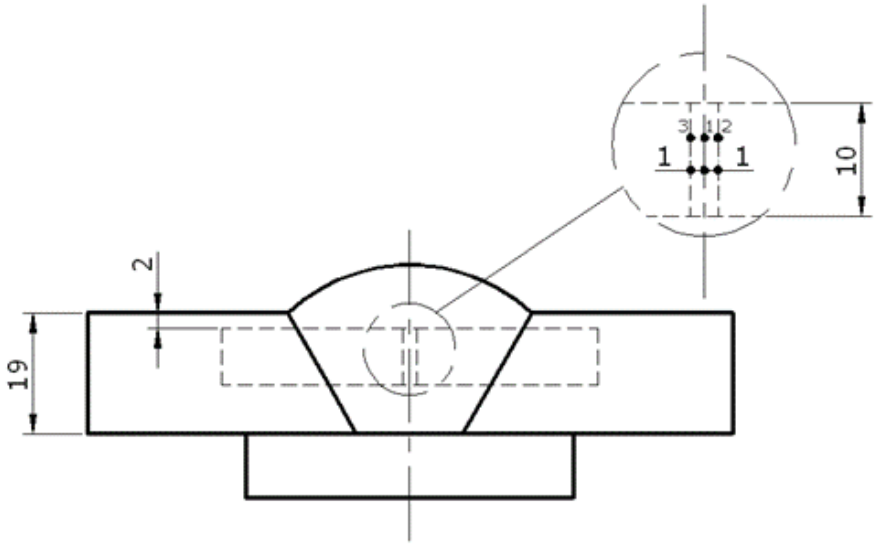


Figura II.8 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa da região colunar e reaquecida, ao logo dos segmentos 1, 2 e 3 (cotas em mm).

CAPÍTULO III - RESULTADOS

III.1 Análise Química

A Tabela III.1 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos, onde se observa que os teores dos elementos de liga apresentam-se em patamares similares para todas as condições, exceto pelo teor de carbono ligeiramente inferior no metal de solda S150, o que no entanto, foi compensando pelos outros elementos de liga, de forma que o carbono equivalente, parâmetro para avaliação de temperabilidade não experimentou grande variação.

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

Metal de solda	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Ti	V	Zr	Ceq
150	0,050	0,628	1,513	0,005	0,006	0,362	0,524	1,970	0,028	0,020	0,005	0,001	0,614
200	0,061	0,616	1,525	0,009	0,008	0,366	0,487	1,903	0,028	0,018	0,007	0,001	0,616
250	0,057	0,594	1,508	0,008	0,007	0,368	0,497	1,940	0,027	0,020	0,009	0,002	0,615

(*) Ceq = C + Mn/6 + (Cr+Mo+V)/5 + (Ni+Cu)/15 [31]

III.2 Ensaios Mecânicos

III.2.1 Ensaio de Tração

a) A Foram observados valores elevados de limite de resistência, sempre superiores a 860MPa, para todas as condições de análise;

b) Os maiores valores de resistência mecânica e limite de escoamento foram apresentados pelo metal de solda S150, sendo observada uma tendência de redução destas propriedades com o aumento do tempo de resfriamento e;

c) A realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução do limite de escoamento para todos os metais de solda, enquanto que a resistência mecânica apresentou uma redução significativa somente no metal de solda S150, com cerca de 10% de redução.

Tabela III.2 apresenta os resultados dos ensaios de tração para os metais de solda obtidos, onde se notam as seguintes características principais:

d) Foram observados valores elevados de limite de resistência, sempre superiores a 860MPa, para todas as condições de análise;

e) Os maiores valores de resistência mecânica e limite de escoamento foram apresentados pelo metal de solda S150, sendo observada uma tendência de redução destas propriedades com o aumento do tempo de resfriamento e;

f) A realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução do limite de escoamento para todos os metais de solda, enquanto que a resistência mecânica apresentou uma redução significativa somente no metal de solda S150, com cerca de 10% de redução.

Tabela III.2 – Resultados dos ensaios de tração.

Junta Soldada	Condição	Corpo de Prova	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
S150 ($\Delta t_{8/5}$ = 6,8s)	Como Soldado	CP1	909	1009	20,4	64,8
		CP2	829	982	23,6	63,7
		MÉDIA	869	996	22	64,3
	TTPS	CP1	780	868	24,8	63,1
		CP2	828	904	23,2	63,4
		MÉDIA	804	886	24	63,3
S200 ($\Delta t_{8/5}$ = 8,9s)	Como Soldado	CP1	866	968	21,6	65,1
		CP2	862	963	24	65,2
		MÉDIA	864	966	22,8	65,2
	TTPS	CP1	830	949	24,4	61,6
		CP2	820	942	24,4	63,4
		MÉDIA	825	946	24,4	62,5
S250 ($\Delta t_{8/5}$ = 14,0s)	Como Soldado	CP1	794	866	24,4	67,4
		CP2	---	---	---	---
		MÉDIA	794	866	24,4	67,4
	TTPS	CP1	741	864	25,2	63,3
		CP2	736	869	26	63,4
		MÉDIA	738,5	866	25,6	63,4

III.2.2 Ensaio de Impacto Charpy-V

A Tabela III.3 e a Figura III.1 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para os metais de solda, onde se notam as seguintes características principais:

a) foi observada uma tendência de redução da tenacidade ao impacto para maiores tempos de resfriamento;

b) a realização do tratamento térmico pós-soldagem propiciou uma redução significativa da tenacidade ao impacto do metal de solda em todas as condições de análise e;

c) observa-se uma grande dispersão nos resultados para a maioria das condições de análise;

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de Impacto Charpy-V, em Joules.

Metal de Solda	Temperatura (ºC)	Condição	1º ensaio (J)	2º ensaio (J)	3º ensaio (J)	MÉDIA (J)
S150 ($\Delta t_{8/5}$ = 6,8s)	0	Como soldado	78	74	91	81
		TTPS	43	46	52	47
	-20	Como soldado	55	59	71	62
		TTPS	39	39	39	39
S200 ($\Delta t_{8/5}$ = 8,9)	0	Como soldado	91	75	80	82
		TTPS	50	47	44	47
	-20	Como soldado	65	61	72	66
		TTPS	24	38	24	29
S250 ($\Delta t_{8/5}$ = 14,0)	0	Como soldado	65	59	80	68
		TTPS	48	45	48	47
	-20	Como soldado	52	47	53	51
		TTPS	33	27	24	28

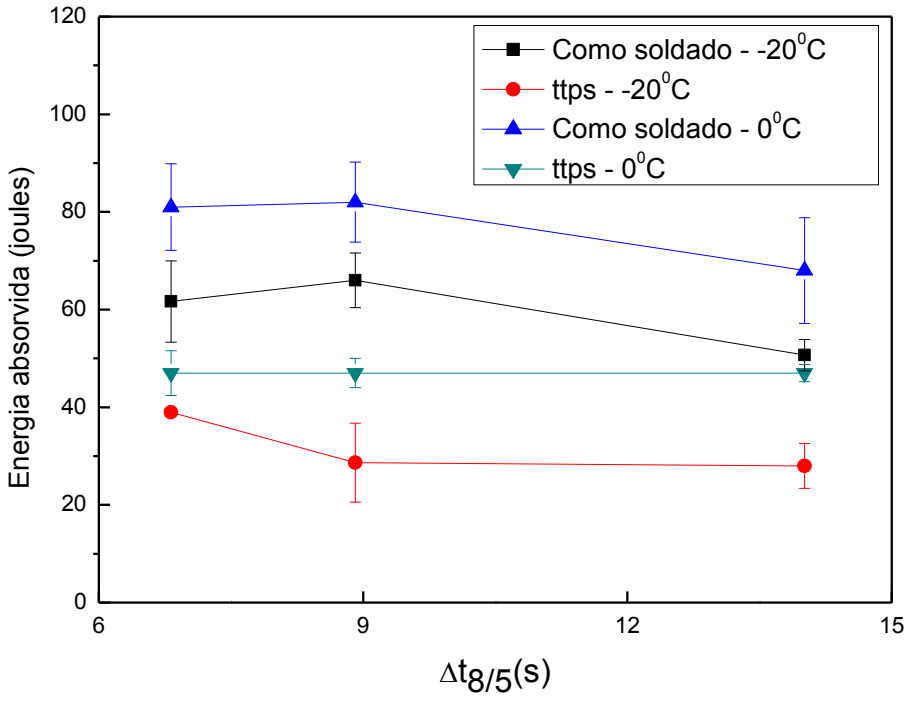


Figura III.1 – Variação da tenacidade ao impacto com as condições de soldagem.

III.3 Ensaio de Microdureza

As Figuras III.2 à III.4 apresentam os perfis de microdureza obtidos para os metais de solda, medidos a partir da superfície da junta soldada, onde se notam as seguintes características principais:

a) Os resultados obtidos apresentaram valores elevados de dureza, sendo que o maior valor foi observado para o metal de solda S150 na condição como soldado (média de 347HV) e o menor valor para o metal de solda S250 após TTPS (281HV média),

b) O TTPS propiciou uma redução nos resultados de dureza, exceto para o metal de solda S200, sendo observados valores em torno de 350 HV na região do último passe e em torno de 295 HV na região da raíz.

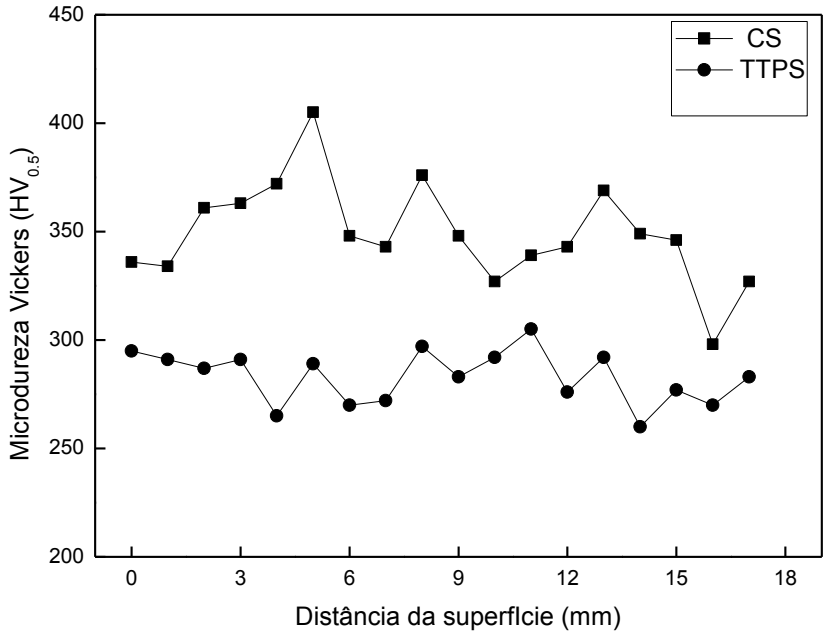


Figura III.2 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S150.

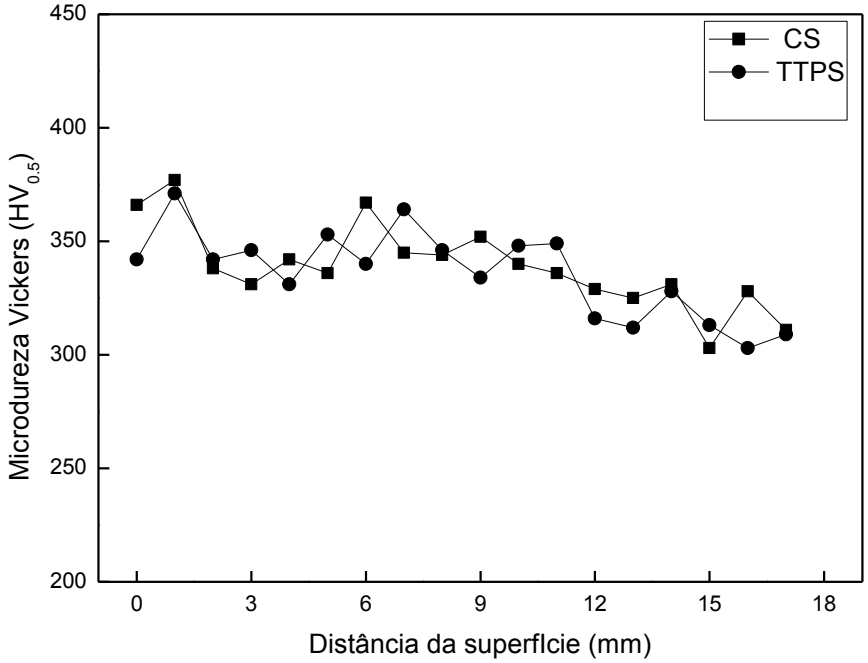


Figura III.3 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S200.

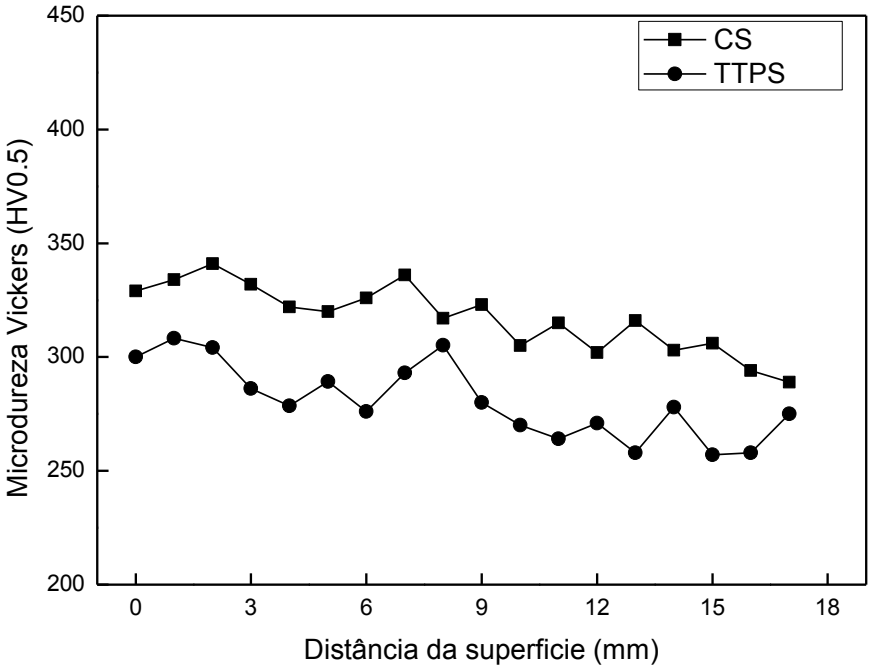
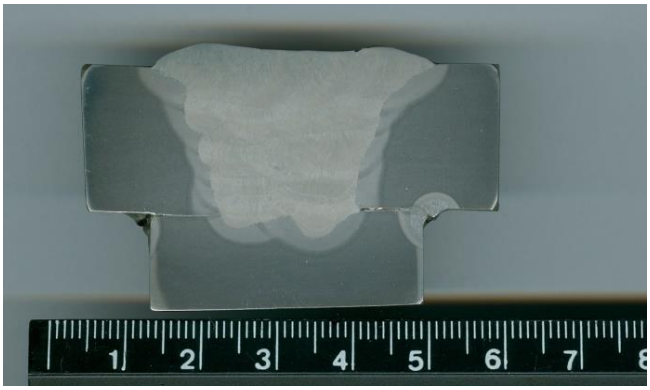


Figura III.4 – Perfil de microdureza Vickers do metal de solda S250.

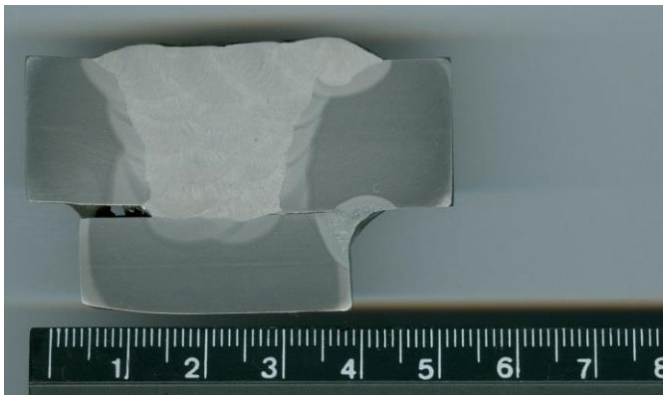
III.4 Ensaios Metalográficos

III.4.1 Macrografia

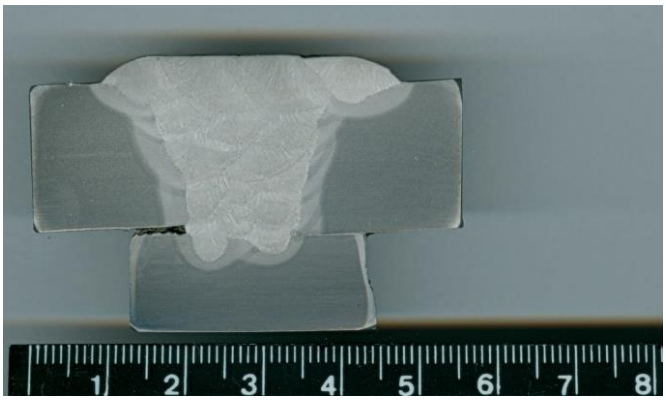
As Figura III.5 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse.



(a)



(b)



(c)

Figura III.5 – Aspecto macrográfico das juntas soldadas . Ataque: Nital 2%.
(a) S150, (b) S200, (c) S250.

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

III.4.2 Micrografia

A Figura III.6 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 dois metais de solda não é significativa.

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

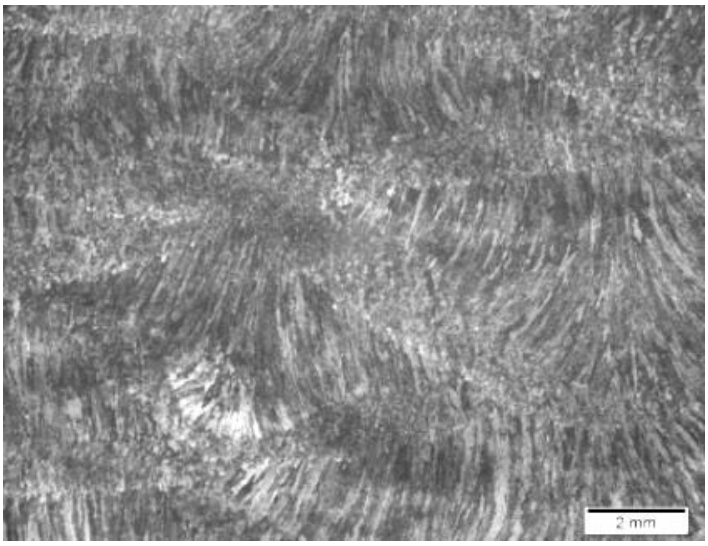
Metal de Solda	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
S150	69,6	30,4
S200	66,3	33,7
S250	64,0	36,0

As Figuras III.7 à III.13 e Tabela III.5 apresentam a caracterização microestrutural observada por microscopia ótica (MO) e eletrônica de varredura (MEV), nas condições de como soldado e após TTPS, para as diferentes regiões do metais de solda. Na análise destas micrografias, observam-se as seguintes características:

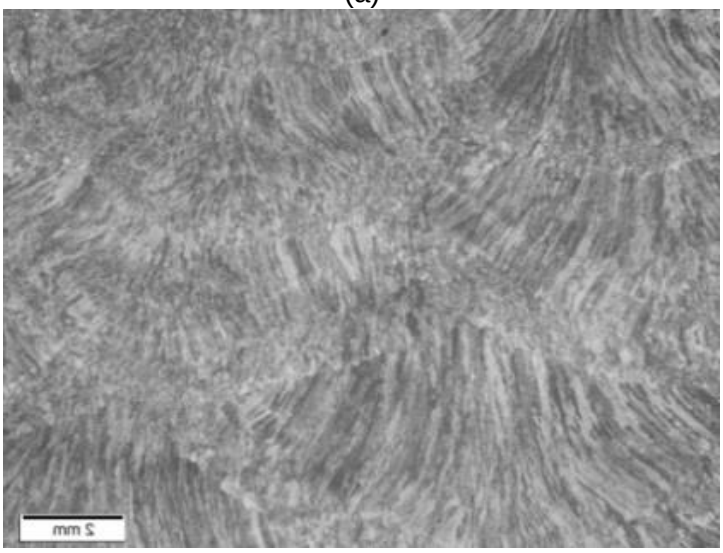
a) As microestruturas de todos os metais de solda apresentam-se refinadas (Figura III.7), sendo observadas microestruturas ligeiramente mais grosseiras para maiores tempos de resfriamento (Figuras III.7 à III.10);
b) Observou-se a ocorrência de martensita (M) e bainita (B) revenidas para os metais de solda, com tendência para redução do primeiro constituinte com o aumento dos tempos de resfriamento (Figuras III.11 à III.13 e Tabela III.5);
c) A realização do TTPS promoveu uma extensiva precipitação de carbonetos (indicado pelas setas nas micrografias) nos contornos de grão de todos os metais de solda (Figuras III.8 à III.13) e;
d) Notou-se a presença de morfologias de martensita de baixa tenacidade (Mb) e bainita grosseira (Bc) (Figuras III.11 e III.13) que apresentam comportamento de menor tenacidade [32,38].

Tabela III.5 – Percentuais de constituintes na região da ponta do entalhe Charpy-V.

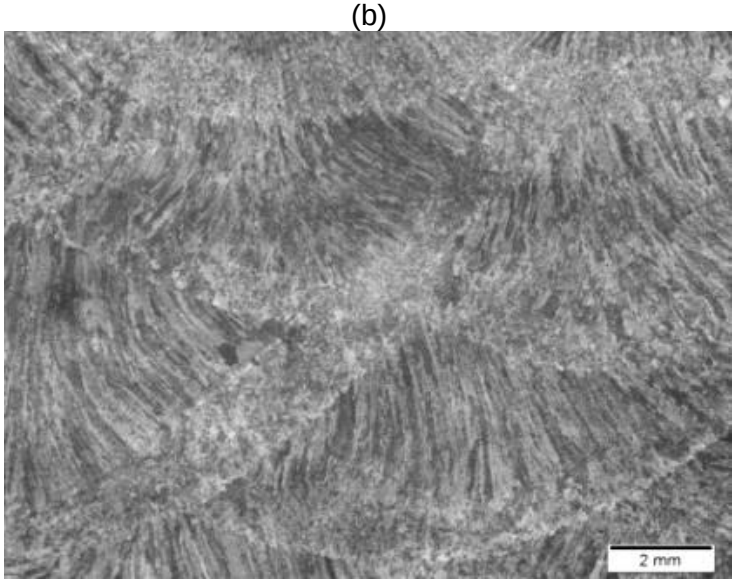
Metal de Solda	Martensita (%)	Bainita (%)
S150	70	30
S200	48	52
S250	12	88



(a)



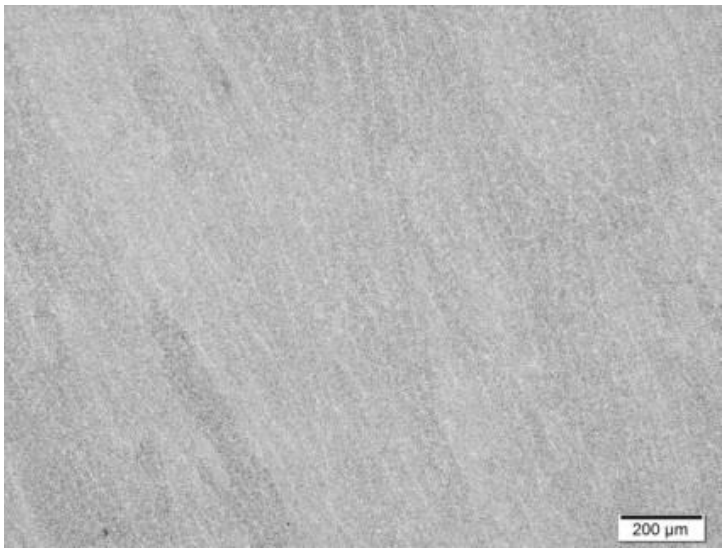
(b)



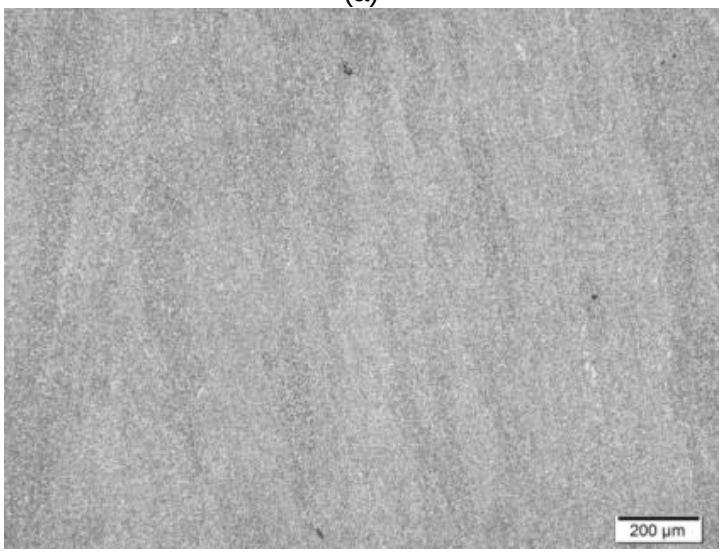
(c)

Figura III.6 – Micrografia ótica com baixo aumento da região central dos metais de solda. Aumento: 12,5X. Ataque: Nital 2%.

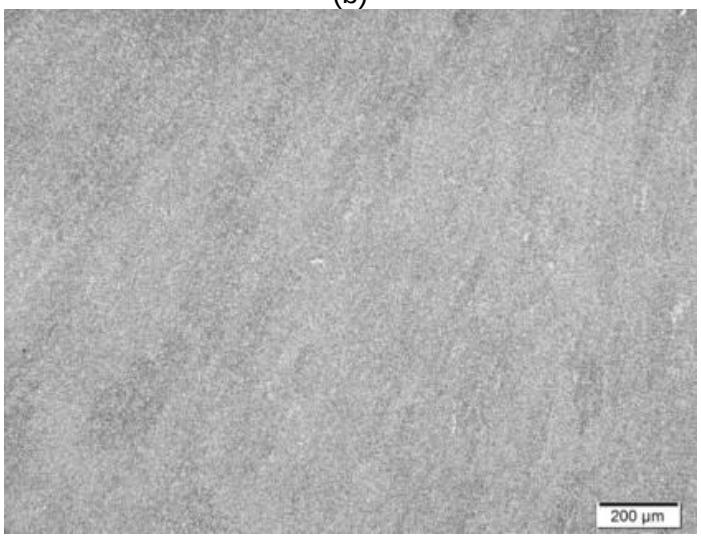
(a) S150, (b) S200, (c) S250.



(a)



(b)



(c)

Figura III.7 – Microestrutura do último passe dos metais de solda (MO).

Aumento: 100X. Ataque: nital 2%.
(a) S150, (b) S200, (c) S250.

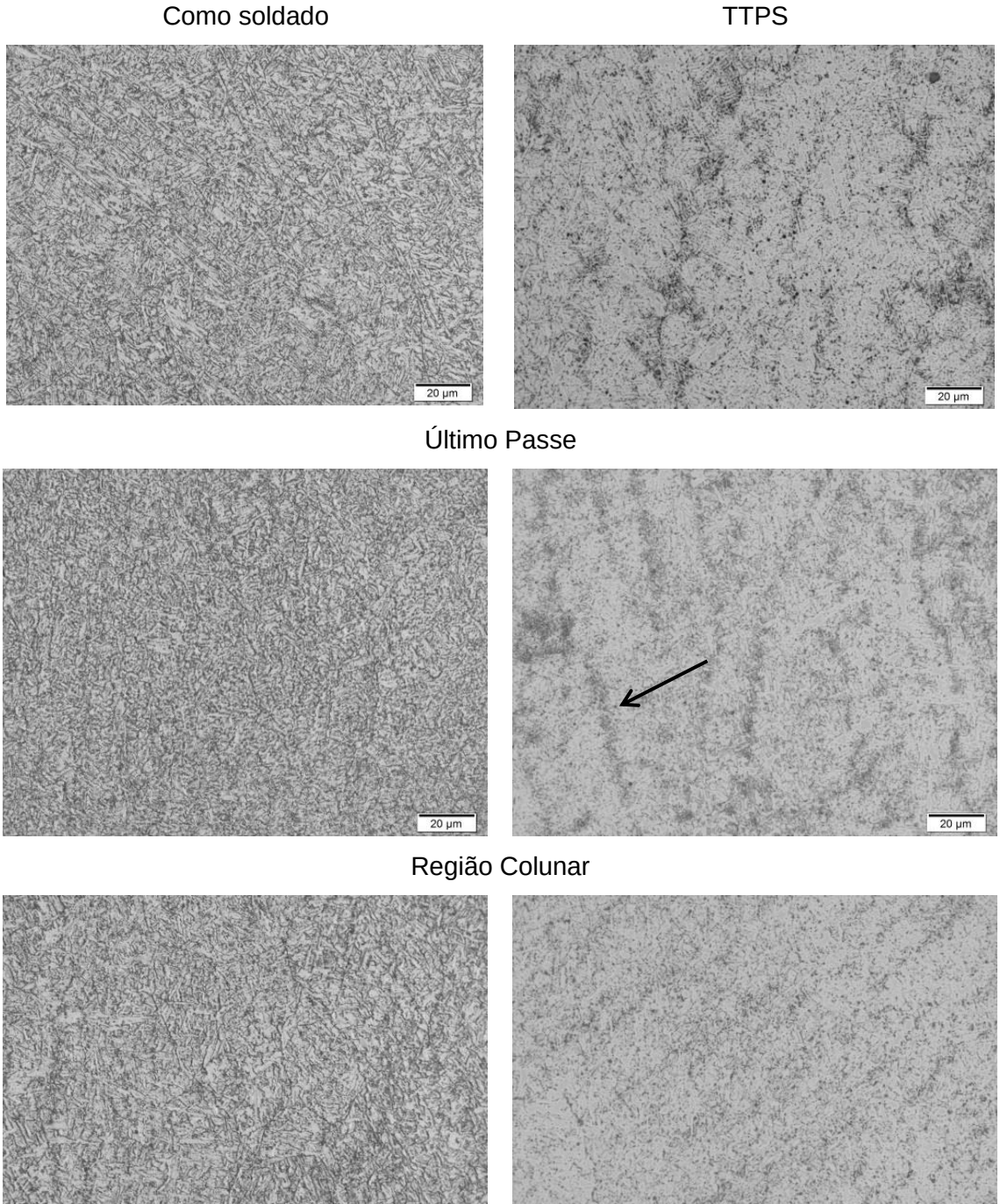
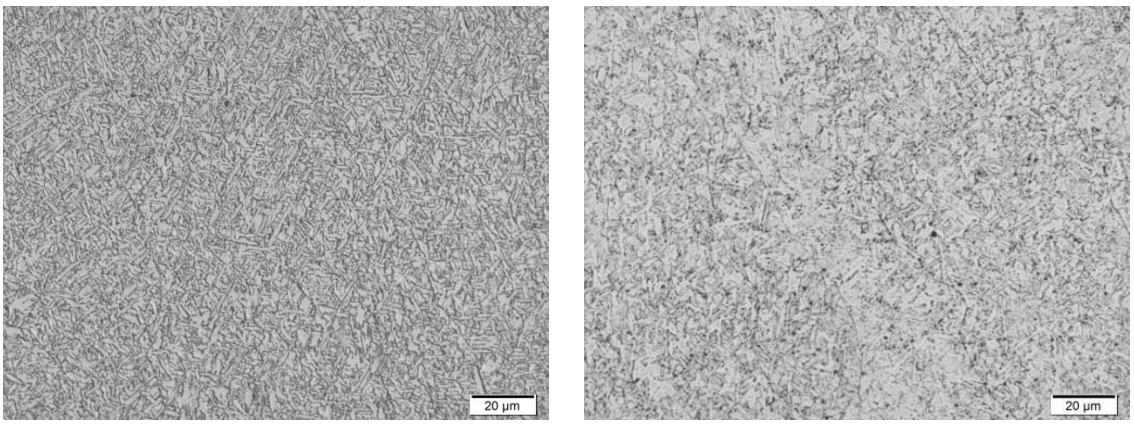
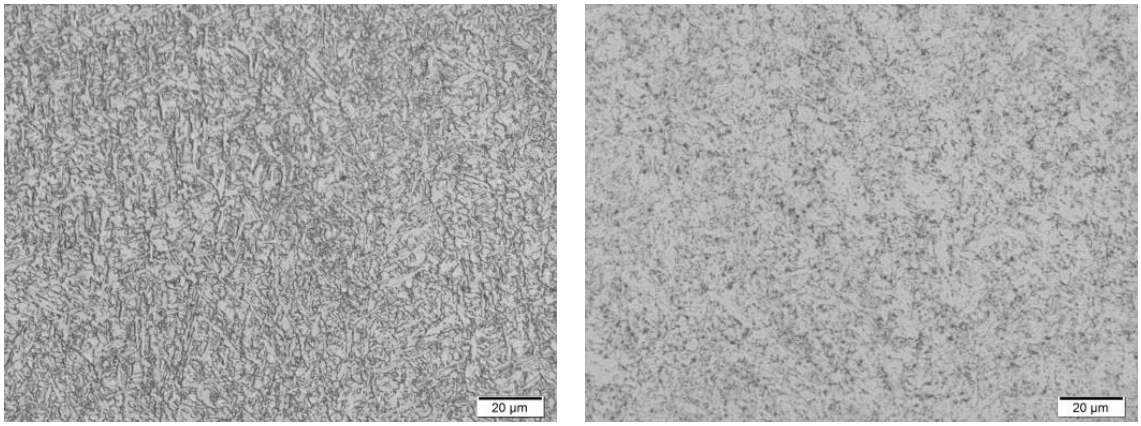


Figura III.8 – Microestruturas do metal de solda S150 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 6,8s.
Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

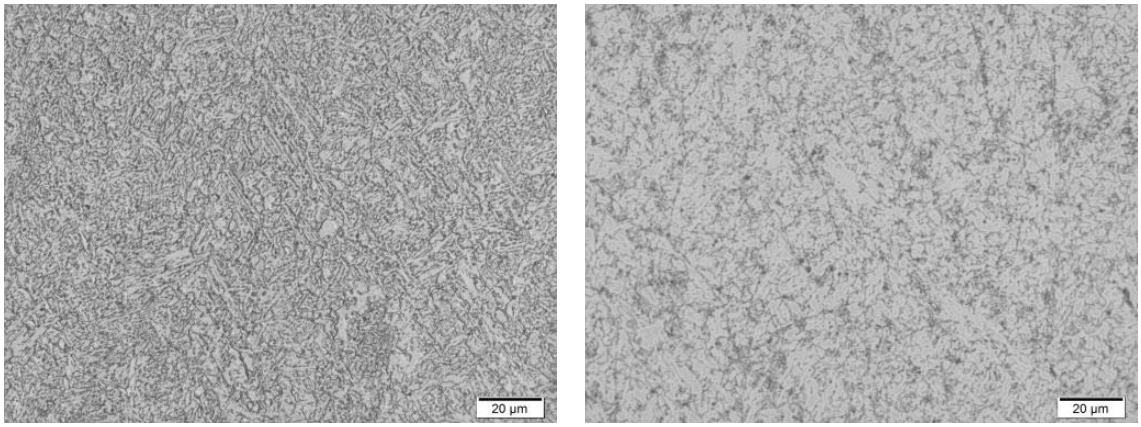
Como soldado | TTPS



Último Passe



Região Colunar



Região Reaquecida

Figura III.9 – Microestruturas do metal de solda S200 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 8,9s. Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

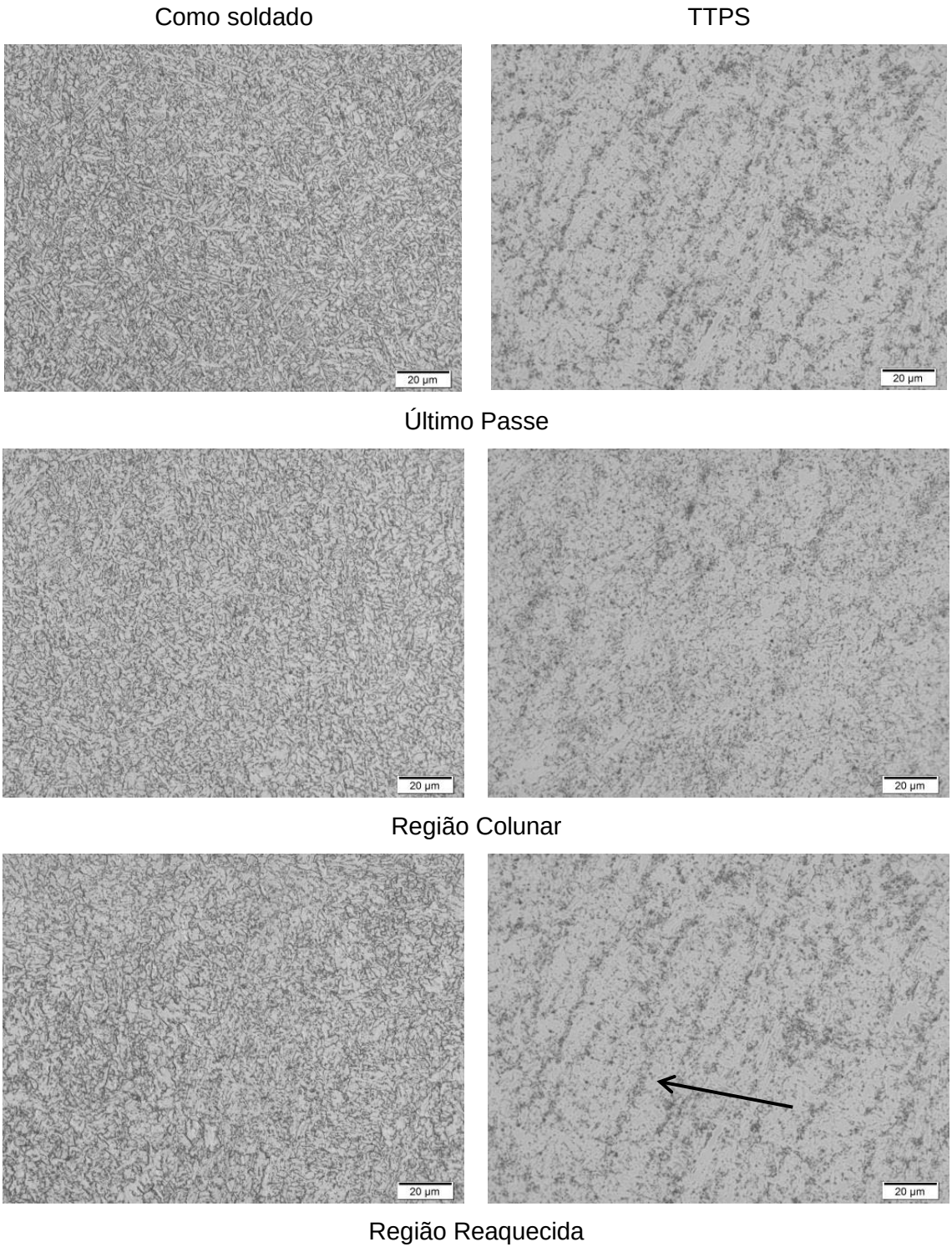
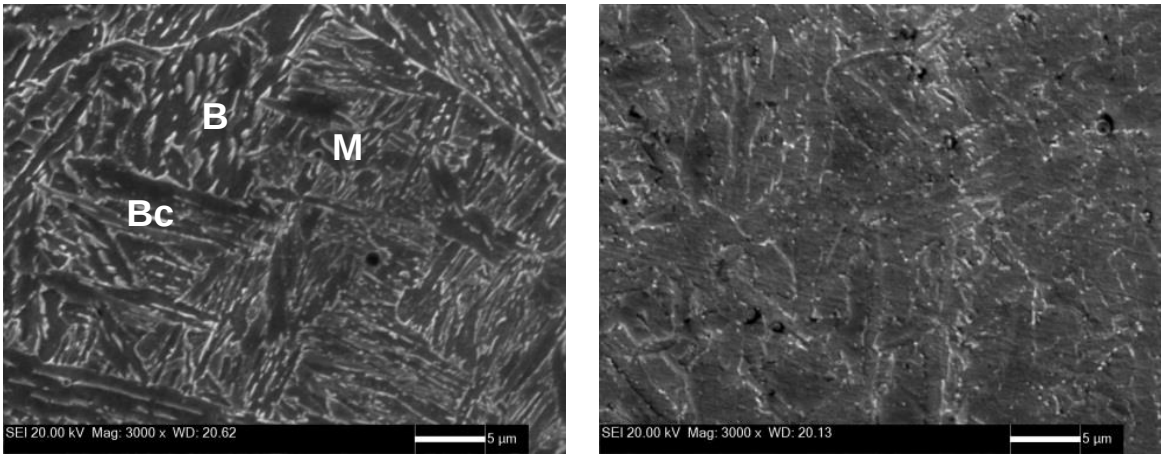
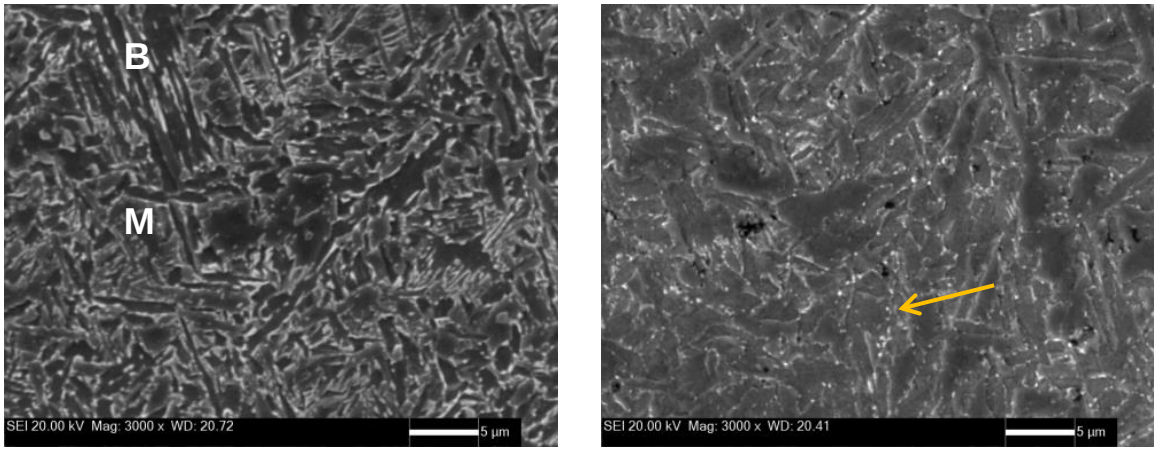


Figura III.10 – Microestruturas do metal de solda S250 (MO). $\Delta t_{8/5}$ = 14,0s.
Aumento: 1.000X. Ataque: Nital 2%.

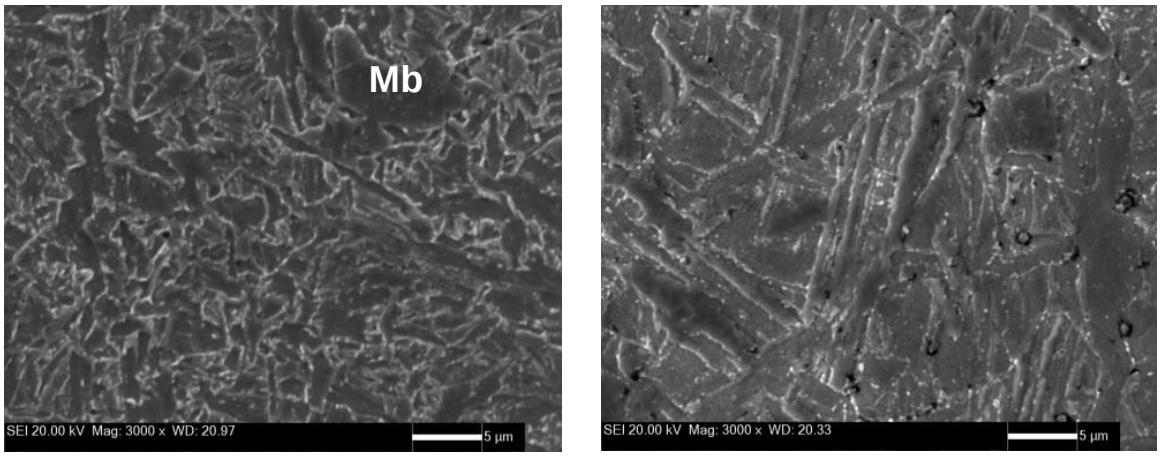
Como soldado | TTPS



Último Passe



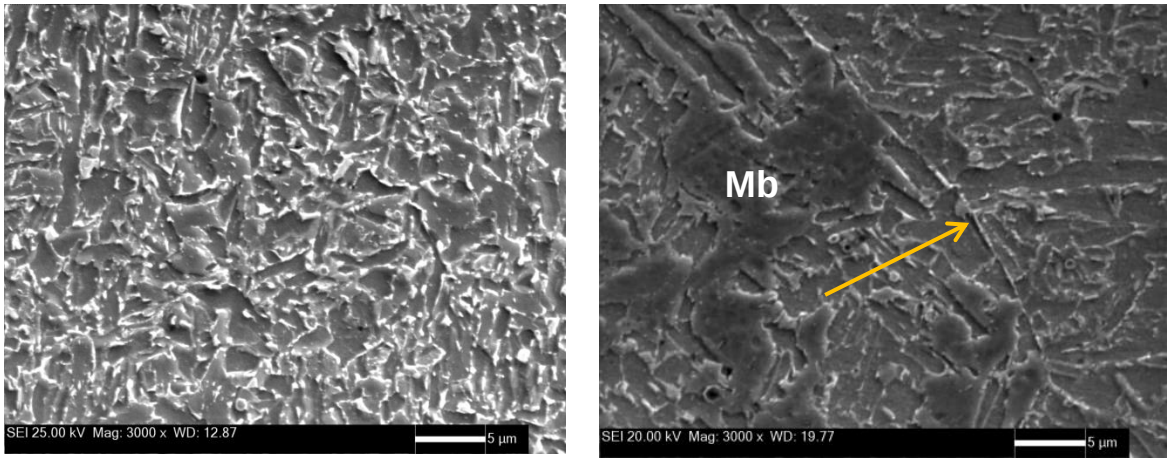
Região Colunar



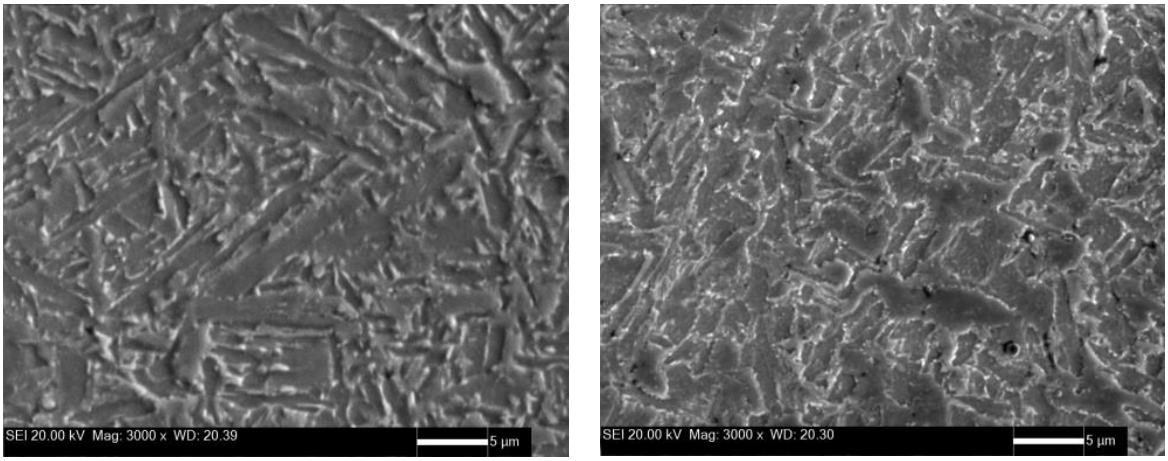
Região Reaquecida

Figura III.11 – Microestruturas do metal de solda S150 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 6,8s. Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

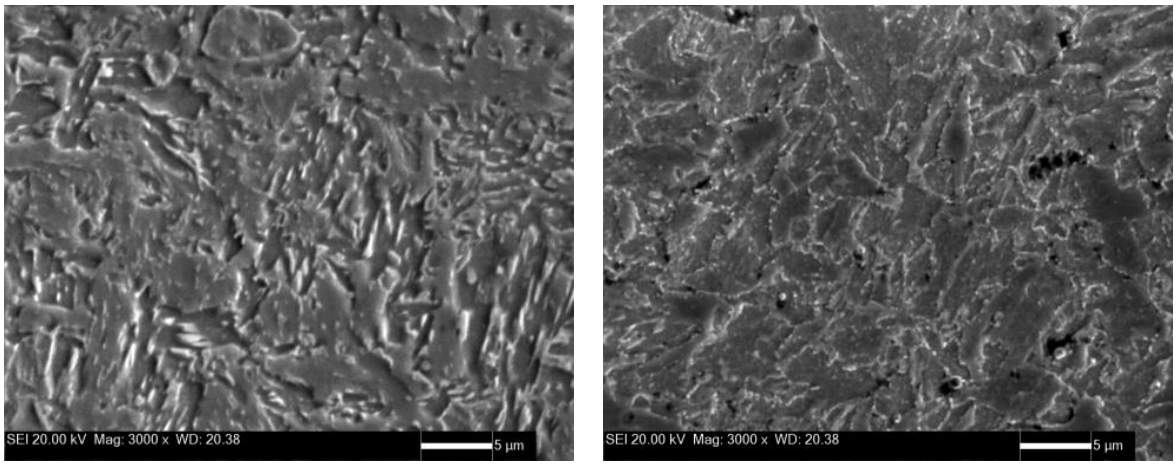
Como soldado | TTPS



Último Passe



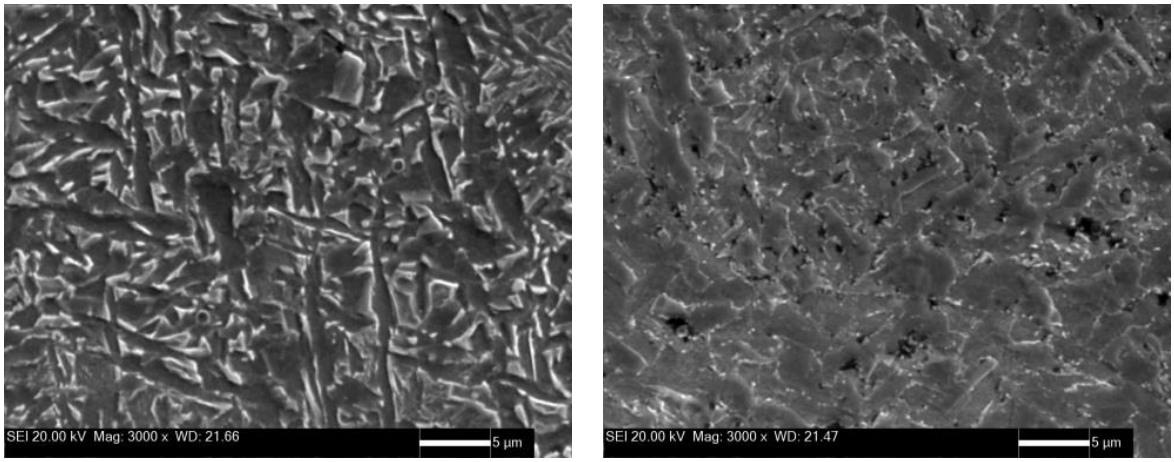
Região Colunar



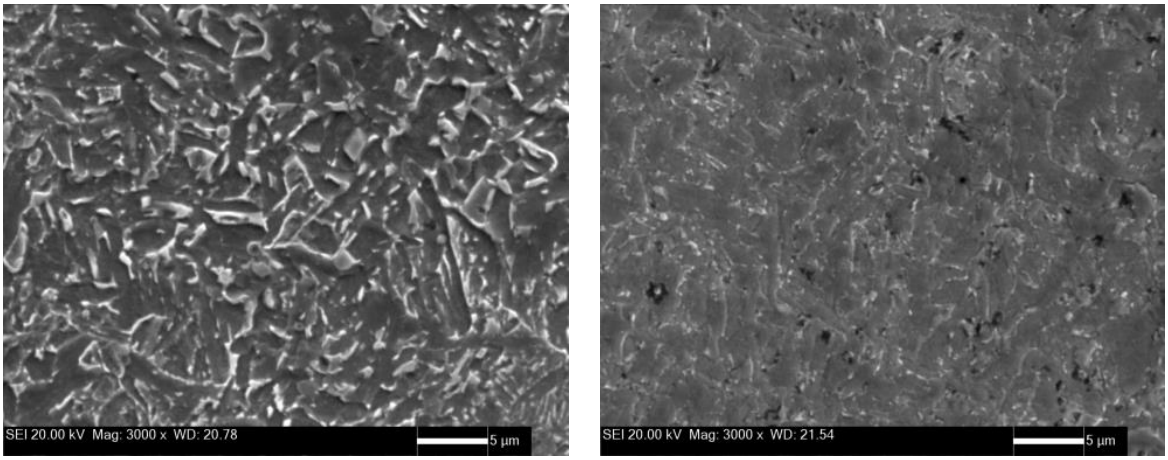
Região Reaquecida

Figura III.12 – Microestruturas do metal de solda S200 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 8,9s.
Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

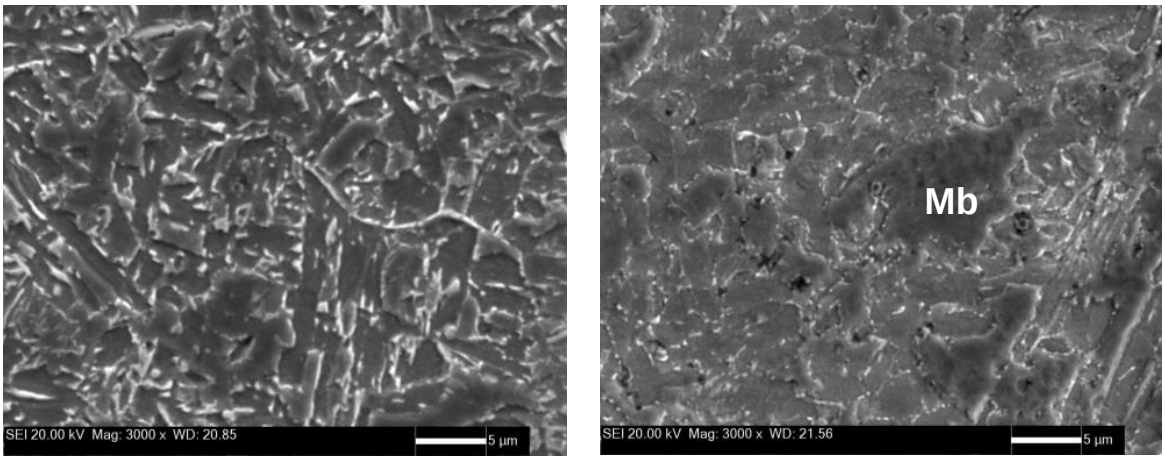
Como soldado | TTPS



Último Passe



Região Colunar



Região Reaquecida

Figura III.13 – Microestruturas do metal de solda S250 (MEV). $\Delta t_{8/5}$ = 14,0s.
Aumento: 3.000X. Ataque: Nital 2%.

CAPÍTULO IV - DISCUSSÃO

IV.1 Resistência Mecânica

IV.1.1 Carbono equivalente

A análise química mostrada na Tabela III.1 permite observar que muito embora haja uma pequena variação no teor de carbono, o carbono equivalente permanece constante, podendo assim ser usado como referência para a garantia da mesma temperabilidade do metal de solda para todas as condições analisadas.

De acordo com alguns autores [26,28,51], o Carbono Equivalente tem sido útil para se estimar as transformações microestruturais e as propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência, sendo observado que a resistência mecânica aumenta conforme se aumenta o carbono equivalente. A Figura IV.1 demonstra que existe uma boa correlação entre os dados experimentais obtidos com o metal de solda analisado e a literatura [12,64,21,26,28,51,57,65]. No entanto, deve ser destacado que a comparação deve ser vista apenas no aspecto qualitativo, pois existem vários outros fatores que podem alterar as propriedades mecânicas do metal de solda, como as características microestruturais oriundas de diferentes taxas de resfriamento. De fato, na Figura IV.1 também se nota uma elevada dispersão nos resultados, notadamente para maiores valores de resistência mecânica, onde a distribuição de fração volumétrica de martensita e bainita é alterada. Além disso, verificou-se que quando da soldagem pelo processo GMAW [12], os valores são ainda mais elevados, o que provavelmente está associado com o maior percentual de região colunar, tal como verificado no presente trabalho (Tabela III.4).

KARLSSON et al. [28] estudando diversos metais de solda de alta resistência, tal como no presente trabalho, também observaram uma dispersão na tendência linear de crescimento da resistência mecânica em função do carbono equivalente (Figura IV.2) , atribuída a mudanças da taxa de resfriamento, o que segundo os autores [28] proporciona uma variação na proporção de microconstituintes, como a martensita e a bainita. Muito embora o Carbono Equivalente não seja alterado com a taxa de resfriamento, a resistência mecânica pode ser alterada em função da taxa de resfriamento mediante alterações nas proporções de microconstituintes no metal de solda. Além da taxa de resfriamento, KARLSSON et al. [28] apresentam a quantidade de passes como também responsável pelo desvio da resistência mecânica da tendência estimada pelo Carbono Equivalente. Ainda segundo estes autores [28], a redução da resistência mecânica pelo aumento do número de passes se justifica pelo revenimento que o passe subsequente acarreta no cordão de solda anterior.

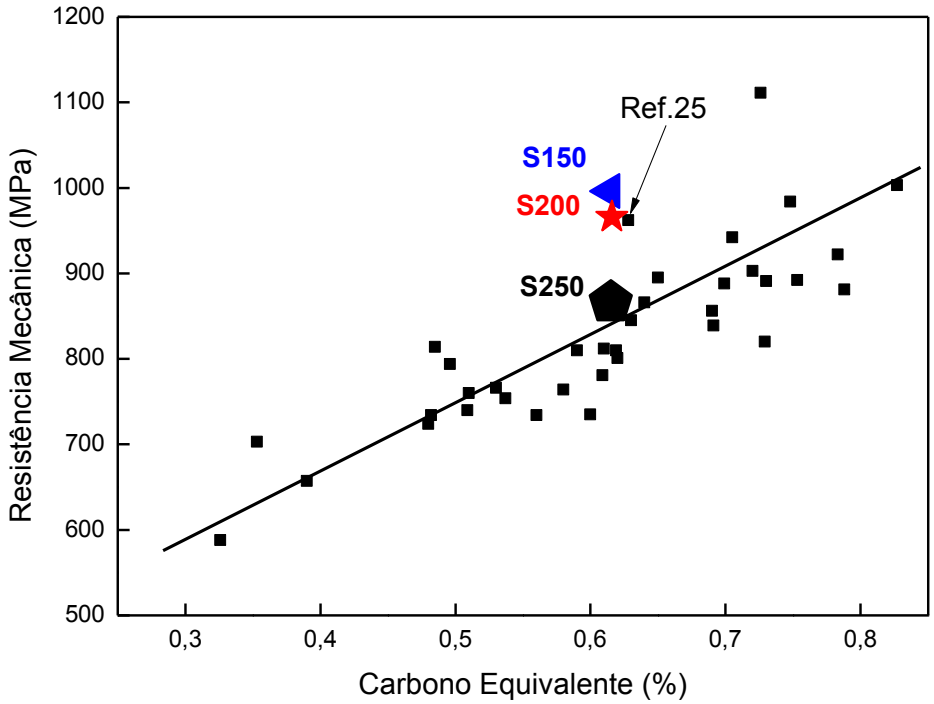


Figura IV.1 – Resistência mecânica observada em função do Carbono Equivalente [12,64,21,26,28,51,57,65].

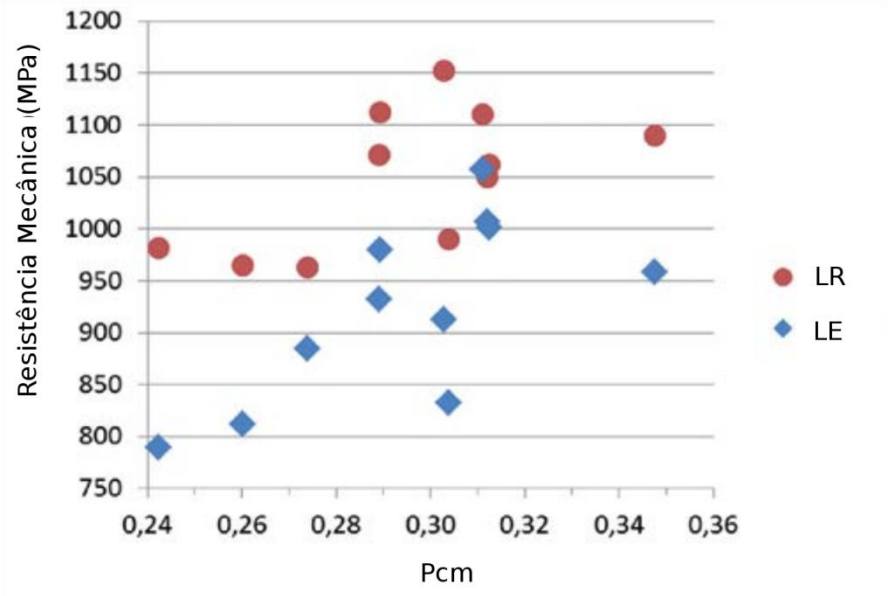


Figura IV.2 – Resultados de resistência mecânica em função do Carbono Equivalente apresentados por KARLSSON et al. [28].

IV.1.2 Tempo de resfriamento

Em relação aos valores absolutos de resistência mecânica, pode-se citar os trabalhos de KARLSSON el al. [28] e AKBARNEJAD [66] que realizaram análises com metal de solda similar ao utilizado neste trabalho. Os resultados da Tabela IV.1, permitem inferir que os tempos de resfriamento obtidos por KARLSSON el al. [28] e AKBARNEJAD [66] são bem próximos ao valores encontrados no presente estudo. Para o tempo de resfriamento de 7 segundos, a resistência mecânica encontrada por KARLSSON et al. [28] foi de 1071 MPa, valor bem próximo de um resultado encontrado no presente trabalho no tempo de resfriamento de 6,8 segundos (Tabela III.2), que foi de 1009 MPa. Para o tempo de resfriamento de 10 segundos, a resistência mecânica encontrada por AKBARNEJAD [66] foi de 920 MPa, resultado este bem alocado entre os valores encontrados no presente trabalho para os tempos de resfriamento de 8,9 segundos e 14,0 segundos, seguindo uma tendência de queda conforme se aumenta o tempo de resfriamento. Estas evidências mostram que a metodologia experimental foi adequada para o estudo do comportamento do metal de solda de alta resistência obtido pelo processo GMAW.

Tabela IV.1 – Propriedades mecânicas obtidas por KARLSSON el al. [28] e AKBARNEJAD [66] em comparação com o presente trabalho.

Solda	$\Delta t_{8/5}$ (s)	Preaquecimento (°C)	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)
W1 e W2 GMAW [66]	3,6	75	1094,5	1142	13
GMAW / Laser-Híbrido [28]	5	75	913	1152	10
GMAW S150	6,8	150	869	996	22
GMAW [28]	7	75	932	1071	16
GAMW S200	8,9	200	864	966	22,8
W4 GMAW [66]	10	125	810	920	16
GMAW S250	14,0	250	794	866	24,4

Além do tempo de resfriamento, alguns autores [6,63,51] afirmam que a corrente de soldagem influencia os resultados de resistência mecânica em função da oxidação de alguns elementos químicos importantes, como Cromo, Molibdênio, Carbono e principalmente Manganês (Mn). No presente trabalho não foi realizado um controle rígido da corrente a fim de poder ser realizada a mesma análise e assim pode-se inferir que uma redução da corrente de

soldagem possa contribuir para a manutenção do limite de resistência do metal de solda analisado em patamares superiores aos encontrados, o que pode ser abordado em trabalhos futuros.

Em relação ao aspecto microestrutural, verificou-se que para um tempo de resfriamento de 6,8 segundos, a martensita é o constituinte predominante com substituição por bainita para maiores tempos de resfriamento (Tabela III.5), sendo este o mesmo comportamento também observado em outros trabalhos [31,27,32].

KEEHAN et al. [27] analisando os efeitos do tempo de resfriamento num metal de solda de alta resistência observaram que a morfologia das microestruturas resfriadas mais rapidamente são muito mais refinadas que as soldas resfriadas mais lentamente. Bainita inferior, martensita e bainita coalescida foram os principais constituintes encontrados por KEEHAN et al. [27] para $\Delta t_{8/5}$ de 7,7 segundos, o menor tempo de resfriamento obtido por eles. Enquanto o tempo de resfriamento aumentou, a estrutura se tornou grosseira passando uma mudança gradual até se tornar uma microestrutura constituída praticamente de bainita superior para $\Delta t_{8/5}$ de 19,2 segundos, o maior tempo de resfriamento obtido nesse estudo feito por KEEHAN et al. [27]. Na solda realizada com $\Delta t_{8/5}$ intermediário, com 12,3 segundos, a microestrutura se apresentou uma mistura relativamente refinada de bainita superior e inferior.

Concordante com esta posição, KARLSSON et al. [32] afirmam que a microestrutura presente em metais de solda de alta resistência para tempos de resfriamento $\Delta t_{8/5}$ baixos, são principalmente martensita, bainita inferior e bainita coalescida. Enquanto que para tempos de resfriamento maiores, a microestrutura é amplamente composta por bainita superior, que passa a ser o constituinte predominante. O mesmo afirmam OLDLAND et al. [25], que alterando a tempo de resfriamento em função da energia de soldagem observou mudanças na microestrutura, partindo de martensita auto revendia com menores tempos de resfriamento até uma complexa mistura de bainita, martensita e austenita retida para os maiores tempos de resfriamento observados.

Na Tabela IV.2, que apresenta diversos resultados de trabalhos que utilizaram metais de solda de alta resistência, pode-se observar que a microestrutura predominante em metais de solda de alta resistência são as mesmas encontradas no presente trabalho. Pode-se também observar nestes dados que a partir de 820 MPa de limite de resistência a microestrutura predominante passa a ser martensita e bainita com pouca participação de ferrita acicular e ferrita primária. BHADESHIA [22] afirma que a tendência da predominância de bainita e martensita em microestruturas de baixo carbono se deve pela incapacidade de outras fases, tais como ferrita alotriomórfica, ferrita acicular e ferrita de Widmanstätten, fornecerem a resistência necessária para os metais de solda de alta resistência.

Tabela IV.2 - Resistência mecânica e microestrutura para diversos trabalhos realizados com metal de solda de alta resistência. GOMES et al. [11,76], JORGE et al. [6,9], FARAGASSO [10], PINHEIRO et al. [13], VOGAS et al. [14], MONTEIRO et al. [16] e KEEHAN et al. [27].

continua

Ref.	Composição	Ceq.	Preaquecimento (°C) / $\Delta t_{8/5}$(s)	Microestrutura	LR (MPa)
B - [11]	0,06C-1,37Mn-2,20Ni-0,63Mo-0,79Cr (SMAW)	0,727	250	Mr e Br	892
W - [11]	0,05C-2,03Mn-3,08Ni-0,41Mo-0,27Cr (SMAW)	0,729	250	Mr e Br	820
A - [76]	0,05C-1,15Mn-2,76Ni-0,54Mo-0,36Cr (SMAW)	0,609	200	M e B	781
B - [76]	0,07C-1,41Mn-2,03Ni-0,44Mo-0,83Cr (SMAW)	0,705	200	M e B	942
C - [76]	0,07C-1,98Mn-2,67Ni-0,41Mo-0,43Cr (SMAW)	0,748	200	M e B	967
A - [6]	0,08C-2,43 Mn -2,11Ni-0,49Mo-0,30Cr (SMAW)	0,788	250	Mr	881
B - [6]	0,07C-1,79Mn-2,74Ni-0,35Mo-0,35Cr (SMAW)	0,690	250	Mr	816
C - [6]	0,05C-1,46Mn-3,00Ni-0,73Mo-0,52Cr (SMAW)	0,742	250	Mr	812
D - [6]	0,04C-2,16Mn-2,95Ni-0,54Mo-0,31Cr (SMAW)	0,769	250	Mr	847
1 - [10]	0,053C-1,83Mn-2,79Ni-0,58Mo-0,41Cr (SMAW)	0,782	250	Mr	892
1 - [9]	0,05C-1,15Mn-2,76Ni-0,54Mo-0,36Cr (SMAW)	0,609	200	B e Mr	781
2 - [9]	0,07C-1,41Mn-2,03Ni-0,45Mo-0,83Cr (SMAW)	0,702	200	B e Mr	942
3 - [9]	0,07-1,98Mn-2,66Ni-0,41Mo-0,44Cr (SMAW)	0,673	200	B e Mr	967
4 - [9]	0,05C-1,90Mn-2,97Ni-0,39Mo-0,26Cr (SMAW)	0,699	200	B e Mr	888
M200 [13]	0,05C-1,32Mn-2,48Ni-0,52Mo-0,02Cr (FCAW)	0,549	200	B, FA e FP	744
M250 [13]	0,05C-1,40Mn-2,48Ni-0,51Mo-0,02Cr (FCAW)	0,555	250	B, ↑FA e FP	716

Tabela IV.2 - Resistência mecânica e microestrutura para diversos trabalhos realizados com metal de solda de alta resistência. GOMES et al. [11,76], JORGE et al. [6,9], FARAGASSO [10], PINHEIRO et al. [13], VOGAS et al. [14], MONTEIRO et al. [16] e KEEHAN et al. [27].

continua

Ref.	Composição	Ceq.	Preaquecimento (°C) / $\Delta t_{8/5}$(s)	Microestrutura	LR (MPa)
F200 [14]	0,06C-1,49Mn-2,35Ni-0,01Mo-0,04Cr (FCAW)	0,494	200	B, M e FA (pouca FA)	698
F250 [14]	0,04C-1,69Mn-2,79Ni-0,01Mo-0,04Cr (FCAW)	0,531	250		690
M150 [16]	0,09C-1,58Mn-1,77Ni-0,43Mo-0,28Cr (GMAW)	0,610	150 (4,1s)	M100%	962
M200 [16]	0,09C-1,58Mn-1,72Ni-0,43Mo-0,28Cr (GMAW)	0,610	200 (10,1s)	M89%	875
M250 [16]	0,09C-1,58Mn-1,83Ni-0,44Mo-0,29Cr (GMAW)	0,620	250 (17,6s)	M75%	864
A - [15]	0,05C-1,09Mn-2,45Ni-0,51Mo-0,03Cr (FCAW)	0,51	200 (9,6)	FS	690
B - [15]	0,05C-1,32Mn-2,48Ni-0,52Mo-0,02Cr (FCAW)	0,55	200 (7,7)	FS, FA, FP	744
C - [15]	0,03C-1,37Mn-2,66Ni-0,54Mo-0,03Cr (FCAW)	0,55	200 (7,6)	FS, M	775
S150	0,05C-1,51Mn-1,97Ni-0,52Mo-0,36Cr (GMAW)	0,614	150 (6,8s)	Mr 70%, Br	996
S200	0,06C-1,52Mn-1,9Ni-0,49Mo-0,37Cr (GMAW)	0,616	200 (8,9s)	Mr 48%, Br	966
S250	0,06C-1,51Mn-1,94Ni-0,49Mo-0,37Cr (GMAW)	0,615	250 (14,0s)	Mr 12%, Br	866
1 - [27]	0,05C-2,07Mn-3,13Ni-0,3Si-0,61Mo-0,5Cr (SMAW)	0,88	125 (7,7s)	M, Bi, Bc	994
2 - [27]	0,05C-2Mn-3Ni-0,3Si-0,6Mo -0,4Cr (SMAW)	0,88	150 (7,8s)	↓M, Bi, Bc	942
3 - [27]	0,05C-2Mn-3Ni-0,3Si-0,6Mo -0,5Cr (SMAW)	0,88	200 (8s)	↓M, Bi, Bc	953
4 - [27]	0,05C-2Mn-3Ni-0,3Si-0,6Mo -0,5Cr (SMAW)	0,88	200 (9,4s)	↓M, Bi, Bc	929
5 - [27]	0,05C-2Mn-3Ni-0,3Si-0,6Mo -0,5Cr (SMAW)	0,88	200 (9,4s)	↓M, Bi, Bc	938
6 - [27]	0,05C-2,16Mn-3,1Ni-0,65Mo-0,44Cr (SMAW)	0,88	125 (9,9s)	↓M, Bi, Bc	972

Tabela IV.2 - Resistência mecânica e microestrutura para diversos trabalhos realizados com metal de solda de alta resistência. GOMES et al. [11,76], JORGE et al. [6,9], FARAGASSO [10], PINHEIRO et al. [13], VOGAS et al. [14], MONTEIRO et al. [16] e KEEHAN et al. [27].

conclusão

Ref.	Composição	Ceq.	Preaquecimento (°C) / $\Delta t_{8/5}$(s)	Microestrutura	LR (MPa)
7 - [27]	0,05C-2,09Mn-3,02Ni-0,62Mo-0,41Cr (SMAW)	0,88	200 (12,3s)	Bi, Bs	931
8 - [27]	0,05C-2,08Mn-3,03Ni-0,63Mo-0,42Cr (SMAW)	0,88	250 (19,2s)	Bs	924

B: Bainita, Br: Bainita Revenida, Bi: Bainita inferior, Bainita Superior, Bc: Bainita Coalescida, M: Martensita, Mr: Martensita Revenida, FA: Ferrita Acicular, FP: Ferrita Primária, FS: Ferrita com Segunda fase

Podemos inferir através dos resultados do presente trabalho que o percentual de martensita presente nos metais de solda de alta resistência possui influência direta no limite de resistência. As Figuras IV.3 e IV.4 apresentam respectivamente a correlação entre o percentual de martensita encontrados com o limite de resistência e a taxa de resfriamento. Pode-se observar o aumento da participação da martensita na microestrutura com a redução do tempo de resfriamento e como a consequência direta do aumento do limite de resistência, sendo estes resultados concordantes com os de MONTEIRO et al. [16], que da mesma forma, realizaram contagem microestrutural e verificaram clara tendência de crescimento da participação da martensita na microestrutura com a redução do tempo de resfriamento e consequentemente o aumento do limite de resistência.

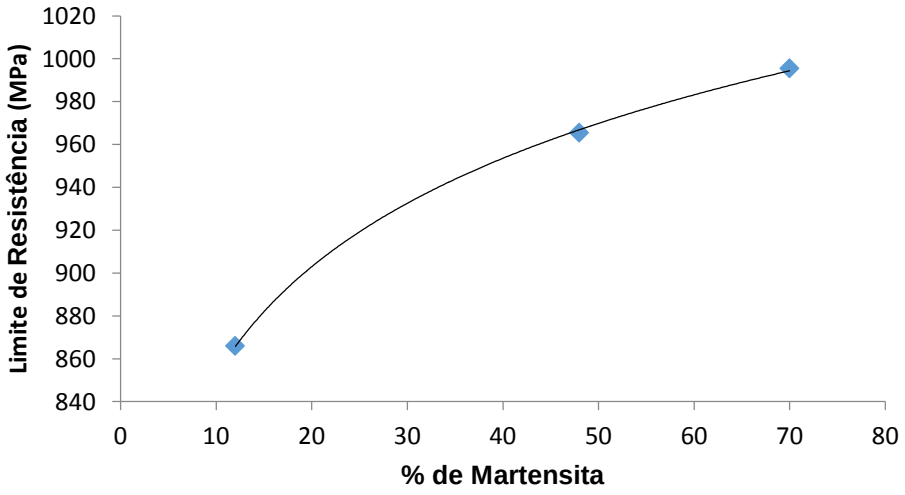


Figura IV.3 – Relação entre o percentual de martensita e o limite de resistência

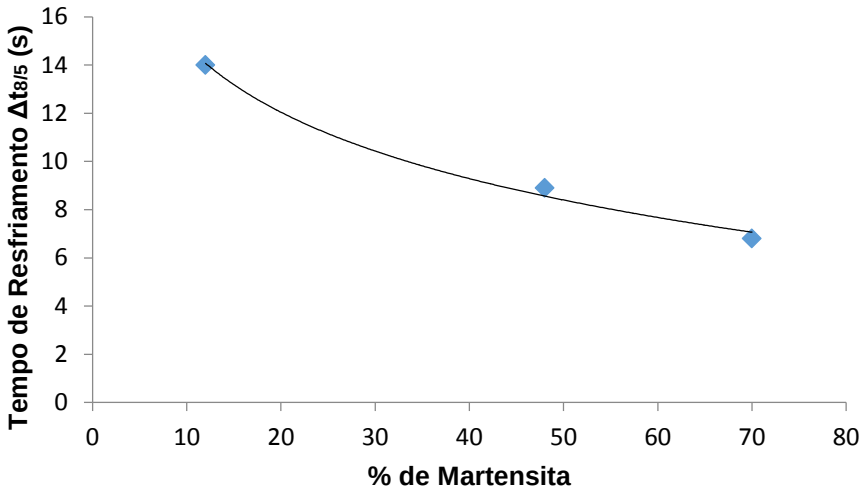


Figura IV.4 – Relação entre o percentual de martensita e o tempo de resfriamento

Os resultados de MONTEIRO et al. [16], da mesma forma que no presente trabalho realizaram contagem microestrutural a fim de avaliar os efeitos do tempo de resfriamento na microestrutura. A microestrutura encontrada, assim como no trabalho atual foi martensita e bainita, apresentando clara tendência de crescimento da participação da martensita na microestrutura com a redução do tempo de resfriamento e consequentemente o aumento do limite de resistência.

Da mesma forma, os resultados de ZHANG et al. [77] mostrados nas Tabelas IV.3 e IV.4, relacionados com a afirmação de BHADESHIA [22] citada anteriormente, também indicam a interligação da microestrutura com a resistência mecânica. Observa-se através dos resultados apresentados na Tabela IV.4 que o aumento do percentual de martensita e bainita na microestrutura aumentam significativamente a resistência mecânica enquanto a presença de Ferrita Acicular (FA) e Ferrita Pró-eutetóide (FP) promovem a redução da resistência mecânica. Desta forma, pode-se inferir que a microestrutura encontrada no metal de solda analisado por este trabalho também estão de acordo com a literatura.

Tabela IV.3 – Composição dos metais de solda utilizados por por ZHANG et al. [77].

Metal de Solda	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	S	P	Ceq
1	0,027	0,35	0,013	0,006	1,64	0,32	1,01	0,13	0,516
2	0,043	0,31	0,012	0,006	1,78	0,42	1,89	0,24	0,649
3	0,029	0,41	0,01	0,007	1,83	0,62	1,92	0,26	0,706
4	0,048	0,4	0,01	0,007	1,88	0,64	1,87	0,31	0,743
5	0,038	0,52	0,013	0,004	1,92	0,78	2,01	0,23	0,781

Tabela IV.4 – Constituintes microestruturais encontrados por ZHANG et al. [77].

Metal de Solda	FA e FP (%)	Bainita (%)	Martensita (%)	Limite de Resistência (MPa)
1	90	10	0	627
2	23	77	0	771
3	18	82	0	760
4	5	81	14	894
5	9	77	16	883

Onde FA: Ferrita Acicular e FP: Ferrita Pró-eutetóide.

A variação da resistência mecânica em função do tempo de resfriamento foi mais evidente para $\Delta t_{8/5}$ de 14,0s, onde a queda foi da ordem de 11%, nesta situação, a microestrutura apresenta predominância de bainita (Tabela III.5), o que está de acordo com a literatura disponível [25,28,51,27,48,60]. Como dito anteriormente, o tempo de resfriamento geral alterações nos constituintes microestruturais e consequentemente nas propriedades mecânicas. De fato, isto também foi observado em estudos de KARLSSON et al. [28], KARLSSON et al. [48] e KEEHAN et al. [27] em metais de solda obtidos por eletrodo revestido, onde foi verificado que o limite de resistência aumentou cerca de 110 MPa apenas como efeito do decréscimo de 7 segundos no tempo de resfriamento, o que foi atribuído [27,28] à mudança da proporção de martensita e bainita em função do tempo de resfriamento. A presença e a quantidade de martensita, bainita superior, inferior e coalescida determina amplamente tanto a resistência mecânica como a tenacidade em metais de solda de alta resistência [37]. Tendo a bainita resistência mecânica menor que a martensita, a consequência da microestrutura nas propriedades mecânicas é a redução da dureza e da resistência mecânica [25,28,51,57,59].

A variação do limite de resistência com a variação do tempo de resfriamento para diversos metais de solda de alta resistência está representada na Figura IV.5, ratificando a discussão anterior de tendência de queda com o aumento do tempo de resfriamento e do aproximação dos resultados do presente trabalho com os dados disponíveis na literatura [28,66,16,78,27,48,57].

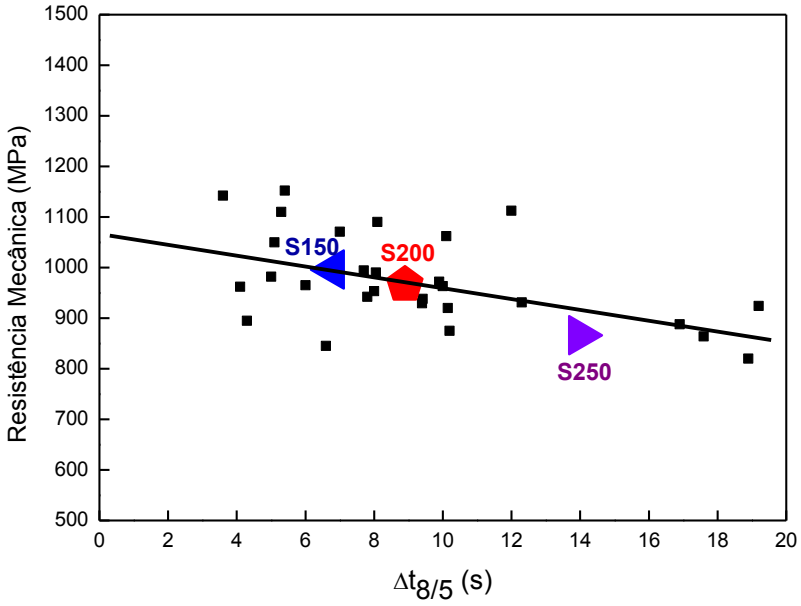


Figura IV.5 – Curva de tendência do limite de resistência em função do tempo de resfriamento [28,66,16,78,27,48,57]

IV.1.3 Tratamento térmico pós-soldagem

Pode-se observar através da Figura IV.6 que houve uma redução significativa da resistência mecânica no metal de solda S150 após o TTPS, o que não ocorreu para os metais de solda S200 e S250. Esse comportamento pode ser justificado pela microestrutura presente no metal de solda, já que a martensita apresenta mais sensibilidade ao revenimento do que a bainita.

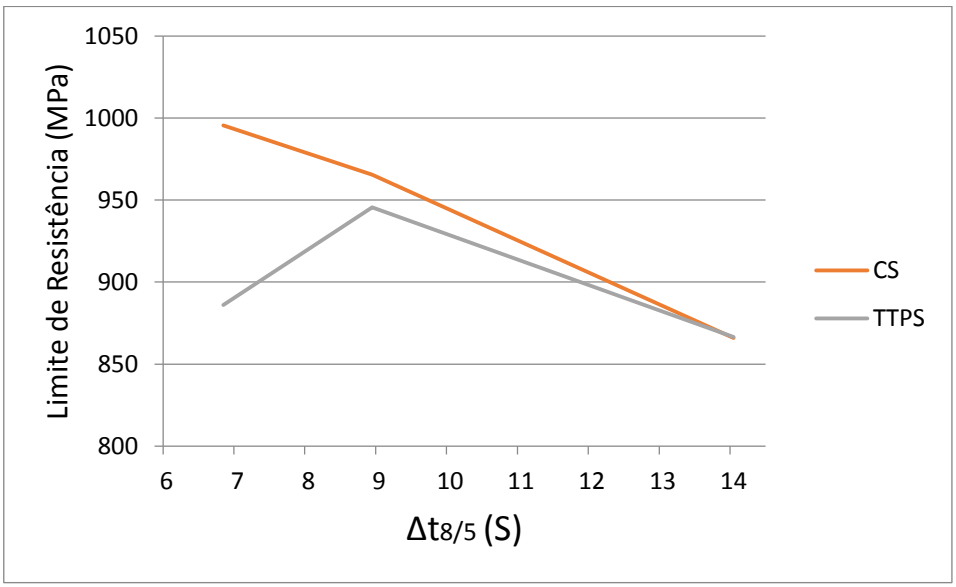


Figura IV.6 – Variação do limite de resistência com o TTPS

As Figuras IV.7 à IV.9 demonstram o efeito do TTPS na resistência mecânica de alguns trabalhos encontrados na literatura [11,76,6,9,10,13,14,27,16]. Podemos observar através da Figura IV.7 que a soldagem por arame sólido (GMAW) de metais de solda de alta resistência apresenta queda da resistência mecânica após o TTPS, inclusive o presente trabalho. Já nas Figuras IV.8 e IV.9 observamos que em processos arame tubular e eletrodo revestido, alguns testes apresentaram aumento da resistência mecânica após o TTPS. É possível que a variação do comportamento da resistência mecânica após TTPS seja devido à diversos fatores, como a composição química do consumível utilizado, as variações do processo utilizados durante a soldagem e a microestrutura específica de cada metal de solda. Dessa forma não se pode definir de forma clara o efeito global do TTPS na resistência mecânica de metais de solda de alta resistência.

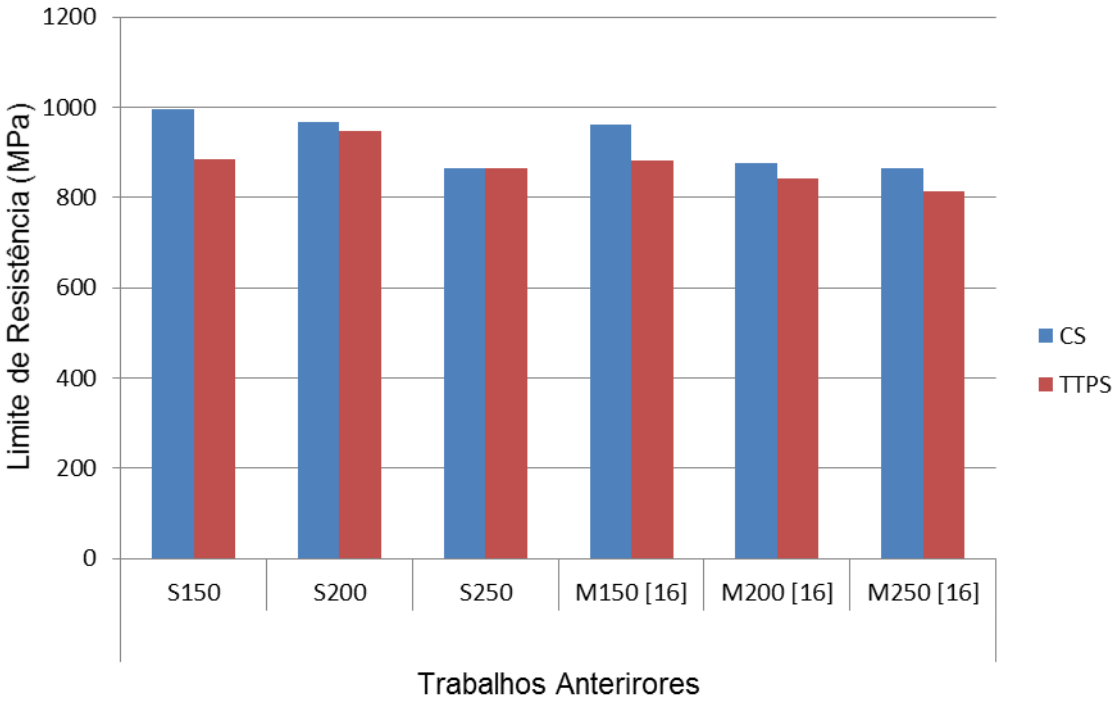


Figura IV.7 – Influência TTPS no LR em soldas GMAW

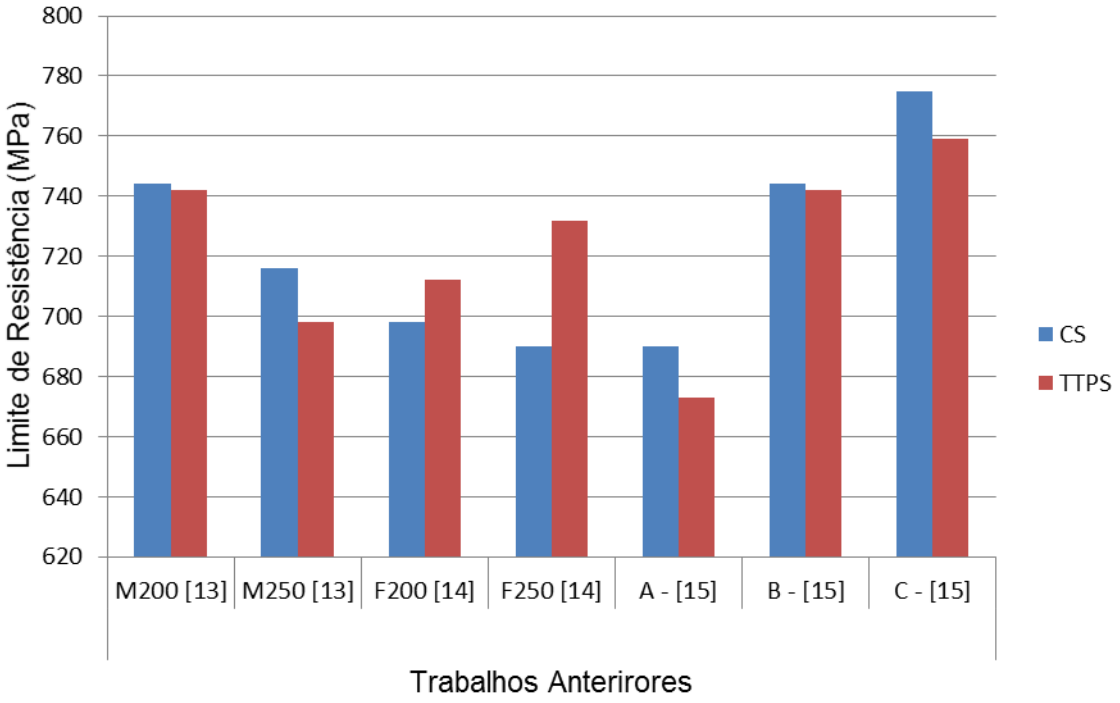


Figura IV.8 – Influência TTPS no LR em soldas por arame tubular

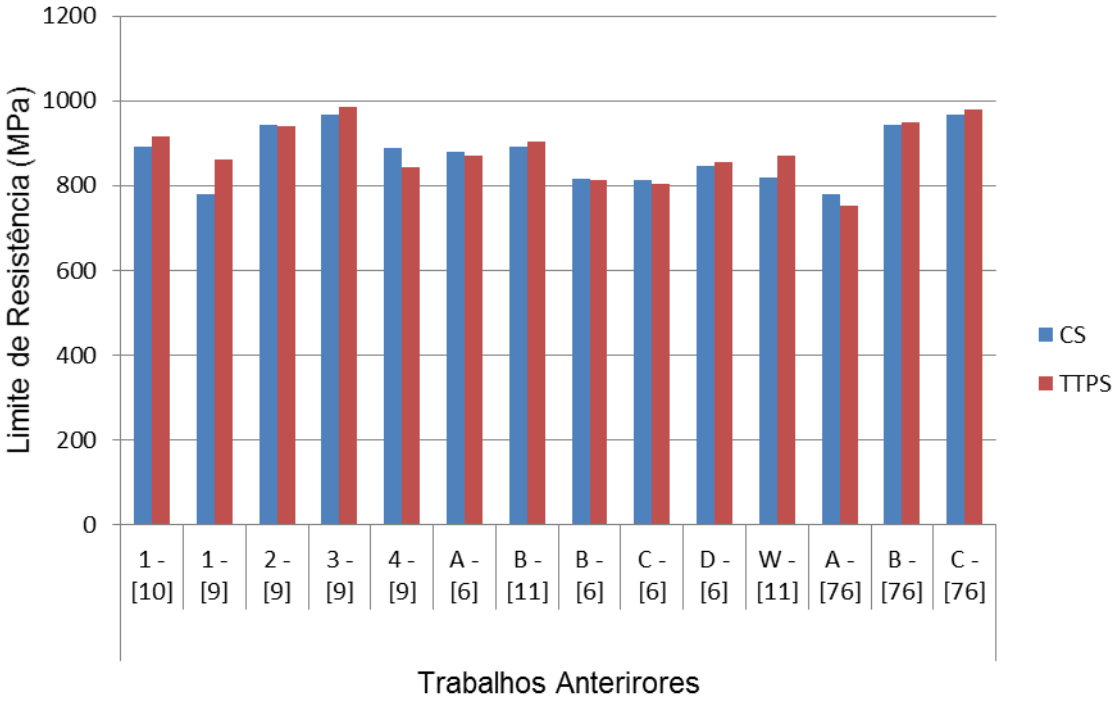


Figura IV.9 – Influência TTPS no LR em soldas por eletrodo revestido

IV.2 Dureza

Na observação dos resultados de dureza resultados de dureza (Figuras III.2 à III.4), nota-se que esses acompanham o resultado dos ensaios de tração em relação à variação da condição como soldado para a condição após tratamento térmico. O metal de solda S200 não apresentou mudança significativa na dureza nem no limite de resistência após o tratamento térmico, diferente do metal de solda S150, que apresentou queda tanto do limite de resistência como da dureza após o tratamento térmico de alívio de tensões. Já o metal de solda S250 apresentou uma queda da dureza após o TTPS, mas o limite de resistência se manteve praticamente inalterado. Houve apenas um corpo de prova de tração para o metal de solda S250 na condição como soldado e portanto não é possível afirmar com a mesma garantia a comparação entre o estado como soldado e após TTPS para a resistência mecânica deste metal de solda. Muito embora o limite de resistência médio não tenha sofrido alteração após o TTPS, o limite de escoamento apresentou uma ligeira queda, assim como a dureza após o TTPS.

A dureza normalmente acompanha a mesma tendência da resistência mecânica, conforme tem ocorrido em alguns trabalhos anteriores [29]. Já em outros trabalhos da literatura são apresentados alguns casos em que o padrão de variação da dureza não acompanhou o padrão de variação da resistência mecânica [79,80,11].

Os valores de maior dureza se encontram próximos a superfície da junta soldada, sendo reduzido gradativamente até os valores mínimos normalmente encontrados junto à raiz da solda. Essa redução é diretamente ligada aos sucessivos reaquecimentos de um cordão de solda sobre o outro, causando o revenimento das regiões colunares das camadas soldadas anteriormente, o que reduz as tensões internas presentes nas estruturas martensíticas. Já as flutuações e variações dos valores podem ser consequência da microestrutura predominante em casa região, assim como da região colunar ou reaquecida onde tenha sido realizado o ensaio de microdureza, tendo a região reaquecida uma dureza ligeiramente inferior a região colunar.

IV.3 Tenacidade ao impacto

IV.3.1 Tempo de resfriamento

Avaliando a alteração na tenacidade em função do tempo de resfriamento na condição como soldado, percebeu-se uma ligeira tendência à queda com o aumento do tempo de resfriamento no ensaio a 0°C. Contudo levando em consideração a margem de erro dos ensaios, não houve redução significativa da tenacidade com o aumento do tempo de

resfriamento. Já no ensaio realizado à temperatura de -20°C na condição de como soldado, essa tendência foi reafirmada com uma margem de erro menor. Essa tendência de queda da tenacidade deve-se à predominância de martensita auto-revenida para um tempo de resfriamento de 6,8s (Tabela III.5) que como é de conhecimento geral [33], apresenta maior tenacidade que a bainita mais grosseira obtida para maiores tempos de resfriamento. O fato dessa queda se tornar mais evidente no ensaio a -20°C se deve à maior influência da microestrutura presente para menores temperaturas de ensaio.

A fim de avaliar os efeitos da variação do tempo de resfriamento em metais de solda de alta resistência, KEEHAN et al. [27] analisaram uma série de juntas soldadas com eletrodo revestido de composição básica: 0,05C–2Mn–3Ni–0,5Cr–0,6Mo. KEEHAN et al. [27] alteraram o tempo de resfriamento variando a temperatura de preaquecimento e a energia de soldagem, conforme pode ser visto na Tabela I.7. Da mesma forma que pôde ser observado no presente trabalho, KEEHAN et al. [27] concluíram em seu experimento que a tenacidade ao impacto tem menor sensibilidade à variação do tempo de resfriamento do que a resistência mecânica, mas apresentou uma ligeira queda com o aumento do tempo de resfriamento. Baseado nos experimentos realizados, KEEHAN et al. [27] observaram e recomendam a faixa de 3 à 13 segundos para o $\Delta t_{8/5}$ de forma a manter uma boa tenacidade com alta resistência associada. De qualquer forma, existem outros fatores que influenciam na resistência mecânica e na tenacidade além do tempo de resfriamento que devem ser considerados, portanto os próprios autores [27] afirmam que estes valores não podem ser considerados como delimitadores na prática.

Em outro trabalho, MONTEIRO et al. [16] analisaram por GMAW o consumível de composição básica 0,09C-1,58Mn-1,77Ni-0,43Mo-0,28Cr e obtiveram resistência mecânica próxima aos valores encontrados neste presente trabalho no estado como soldado. Contudo, a tenacidade apresentou valores significativamente superiores tanto no estado como soldado como após TTPS. Os resultados encontrados por MONTEIRO et al. [16] mostram uma tendência de aumento da tenacidade conforme se aumenta o tempo de resfriamento, o que difere da tendência dos resultados de tenacidade encontrados tanto por KEEHAN et al. [27] como no presente trabalho. No caso apresentado por MONTEIRO et al. [16], a microestrutura predominante era a martensita mas com um teor de carbono mais elevado do que o do presente trabalho, conforme pode ser observado no teor de carbono presente no metal de solda. O teor de carbono no metal de solda usado no presente trabalho e por KEEHAN et al. [27] foi de 0,05% em peso, já no metal de solda utilizado por MONTEIRO et al. [16] possuía cerca de 0,09% carbono em peso. Tanto no trabalho realizado por MONTEIRO et al. [16] como no trabalho atual, o percentual de martensita diminuiu com o aumento do tempo de

resfriamento, mas de forma diferente, esta diminuição não se mostrou nociva para a tenacidade.

No caso do presente trabalho, os menores valores de tenacidade encontrados para a condição como soldado em comparação com MONTEIRO et al. [16] podem também ser observados na Figura IV.10, talvez possam ser decorrência da presença de constituintes como bainita coalescida (Bc) e martensita de baixa tenacidade (Mb) (Figuras III.11 à III.13), encontradas na análise metalográfica por MEV. Estes constituintes são conhecidos por possuírem baixa tenacidade [32,38]. Tanto no trabalho de KEEHAN et al. [27] como no presente trabalho foi encontrada a presença de bainita coalescida. Apesar de KEEHAN et al. [27] não comentarem sobre a influencia da presença da bainita coalescida nos resultados de tenacidade obtidos naquele trabalho, pode-se admitir a hipótese que a menor tenacidade em relação à MONTEIRO et al. [16] pode estar de alguma forma relacionada com a presença da bainita coalescida na microestrutura. Embora esta seja uma hipótese razoável, uma análise mais detalhada para comprovação deve ser realizada em trabalhos futuros com técnicas de maior precisão.

IV.3.2 Tratamento térmico pós soldagem

Apesar de a tenacidade ao impacto se manter em patamares superiores de 50J à 20°C negativos em todas as condições para o estado de como soldado, o TTPS provocou uma redução da ordem de 50% nesta propriedade. Este comportamento é muito frequentemente observado em outros trabalhos [70,71,81,68,69,47,62,82,46,63] e está associado à precipitação de carbetos nos contornos de grão de austenita prévia, conforme também observado no presente trabalho (Figuras III.8 à III.13). Já em outros trabalhos onde esta ocorrência não foi verificada [16,6,15], o TTPS provocou uma melhoria da tenacidade do metal de solda devido ao revenimento da martensita.

A presença de teores elevados de Molibdênio, segundo algumas pesquisas de SURIAN et al. [47] e EVANS. [46], é considerado como agente redutor da tenacidade para metais de solda de alta resistência em soldas sujeitas a TTPS devido à precipitação de carbetos de Molibdênio durante o tratamento térmico. SURIAN et al. [47] relatam que teores de Molibdênio (Mo) acima de 0,25% podem ser prejudiciais à tenacidade se associados com teor de Mn de 1,5%. Como observado na análise química (Tabela III.1), o teor de Mn é de 1,5% e do Mo é de cerca de 0,5%, o que permite a avaliação de ser possível que o Mo seja um dos responsáveis pela precipitação de carbetos no contorno de grão de austenita prévia. Com o objetivo de comprovar esta hipótese, faz-se necessários estudos adicionais por outras técnicas para comprovação.

Além do Mo, SURIAN et al. [62] também avaliaram o efeito do Cromo (Cr) em eletrodos revestidos de classificação E10018, E11018, E12018-M constatando que o Cr também promove redução da tenacidade após TTPS. Segundo outro experimento realizado por SURIAN et al. [82], cujo objetivo foi avaliar o efeito do Carbono (C) em eletrodos revestidos dos tipos E10018 e E11018M, o principal efeito do TTPS em metais de solda de alta resistência foi a redução da supersaturação de solutos por nucleação e o aumento da precipitação de carbetos, o que levou à uma deterioração dos valores de tenacidade ao impacto para todos as condições analisadas por eles.

Assim como no presente trabalho, BAUNÉ et al. [63] analisaram alguns metais de solda para avaliação da compatibilidade com alguns aços de alta resistência e observaram uma redução de 30 à 50% na tenacidade após o TTPS em comparação com os valores obtidos na condição de como soldado. Segundo BAUNÉ et al. [63] o Vanádio contribui para uma redução na tenacidade na condição de como soldado, mas o principal efeito na deterioração da tenacidade ocorre após o TTPS com a formação de nitretos de Vanádio. Segundos estes autores [63], a poluição do nitrogênio no metal de solda proveniente do ar ambiente ou da diluição do metal de base reduz a tenacidade do metal de solda na condição de como soldado e promove a precipitação de carbonitretros de Vanádio e Nióbio durante o TTPS, o que deteriora a tenacidade.

Mediante aos resultados encontrados por SURIAN et al. [47,62,82], EVANS. [46] e BAUNÉ et al. [63] apresentados acima, faz necessário a realização de estudos adicionais para identificação do precipitado encontrado neste trabalho após TTPS, podendo ser encontrados precipitados de carbetos de molibdênio, cromo, vanádio ou nióbio nos contornos de grãos de austenita prévia.

As Figuras IV.10 à IV.12 apresentam graficamente os resultados encontrados na literatura [11,76,6,9,10,13,14,16] do efeito do TTPS na energia absorvida comparando os resultados encontrado entre eles separando-os pelo processo de soldagem utilizado. Considerando que o TTPS pode aumentar, diminuir ou não alterar significativamente a tenacidade do metal de solda, o efeito do TTPS na tenacidade apresenta uma dispersão significativa na comparação dos resultados encontrados. O TTPS realizado nos estudos representados graficamente nas Figuras IV.10 à IV.12 foi de alívio de tensões, tendo como característica a não alteração da microestrutura presente no estado como soldado. Os autores [79,70,71,81,68,69] destacam a precipitação de carbetos nos contornos de grãos de austenita prévia como principal responsável pela queda da tenacidade. Sendo desta forma a dispersão observada no efeito do TTPS na tenacidade de metais de solda de alta resistência efeito da composição química de cada consumível e dos parâmetros utilizados em cada processo, sendo necessário um estudo futuro específico para avaliação dos constituintes e processos

que promovem a formação de precipitação de carbetos nos contornos de grãos do metais de solda de alta resistência após o TTPS. Desta forma poderão ser desenvolvidos, classificados e escolhidos consumíveis específicos que possam manter uma relação de alta resistência com alta tenacidade após TTPS.

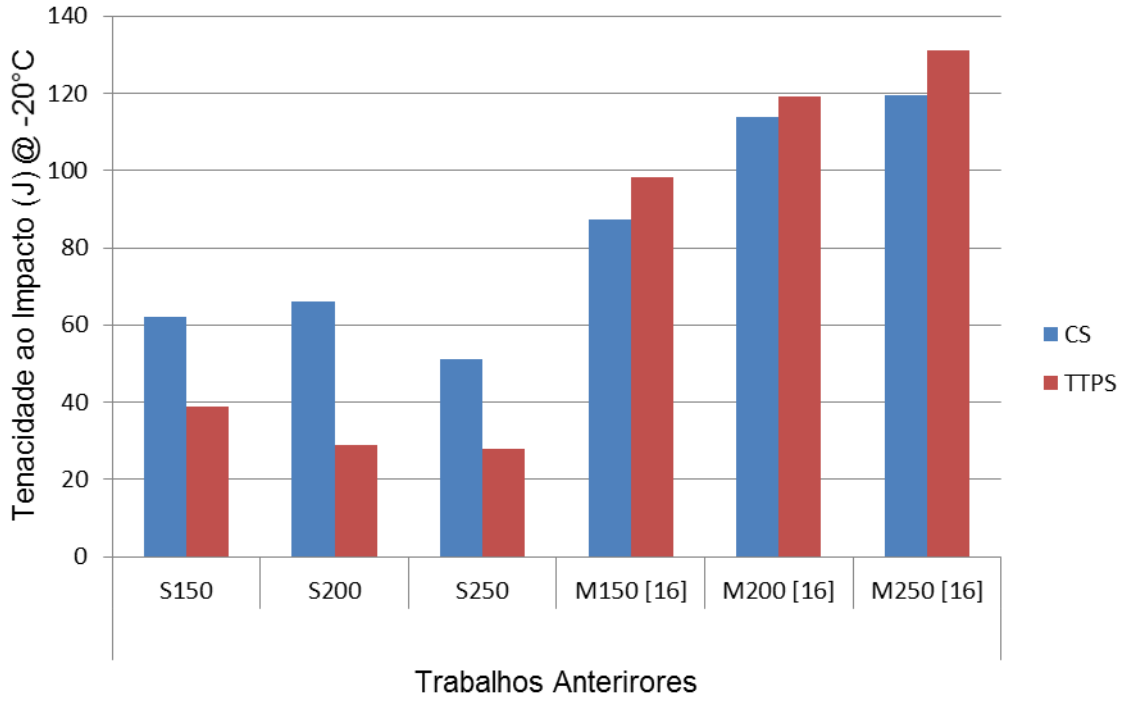


Figura IV.10 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas GMAW

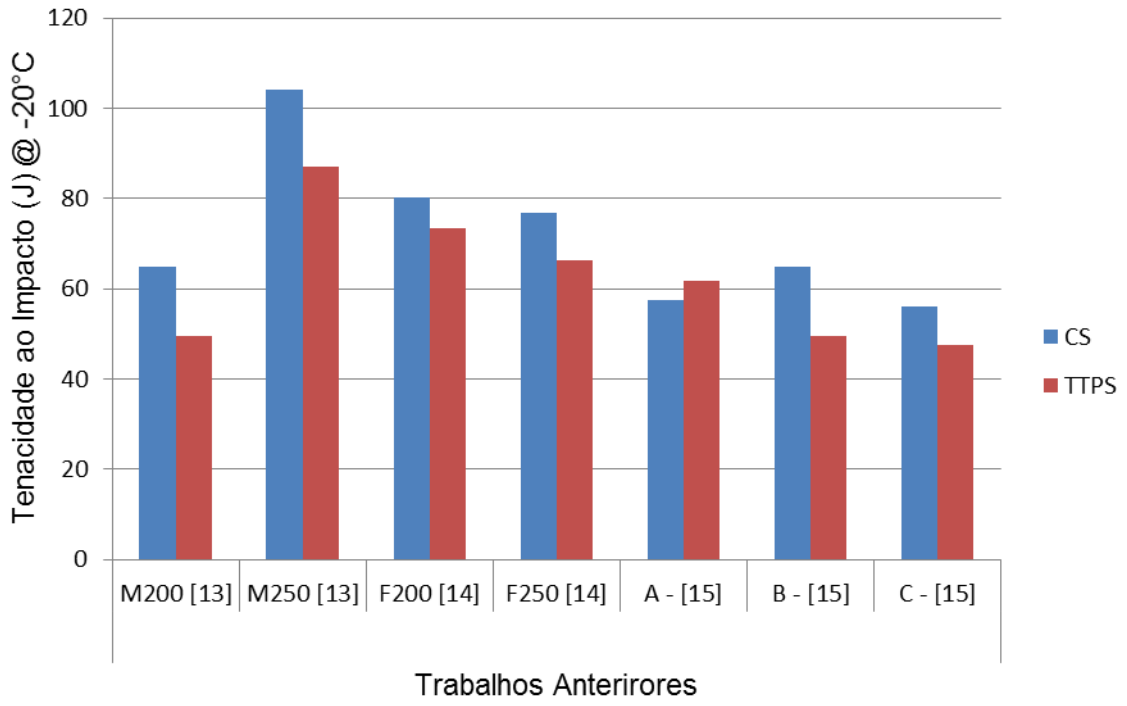


Figura IV.11 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas por arame tubular

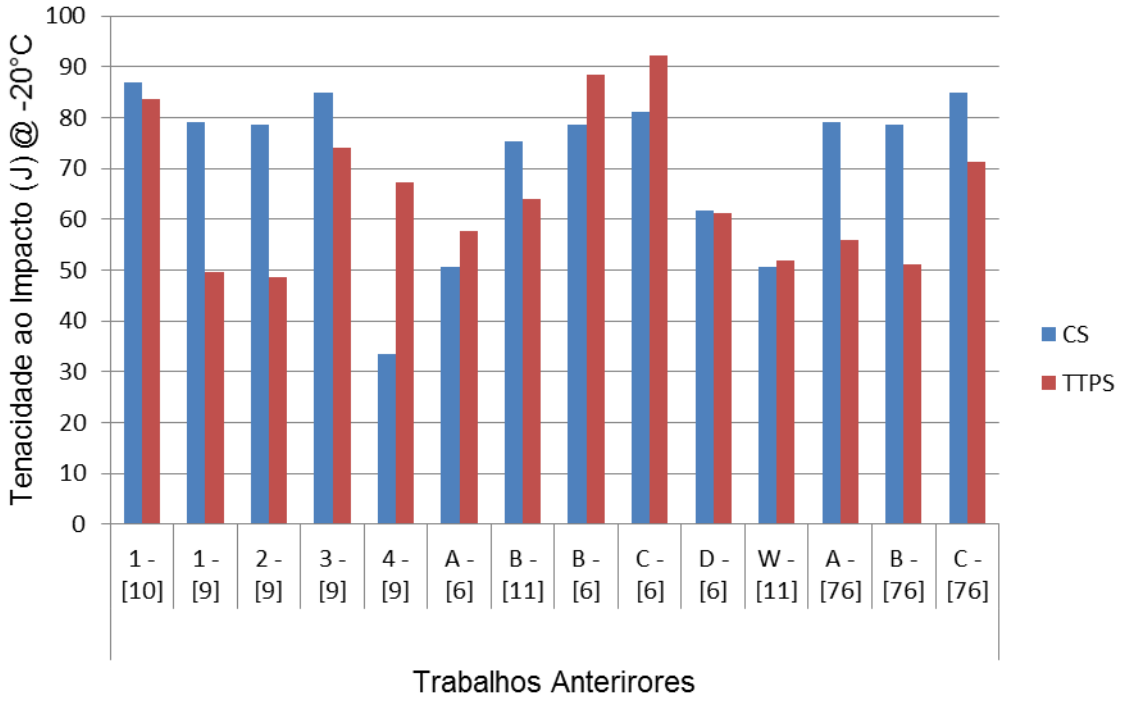


Figura IV.12 – Influência TTPS na tenacidade ao impacto em soldas por eletrodo revestido

IV.4 Implicação dos Resultados

O aumento do tempo de resfriamento em consequência do aumento da temperatura de preaquecimento provocou uma mudança microestrutural significativa, com a substituição gradual da predominância da martensita por bainita. Isto provocou uma diminuição da resistência mecânica, mais evidenciada no metal de solda S250 ($\Delta t_{8/5}$ de 14,0s).

O TTPS provocou basicamente o revenimento das microestruturas martensíticas e a precipitação de carbetos nos contornos de grãos de austenita prévia, diminuindo assim a resistência mecânica nas regiões onde houve predominância de martensita e reduzindo em cerca de 50% a tenacidade ao impacto do metal de solda para todas as condições analisadas devido a precipitação de carbetos nos contornos de grão.

De todas as condições analisadas, foi possível verificar que a condição S150 permitiu os melhores resultados, possibilitando a associação de elevadas resistência mecânica e tenacidade mesmo após a execução do TTPS. No entanto, ao considerar os valores de tenacidade observados, em associação com a sensibilidade deste metal de solda à variação do tempo de resfriamento, entende-se que o consumível utilizado no presente trabalho pode não ser o mais recomendado para aplicações onde seja necessária estes elevados patamares de propriedades, uma vez que, em aplicações industriais, não é possível a limitação dos parâmetros de soldagem para manutenção de de velocidades de resfriamento em faixas

definidas, já que as condições experimentais podem variar sobremaneira, com destaque para diferentes geometrias. Neste caso, ainda existe a necessidade de mais estudos sobre uma composição química recomendável, uma vez que a alteração de composição química promovida no caso presente com aumento dos teores de Cromo e Molibdênio em relação ao consumível em outros trabalhos [12,64], embora tenha promovido um aumento de resistência, como almejado, provocou uma queda de tenacidade significativa com a realização do TTPS.

CONCLUSÕES

A análise e discussão dos resultados verificados neste estudo permitiram as seguintes conclusões:

a) A variação da temperatura de preaquecimento promoveu uma redução da resistência mecânica devido às alterações microestruturais observadas;
b) O metal de solda estudado é sensível à variações no tempo de resfriamento;
c) O TTPS promoveu uma redução significativa da tenacidade ao impacto devido à precipitação de carbonetos no contorno de grãos;

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão de trabalhos futuros, permite-se sugerir:

a) Realizar análise por microscopia eletrônica de transmissão (MET) dos carbonetos precipitados no contorno de grão;
b) Realizar análise mais detalhada da morfologia e proporção dos constituintes bainita coalescida e martensita de baixa de tenacidade e sua influência nas propriedades mecânicas e;
c) Realizar análise que aborde de forma mais abrangente a influência da corrente de soldagem no teor de elementos químicos no metal de solda de alta resistência e como estes parâmetros podem influenciar na resistência mecânica e na tenacidade;

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

[1] BJøRNSEN, E. Chains in Mooring Systems. **Norwegian University of Science and Technology, Department of Structural Engineering, MASTER THESIS** , June 2014.

[2] JORGE, J.C.F.; BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G; PACHECO, P.M.C.L.; KENEDI, P.P.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; PAULO, L.A.B.F. **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo**. XXVII Congresso Nacional de Soldagem. Campinas, SP, Brasil: 2001.

[3] SUMAM, J.A.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S. Efeito de Tratamentos Termicos pós-Soldagem nas Propriedades de Aço Fundido de Elevada Resistência para Sistemas de Ancoragem de Plataformas Marítimas. **Soldagem & Inspeção**, v. 9, nº 4, p. 205-212, 2004.

[4] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.; BOTT, I.S.; 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; vol. 9, nº 4, pp. 192-197, 2004**, v. 9, n° 4, p. 192-197, 2004.

[5] JORGE, J.C.F.; BOTT, I.S.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; VIEIRA, R.D.; KENEDI, P.P.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; COSTA, L.C.S.; PAULO, L.A.B.F. **Desenvolvimento de Procedimento de Reparo por Soldagem de Amarras de Aço para Ancoragem de Plataformas de Petróleo, Parte III – Comportamento em Fadiga**. XXXII Congresso Nacional de Soldagem. 2006.

[6] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; SANTOS FILHO, A.M.F.; BOTT, I.S. **Influência da composição química e tratamento termico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metais de solda de alta resistência**. XXXIII Congresso Nacional de Soldagem. 2007. p. 1-10.

[7] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; BOTT, I.S.; SANTOS FILHO, A.M.F.; SANTOS FILHO, O.R.; DINIZ, J.L.C. **Evaluation of the Mechanical Properties on Welded Links of High Strength Steel Mooring Chains After Fatigue Testing", II Latin American Welding Congress**. São Paulo: 2008.

[8] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; PACHECO, P.M.C.L.; KENEDI, P.R.; DINIZ, J.L.C.; SANTOS FILHO, O.R. **Avaliação das Propriedades Mecânicas de Elos de Amarras de**

Aço de Alta Resistência Submetidos à Ensaios de Fadiga. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. 2010.

[9] JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; SANTOS FILHO, O.R.; 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 Mecanicas. XXVII Congresso Nacional de Soldagem. 2011. p. 1-10.

[10] FARAGASSO, S. M. Efeito do procedimento e tratamento térmico pós-soldagem na relação tenacidade / microestrutura de metal de solda de aço de extra alta resistência. **Dissertação de mestrado, Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow**, 2011.

[11] 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.

[12] LINS JUNIOR, A. S.; JORGE, C. F. J.; SOUZA, L. F. G. **Avaliação das propriedades mecânicas de metal de solda de aço de alta resistência obtido pelo processo de soldagem GMAW para aplicação em componentes de sistemas de ancoragem**. LXIX Congresso Anual da Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração. São Paulo, SP, Brasil: 2014.

[13] PINHEIRO, M.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; BOOT, I.S. **Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas de metal de solda de alta resistência obtidos por arame tubular tipo metal cored**. VII Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação. Penedo, Itatiaia, Rio de Janeiro: 2013.

[14] VOGAS, P.V.B.D.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; 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**. Anais do XXXVIII CONSOLDA. 2012. p. 1-12.

[15] JORGE, JORGE CARLOS F.; SOUZA, LUIS FELIPE G.; COUTO, JORGE LUIZ S.; BOTT, IVANI S. Influence of Chemical Composition on the Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals for Application in Mooring Components. **International Journal of Engineering and Technical Research (IJETR)**, v. 4, n. 2, p. 71-76, February 2016.

[16] MONTEIRO, JOEL LEMOS DIAS; JUNIOR, AMILTON LINS DE SOUSA; JORGE, JORGE CARLOS FERREIRA; SOUZA, LUÍS FELIPE GUIMARÃES DE; BOTT, IVANI DE SOUZA.

Influence of preheat and post welding heat treatment on the microstructure and mechanical properties of high strength steel weld metal for application in mooring components. **23rd ABCM International Congress of Mechanical Engineering**, Rio de Janeiro, RJ, Brazil, 6 December 2015.

[17] INTERNATIONAL Association Of Classification Societies, Offshore Mooring Chain, W22. USA: 2011.

[18] RAMIREZ, J. E. Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure, and Nonmetallic Inclusions. **WELDING JOURNAL**, v. 87 , MARCH 2008.

[19] DENYS, R. The properties of welded high strength steels. **Revue De La Soudure**, p. 26–39, 1994.

[20] LIU, S. . A. O. D. L. **Weld metal design:** From flux coating to microstructure. 6th International Trends in Welding Research Conference Proceedings. 2003. p. 529–535.

[21] SVENSSON, L. E. Consumables for welding high-strength steels. **Svetsaren**, v. 54, n. (1–2), p. 29–33, 1999.

[22] BHADESHIA, H. K. D. H. Strong ferritic-steel welds. **Materials Science Forum**, p. 539–543:6–11, 2007.

[23] DOLBY, R. E. Factors controlling weld toughness — The present position, Part 2— Weld metals. **Research Report: The Welding Institute.**, M Abington, UK, v. 14, 1976.

[24] ABSON, D. J.; PARGETER, R. J. Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. **International Metals Reviews**, v. 31, n. 4, p. 141–194, 1986.

[25] OLDLAND, P. T.; RAMSAY, C. W.; MATLOCK, D. K.; OLSON, D. L. Significant Features of High-Strength Steel Weld Metal Microstructures. **WELDING RESEARCH SUPPLEMENT**, Abril 1989. 158s-168s.

[26] RAMIREZ, J. E. Examining the Mechanical Properties of High-Strength Steel Weld Metals. **Welding Journal**, v. 88, p. 32-38, January 2009.

[27] 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 , v. 15, p. 233–238, 2010.

[28] KARLSSON, L.; SVENSSON, L.-E.; HURTIG, K. Influence of dilution on properties of high strength steel weld metals. **BIULETYN INSTYTUTU SPAWALNICTWA**, n. 5, p. 62-71, 2014.

[29] MONTEIRO, J. L. D. **Influência do Procedimento de Soldagem na Relação Tenacidade/Microestrutura de Metal de Solda de Aço de Alta Resistência obtido pelo processo GMAW**. Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil: nov. 2014.

[30] HUPPI, G. S. **Reheat zone microstructural development and toughness in selected HSLA steel weld metals**. Colorado School of Mines, Miami: Ph.D. Thesis, No. T-3175, 1986.

[31] KEEHAN, E. Effect of Microstructure on Mechanical Properties of High Strength Steel Weld Metals. **Chalmers University Of Technology And Göteborg University**, Göteborg, Sweden, 2004.

[32] KARLSSON, L.; BHADESHIA, H. K. D. H. Some European Developments in Welding Consumables. **Journal of the Japan Welding Society**, v. 80, n. 1, p. 110-119, November 2011.

[33] LANCASTER, J. F. **Metallurgy of Welding**. 6. ed. [s.n.], 2007.

[34] ABBASZADEH, K.; SAGHAfiAN, H.; KHEIRANDISH, S. Effect of Bainite Morphology on Mechanical Properties of the Mixed Bainite-martensite Microstructure in D6AC Steel. **Journal of Materials Processing Technology**, 2012. 336–342.

[35] M., T.; H.K.D.H.:, B. A model for the transition from upper to lower bainite. **Materials Science and Technology**, v. 6, p. 592-603, 1990.

[36] SAJJADI, S. A.; ZEBARJAD, S. M. Isothermal transformation of austenite. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 189, p. 107–113, 2007.

[37] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; THUVANDER, M.; BERGQUIST, E. Microstructural characterisation of as-deposited and reheated weld metal – high strength steel weld metals. **Welding in the World**, v. 51, n. 3/4, 2007.

[38] BHADESHIA, H. K. D. H.; KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDREN, H.O. Coalesced Bainite. **Transactions of the Indian Institute of Metals**, v. 59, p. 689–694, 2006.

[39] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; BHADESHIA, H. K. D. H.; THUVANDER, M. Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals. **Materials Science and Technology**, v. 24, n. 10, p. 1183-1188, 2008.

[40] MURUGANANTH, M.; BHADESHIA, H. K. D. H.; KEEHAN, E.; ANDR´EN, H.–O.; KARLSSON, L. **Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6**. London: Maney Publishers, 2002. 205–230 p.

[41] 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, n. 12, p. 1237–1245, 2000.

[42] DAVIES, A. C. **Welding Science and Technology:** The Science & Practice of Welding. 10. ed. Cambridge University Press, v. 1, 1992.

[43] SVENSSON, L. E. **Control of microstructure and properties in steel arc welds**. CRC Press, Inc, 1994.

[44] TRINDADE, V.B.; MELLO, R.S.T.; PAYÃO, J.C; PARANHOS R.P.R. Influence of Zirconium on Microstructure and Toughness of Low-Alloy Steel Weld Metals. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 15, n. 3, June 2006.

[45] SALVADOR, L. S. F. Efeito da Composição Química e TTPS nas propriedades dos metais de solda de alta resistência. **Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil**, 1997.

[46] EVANS, G. M. The influence of molybdenum on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. **Joining and Materials**, v. 1, n. 5, p. 239-s a 246-s, 1988.

[47] SURIAN, E.; RISSONE, M. R. D.; VEDIA, L. D. Influence of Molybdenum on Ferritic High-Strength SMAW All-Weld-Metal Properties. **Welding Journal**, p. 53s-62s, abr. 2005.

[48] KARLSSON, L.; KEEHAN, E.; ANDR´EN, H.-O.; BHADESHIA, H. K. D. H. Development of high strength steel weld metals – potential of novel high-Ni compositions. **Proc. Eurojoin 5**, Vienna, Austria, v. 6, p. 13-14, maio 2004.

[49] A5.28. **Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding**. Miami, Fla: American Welding Society, 2005.

[50] MIL-E-23765/2E. Military specification: electrodes and rods - welding, bare, solid, or alloy

cored; and fluxes, low alloy steel, 22 abr. 1994.

[51] SURIAN, E.; DE VEDIA, L. “All-Weld-Metal Design for AWS E10018M, E11018M and E12018M Type Electrodes”. **Welding research supplement**, 1999. 217 a 228-s.

[52] KEEHAN, E.; KARLSSON, L.; ANDREN, H.-O.; SVENSSON, L.-E. New Developments with C-Mn-Ni in High- Strength Steel Weld Metals — Part B, Mechanical Properties. **Welding research supplement**, OCTOBER 2006. 218 a 224-s.

[53] HERTZBERG, R. W. Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials. John Wiley & Sons Inc, 1976. p. 303-341.

[54] TERASHIMA, S.; BHADESHIA, H. K. D. H. Changes in toughness at low oxygen concentrations in steel weld metals. **Sci. Technol. Weld. Join.**, v. 11, n. 5, p. 509–516, 2006.

[55] NAKAMURA, S.; HASEGAWA, T.; SHIMURA, R.; KIMOTO, I. Effect of oxygen content on toughness in high strength weld metal. **Mater. Sci. Forum**, p. 638–642, 3687–3692, 2009.

[56] BHADESHIA. New Developments with C–Mn–Ni High Strength Steel Weld Metals — Part A. Microstructure. **Welding research supplement**, september 2006. 200 a 210-s.

[57] SURIAN, E. S.; RISSONE, N. M. RAMINI DE; SVOBODA, H. G.; REP, R.; VEDIA, L. A. DE. SMAW, FCAW, and SAW High-Strength Ferritic Deposits: The Challenge Is Tensile Properties. **Welding research supplement**, mar. 2010. 54 a 64-s.

[58] EVANS, G. M.; BAILEY, N. **Metallurgy of basic weld metal**. Abington Publish, 1999.

[59] EVANS, G. M. The effect of heat input on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits. **Welding Journal**, v. 61, n. 4, p. 125-s à 132-s., 1979.

[60] PIRINENZ, M. The Effects Of Welding Heat Input On The Usability Of High Strength Steels In Welded Structures, maio 2013.

[61] ANSI/AWS A5.5-96, Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Shielded Metal Arc Welding. **American Welding Society**, Miami, Fla., 1996.

[62] SURIAN, E.; TROTTI, J.; CASSANELLI, A.; VEDIA, L. A. DE. Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode. **Welding Research Suplement**, p. 45s-53s, MARCH 1994.

[63] BAUNÉ, E.; CHOVET, C.; LEDUEY, B.; BONNET, C. Consumables for welding of (very) high strength steels - mechanical properties of weldments in as-welded and stress-relieved applications.

[64] MONTEIRO, J. L. D.; JORGE, J. C. F.; SOUZA, L. F. G. **Influência do Preaquecimento nas Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Aço de Alta Resistência Obtido pelo Processo GMAW para Utilização em Componentes de Ancoragem**. Anais do XL Congresso Nacional de Soldagem. São Paulo, SP: 2014. p. 1-12.

[65] LORD, M.; JENNINGS, G.; EVERY, G. B. Effect of interpass temperature on properties of high-strength weld metals, 1999.

[66] AKBARNEJAD, S. Investigation on static strength of welded joints. **Royal Instute of Technology, Master of Science Thesis** , Stockholm, Sweden, 2012.

[67] ASM HANDBOOK. **Heat Treating**. [s.n.], v. 4, 2002.

[68] FARRAR, R. A.; TAYLOR, L. G.; HARRISON, E. M. Effect of stress relieving on fractureproperties of submerged arc welds of C-Mnsteels. **Metals Technology**, 1979. 380-389.

[69] EVANS, C. M. The Effect of Stress Relieving on the Microstructure and Properties of C-MnAll-Weld Metal Deposits. **Welding Research Supplement**, December 1986. 326-s to 334-s.

[70] PINHEIRO, M. M. Influência do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas do metal de solda de aços de alta resistência obtidos por processo arame tubular tipo metal cored. **Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ**, Rio de Janeiro, Brasil, 2012.

[71] VOGAS, P. V. B. D. Efeito do preaquecimento e tratamento térmico pós-soldagem nas propriedades mecânicas e microestruturais de metal de solda de aço de alta resistência obtidos por processo arame tubular tipo flux cored. **Dissertação de M.Sc.CEFET-RJ,** Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2012.

[72] 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, n. 2, p. 151-160, 2009.

[73] FARAGASSO, S.M.; SOUZA, L.F.G.; BOTT, I.S.; SANTOS FILHO, O.R. **Avaliação de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem**. XXXIII Congresso Nacional de Soldagem. Natal: 2011.

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

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

[76] GOMES, A.J.M.; JORGE, J.C.F.; SOUZA, L.F.G.; 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. 2013. p. 21-32.

[77] ZHANG, T.; LI, Z.; MA, S.; KOU, S.; JING, H. High strength steel (600–900 MPa) deposited metals: microstructure and mechanical properties. **Science and Technology of Welding and Joining**, MARCH 2016.

[78] 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. **I. Proceeding of the Eurojoin**, v. 50, p. 1-8, 2004.

[79] FARNEZE, H. N. Estudo comparativo de metais de solda de alta resistência obtidos pelos processos eletro revestido e arame tubular. **Dissertação de M.Sc., CEFET-RJ**, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

[80] EMYGDIO, G. Z. P. Relação microestrutura x tenacidade ao impacto de flanges forjados de aço C-Mn para trabalho em baixas temperaturas e efeitos de tratamentos térmicos. **Trabalho de Conclusão de Curso - Universidade Federal do Rio de Janeiro**, 2012.

[81] COUTO, J. L. S. **Influência da microestrutura nas propriedades mecânicas de metais de solda de alta resistência obtidos pelo processo arame tubular**. Dissertação de M.Sc., CEFET¬RJ. Rio de Janeiro, RJ, Brasil: nov. 2014.

[82] SURIAN, E.; TROTTI, J.; HERRERA, R.; VEDIA, L. A. DE. Influence of Carbon on Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High-Strength SMA Electrode. **Welding Research Supplement**, p. 133s-140s, JUNE 1991.

[83] EVANS, G. M. The influence ofmolybdenum on the microstructure and prop-erties of C-Mn all-weld-metal deposits.. **Joining and Materials**, v. 1, n. 5, p. 239-s a 246-s, 1988.