CEFET/RJ
DIRETORIA DE PESQUISA E PÓS-GRADUAÇÃO

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO HY-80

Amilton de Sousa Lins Junior

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
Julho / 2013

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO HY-80

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.

Amilton de Sousa Lins Junior

Aprovado por:

_____

Presidente, Prof. Jorge Carlos Ferreira Jorge, D.Sc. (Orientador)

_____

Prof. Luís Felipe Guimarães de Souza, D.Sc. (Co-orientador)

_____

Prof. Hector Reynaldo Meneses Costa, D.Sc.

_____

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

Rio de Janeiro
Julho / 2013

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Central do CEFET/RJ

L759 Lins Junior, Amilton de Sousa
Avaliação das propriedades mecânicas de juntas soldadas de aço HY-80 / Amilton de Sousa Lins Junior.—2013.
xvi, 92f. : il.color. , grafs. , tabs. ; enc.

Dissertação (Mestrado) Centro Federal de Educação Tecnológica Celso Suckow da Fonseca, 2013.
Bibliografia : f. 88-92
Orientadores : Jorge Carlos Ferreira Jorge
Luís Felipe Guimarães de Souza

1. Aço de alta resistência. 2. Resistência de materiais. 3. Metais – Propriedades mecânicas. 4. Produtividade. I. Jorge, Jorge Carlos Ferreira (Orient.). II. Souza, Luís Felipe Guimarães de (Orient.). III. Título.

CDD 620.17

A minha amada esposa Patrícia pelo apoio incondicional em todos os momentos de minha vida.

Agradecimentos

- A Deus e a Nossa Senhora da Conceição por me iluminarem e por estarem comigo nos momentos de paz e nos momentos de aflição, sempre atendendo minhas preces, abençoando-me e me protegendo;
- A minha esposa Patrícia por estar ao meu lado sempre com ternura, amor, incentivo e companheirismo;
- A minha Mãe e meus irmãos pelo carinho, amor e apoio em todos os momentos de minha vida;
- Aos Professores Jorge Carlos Ferreira Jorge (D.Sc.) e Luis Felipe Guimarães de Souza (D.Sc.) pelos valiosos ensinamentos, dedicação, orientação, paciência, amizade e disponibilidade em todos os momentos;
- A Marinha do Brasil pela minha formação militar naval que me manteve focado em meu objetivo.
- Aos Professores do PPEMM do CEFET/RJ pelos valorosos conhecimentos transmitidos através das disciplinas ministradas ao longo deste curso;
- A FLUKE Engenharia LTDA pelo suporte técnico para a execução dos ensaios mecânicos e análise química;
- A ESAB pelo fornecimento dos arames sólidos para a realização das soldagens pelo processo MIG e;
- A todos os amigos e familiares que de certa forma contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇO HY-80

Amilton de Sousa Lins Junior

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 de juntas soldadas de Aço HY-80. Para isto foram realizadas soldagens multipasse pelos processos eletrodo revestido e GMAW com preaquecimento de 90ºC e temperatura interpasses máxima de 150ºC em chapas de dimensões 850x150x30 mm em aço HY-80, na posição plana e energia de soldagem média de 1,2 kJ/mm. Após a soldagem as juntas foram inspecionadas por partículas magnéticas e ultra-som, não sendo detectadas evidências de descontinuidades nas juntas soldadas. Posteriormente, realizou-se tratamento térmico pós-soldagem à 600ºC e à 650ºC por 1 hora, sendo estas condições comparadas com a condição de como soldada. Foram realizados ensaios de tração, impacto Charpy-V, dureza e metalográficos para caracterização microestrutural. Adicionalmente, foi realizada uma análise comparativa de produtividade entre os processos. Os resultados mostraram ser possível obter propriedades mecânicas adequadas para todas as condições de análise. Além disso, verificou-se que a produtividade propiciada pelo processo GMAW foi muito superior à do processo eletrodo revestido.

Palavras-chave:

Aços de alta resistência; Metal de solda; Propriedades mecânicas; Produtividade

Rio de Janeiro
Julho/2013

ABSTRACT

EVALUATION OF THE MECHANICAL PROPERTIES OF HY-80 WELDED JOINTS

Amilton de Sousa Lins Junior

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 aims to conduct an assessment of the mechanical properties of welded joints of HY-80 Steel. Multipass welding by shield metal arc and gas metal arc welding processes were performed with preheating and inter-pass temperatures of 90ºC and 150ºC respectively in plates of dimensions 850X150X30 mm in HY-80 steel, in the flat position and average energy welding 1,2 kJ/mm. After welding the joints were inspected by magnetic particles and ultrasound, not being detected discontinuities in the welded joints. After welding a post weld heat treatment at 600ºC and 650ºC for 1 hour was performed, this condition being compared with the as welded condition. Tensile, Charpy-V notch, hardness and metallographic test was performed for mechanical and microstructural characterization. Additionally, it was carried out a comparative analysis between processes. The results show that it is possible to achieve adequate mechanical properties for all analyzed conditions. Futhermore, it was observed that the productivity provided by the gas metal arc welding process was greater than shield metal arc welding.

Keywords:

High strength steel; Weld metal; Mechanical properties; Produtivity

Rio de Janeiro
July/2013

Sumário

Introdução **1**

I. Revisão Bibliográfica **3**

I.1. Aços de Alta Resistência e Baixa Liga 3

I.1.1. Aços Temperados e Revenidos 3

I.1.1.1. Soldabilidade dos Aços Temperados e Revenidos 6

I.1.2. Aços com Laminação Controlada 8

I.1.3. Aços com Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado 11

I.1.4. Aços Bainíticos de Carbono Ultra Baixo (ULCB) 13

I.2. O Aço HY-80 17

I.2.1. Aplicação do Aço HY-80 em Submarinos 17

I.2.2. A Cinética de Transformação do Aço HY-80 18

I.2.3. Soldabilidade do Aço HY-80 20

I.2.4. Preaquecimento 21

I.2.5. Aporte Térmico 24

II. Materiais e Métodos **28**

II.1. Materiais 28

II.1.1. Material de Base 28

II.1.2. Materiais de Adição 28

II.2. Procedimento de Soldagem 28

II.3. Tratamento Térmico Pós-Soldagem 31

II.4. Análise de Produtividade 32

II.5. Análise Química 32

II.6. Ensaios Mecânicos 32

II.6.1. Ensaio de Tração 32

II.6.2. Ensaio de Impacto Charpy-V 33

II.6.3. Ensaio de Microdureza 34

II.7. Ensaios Metalográficos 36

III. Resultados **38**

III.1. Taxa de Deposição 38

III.2. Análise Química 38

III.3. Ensaios Mecânicos 39

III.3.1. Ensaio de Tração 39

III.3.2. Ensaio de Impacto Charpy-V 40

III.3.3. Ensaio de Microdureza 43

III.4. Ensaios Metalográficos 47

III.4.1. Macrografia 47

III.4.2. Micrografia 47

IV. Discussão **63**

IV.1. Produtividade 63

IV.2. Propriedades Microestruturais 64

IV.3. Propriedades Mecânicas 67

IV.3.1. Ensaio de Tração 67

IV.3.2. Ensaio de Microdureza 69

IV.3.3. Ensaio de Impacto Charpy-V 74

IV.4. Considerações sobre os Resultados 84

Conclusões **86**

Sugestões para Trabalhos Futuros **87**

Referências Bibliográficas **88**

Lista de Figuras

Figura I.1	– Resultado de um ensaio Charpy-V para o aço HY-130 [12].	7
Figura I.2	– Esquema da sequência de deformação durante a laminação controlada [17].	9
Figura I.3	– Esquema de laminação dos aços API [20].	12
Figura I.4	– Esquema de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado [21].	13
Figura I.5	– Esquema de laminação controlada empregado no processamento dos aços ULCB [11].	15
Figura I.6	– Uso de aços de alta resistência pela Marinha dos Estados Unidos na construção de cascos resistentes de submarinos e submersíveis [26].	17
Figura I.7	– Diagrama de transformação isotérmica do aço HY-80 [27]	19
Figura I.8	– Diagrama de resfriamento com temperatura controlada do aço HY-80 [27].	21
Figura I.9	– Ensaio de dureza de uma junta de aço HY-80 soldada com e sem preaquecimento [10].	22
Figura I.10	– Curva de proporção de ductilidade observada por GIANETTO et al. [29].	25
Figura II.1	– Detalhes da geometria da junta utilizada. Cotas em mm.	29
Figura II.2	– Detalhe da sequência de deposição da junta realizada com o processo eletrodo revestido.	29
Figura II.3	– Detalhe da sequência de deposição da junta realizada pelo processo GMAW.	29
Figura II.4	– Esquema de retirada de corpos de prova para ensaio de tração. Cotas em mm.	33
Figura II.5	– Esquema de retirada do corpo de prova Charpy-V do metal de solda. Cotas em mm.	34
Figura II.6	– Esquema de retirada do corpo de prova Charpy-V da zona termicamente afetada. Cotas em mm.	34
Figura II.7	– Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de dureza Vickers no metal de solda. Cotas em mm.	35
Figura II.8	– Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de dureza Vickers na zona termicamente afetada. Cotas em mm.	35

Figura II.9	– Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de dureza Vickers na transição metal de solda – zona termicamente afetada - metal de base. Cotas em mm.	36
Figura II.10	– Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3. Cotas em mm.	37
Figura III.1	– Corpos-de-prova de tração dos processos eletrodo revestido (ER) e GMAW ensaiados. Ruptura no metal base.	40
Figura III.2	– Resultados dos ensaios de tração transversais.	40
Figura III.3	– Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V para o metal de solda.	42
Figura III.4	– Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V a -20°C na ZTA.	42
Figura III.5	– Perfil de dureza Vickers do metal de solda da junta soldada pelo processo eletrodo revestido.	44
Figura III.6	– Perfil de dureza Vickers do metal de solda da junta soldada pelo processo GMAW.	44
Figura III.7	– Perfil de dureza Vickers da junta soldada pelo processo eletrodo revestido.	46
Figura III.8	– Perfil de dureza Vickers da junta soldada pelo processo GMAW.	46
Figura III.9	– Macrografia das juntas soldadas. Ataque: nital 10%.	47
Figura III.10	– Microestrutura do metal base. Ataque: nital 2%.	49
Figura III.11	– Microestruturas das Regiões de Grãos Grosseiros da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO). Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.	50
Figura III.12	– Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO). Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.	51
Figura III.13	– Microestruturas dos metais solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO). Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.	52
Figura III.14	– Microestruturas das regiões de grãos grosseiros da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.	53
Figura III.15	– Microestruturas das regiões de grãos grosseiros da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.	54

Figura III.16 – Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%. 55

Figura III.17 – Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%. 56

Figura III.18 – Microestruturas das regiões colunares do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%. 57

Figura III.19 – Microestruturas das regiões colunares do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%. 58

Figura III.20 – Microestruturas das regiões reaquecidas do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%. 59

Figura III.21 – Microestruturas das regiões reaquecidas do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%. 60

Figura III.22 – Microestruturas do último passe dos metais de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%. 61

Figura III.23 – Microestruturas do último passe dos metais de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%. 62

Figura IV.1 – Comparação entre os resultados para o ensaio de tração transversal do presente e os resultados dos ensaios de tração obtidos por YAYLA et at. [4] e SÁ [28]. 68

Figura IV.2 – Relação entre dureza Vickers e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [41-54] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de como soldado. 71

Figura IV.3 – Relação entre dureza Vickers e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [41-54] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de TTPS. 72

Figura IV.4 – Perfil de dureza Vickers obtido por YAYLA et al [4]. 74

Figura IV.5	– Relação entre energia absorvida a -20°C e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [40, 42, 44, 46, 48-51, 55] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de como soldado.	78
Figura IV.6	– Relação entre energia absorvida a -20°C e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [42, 44-51, 53, 63] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de TTPS.	79
Figura IV.7	– Comparação entre os resultados de energia absorvida obtidos e os resultados obtidos por YAYLA et at. [4], GIANETTO et al. [29] e RITTER et al. [64].	81
Figura IV.8	– Comparativo entre os ensaios de impacto na condição de como soldado e TTPS a 600°C e 650°C, para o processo eletrodo revestido.	82
Figura IV.9	– Comparativo entre os ensaios de impacto na condição de como soldado e TTPS a 600°C e 650°C, para o processo GMAW.	83

Lista de Tabelas

Tabela I.1	– Composição Química dos Aços HY-80, HY-100 e HY-130 (% em peso) [12, 13].	4
Tabela I.2	– Tratamentos Térmicos Típicos dos Aços HY-80, HY-100 e HY-130 [5].	4
Tabela I.3	– Efeito de elementos de liga no tratamento térmico dos Aços Temperados e Revenidos [12].	5
Tabela I.4	– Preaquecimento recomendado na soldagem dos aços da família HY [5].	6
Tabela I.5	– Propriedades Mecânicas dos aços da família HY [12, 13].	7
Tabela I.6	– Composição Química dos Aços HSLA-80, HSLA-100 e HSLA-130 [3].	11
Tabela I.7	– Composição Química Típica dos Aços ULCB [11].	16
Tabela I.8	– Propriedades Mecânicas Típicas dos Aços ULCB [11].	16
Tabela I.9	– Resultado da análise microestrutural realizada por DEB et al.[10].	23
Tabela I.10	– Parâmetros de soldagem utilizados por GIANETTO et al. [29].	24
Tabela I.11	– Resultados dos ensaios de tração obtidos por GIANETTO et al. [29].	25
Tabela I.12	– Resultado do ensaio de Charpy-V obtidos por GIANETTO et al. [29].	25
Tabela I.13	– Valores obtidos no ensaio de microdureza segundo GIANETTO et al. [29].	26
Tabela II.1	– Composição química das chapas de aço HY-80 (% em peso).	28
Tabela II.2	– Composição química dos consumíveis segundo o fabricante (% em peso).	28
Tabela II.3	– Parâmetros de soldagem da junta realizada com o processo eletrodo revestido.	30
Tabela II.4	– Parâmetros da soldagem da junta realizada com o processo GMAW.	31
Tabela III.1	– Taxa de Deposição nos processos eletrodo revestido e GMAW.	38
Tabela III.2	– Composição química dos metais depositados (% em peso).	38
Tabela III.3	– Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas.	39

Tabela III.4	– Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda (Joules).	41
Tabela III.5	– Valores de dureza Vickers na zona termicamente afetada da junta soldada pelo processo eletrodo revestido onde foi posicionado o entalhe Charpy-V.	45
Tabela III.6	– Valores de dureza Vickers da zona termicamente afetada da junta soldada pelo processo GMAW onde foi posicionado o entalhe Charpy-V.	45
Tabela III.7	– Percentual de região colunar e reaquecida dos metais de solda.	47
Tabela IV.1	– Resultados dos ensaios de tração dos metais de solda obtidos pelo processo GMAW.	69
Tabela IV.2	– Resultados dos ensaios de Impacto obtidos por YAYLA et al. [4], em Joules.	76
Tabela IV.3	– Resultados das propriedades mecânicas para todas as condições analisadas.	85

Lista de Abreviaturas e Símbolos

A	Intensidade de Corrente em Amperes
Al	Alongamento Percentual
AM	Microconstituinte Austenita Martensita
API	American Petroleum institute
ARBL	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga
ASTM	American Society for testing and Materials
AT	Aporte térmico em KJ/mm
AWS	American Welding Society
CS	Como Soldado
e	Espessura em mm
ER	Eletrodo Revestido
FA	Ferrita Acicular
FP	Ferrita Poligonal
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HSLA	High Strength Low Alloy
HTS	High Tension Steel
HV	Dureza Vickers
HY	High Yield Steel
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MO	Microscopia Ótica
NE	Não Especificado
RA	Redução Percentual de Área
RC	Região Colunar
RE	Razão Elástica
RGFZTA	Região de Grãos Finos da Zona Termicamente Afetada
RGGZTA	Região de Grãos Grosseiros da Zona Termicamente Afetada
RR	Região Reaquecida
TD	Taxa de Deposição
TTPS	Tratamento Térmico Pós-Soldagem
V	Tensão em Volts
ULCB	Ultra Low Bainitic Carbon
ZTA	Zona Termicamente Afetada

Introdução

Após a segunda guerra mundial, esforços significativos foram realizados para desenvolver um aço que melhor atendesse aos requisitos para aplicação na construção de equipamentos navais e de plataformas de alto desempenho. O aprimoramento e consequente qualificação de um aço que atendesse aos requisitos para aplicações navais demandou tempo superior a uma década, mas resultou em um aço com aproximadamente o dobro do limite de escoamento dos aços de alta resistência mecânica (denominados de aços HTS) previamente utilizados na construção de estrutura de navios [1]. A introdução do aço HY-80 possibilitou melhor atendimento aos requisitos de construção em função de sua maior resistência ao impacto e melhor soldabilidade. Estas características foram alcançadas no aço HY-80 pela manutenção de um baixo teor de carbono (0,18%) similar aos HTS e pela limitação dos níveis de elementos como fósforo e enxofre [1].

Na construção de estruturas de submarinos, componentes de aço HY-80 são soldados pelo processo eletrodo revestido o que demanda um tempo significativo particularmente na união das grandes seções circulares que formam o chamado casco resistente dos submarinos, resultando em uma baixa produtividade e elevando os custos globais de produção [2].

Na soldagem do aço HY-80 utilizando-se o processo GMAW quando comparado com o processo por eletrodo revestido, mostra-se mais vantajoso devido a sua maior produtividade e por produzir um metal de solda com níveis mais baixos de hidrogênio.

O presente trabalho tem por objetivo avaliar as propriedades mecânicas e microestruturais de juntas soldadas de aço HY-80 pelo processo GMAW, em comparação com o método tradicional de soldagem com eletrodos revestidos, garantindo o atendimento aos requisitos de construção com maior produtividade e redução de custos.

Foram estudadas neste trabalho juntas de topo com 30 mm de espessura. A primeira junta foi soldada pelo processo eletrodo revestido utilizando o eletrodo AWS E10018M, que é o procedimento usualmente empregado na soldagem de submarinos. A segunda junta foi soldada pelo processo GMAW com o arame AWS E120S-G. As propriedades mecânicas das juntas soldadas foram analisadas através de ensaios mecânicos: de tração transversal ao cordão de solda; de impacto Charpy-V com entalhe na zona termicamente afetada e no metal de solda; e de microdureza Vickers com carga de 1 Kgf. A análise metalográfica será realizada por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV).

Para melhor atingir aos objetivos delineados para o presente estudo, os capítulos foram divididos e programados da seguinte forma:

- Capítulo I: Constitui uma revisão bibliográfica dividida em três partes. A primeira parte tem por objetivo apresentar os aços de Alta Resistência e Baixa Liga, com enfoque em suas propriedades mecânicas e microestruturais. A segunda parte do capítulo aborda os aspectos do Aço HY-80, em relação à cinética de transformação e de soldabilidade considerando parâmetros como preaquecimento e aporte térmico.
- Capítulo II: Consiste na apresentação da metodologia, dos materiais utilizados, maiores detalhes dos equipamentos utilizados nos ensaios mecânicos e metalográficos e parâmetros utilizados na soldagem para a obtenção dos corpos-de-prova estudados.
- Capítulo III: Apresenta os resultados referentes às propriedades mecânicas e metalográficas das juntas obtidas.
- Capítulo IV: Realiza-se a discussão e comparação dos resultados apresentados no capítulo III, assim como a comparação com resultados obtidos por outros estudos.
- Capítulo V: São apresentadas as principais conclusões do estudo e sugestões para trabalhos futuros.

Capitulo I - Revisão Bibliográfica

I.1 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga

I.1.1 Aços Temperados e Revenidos

Os aços temperados e revenidos combinam elevado limite de escoamento, com boa tenacidade, ductilidade, resistência à corrosão e boa soldabilidade, podendo ser fornecidos, com resistência ao escoamento variando entre 345 MPa e 1035 MPa, dependendo da composição química e tratamento térmico utilizado em sua produção [3-6].

Dentre os aços temperados e revenidos disponíveis há uma classe denominada “High Yield Steels” (HY), ou aços de elevado limite de escoamento. Os aços HY pertencem a família dos aços de alta resistência obtidos na forma de temperados e revenidos, empregados em aplicações militares, como estrutura de navios e submarinos, devido à alta dureza, elevada relação resistência/peso e excelente resistência ao impacto [6-11].

Os aços da família HY têm tipicamente o teor de carbono entre 0,12% C e 0,20% C e 8% de elementos de liga [7]. Os elevados níveis de resistência mecânica dos aços da família HY são obtidos pela adição do elemento níquel que atua como seu elemento principal propiciando o aumento de resistência pela ação de solução sólida, aumentando a temperabilidade e reduzindo a temperatura de transição dúctil-frágil, além de ter um efeito moderado no aumento das tensões de ruptura e escoamento do material [6].

Os principais aços da família HY são os aços HY-80, HY-100 e HY-130, com limites de escoamento de 550 MPa (HY-80), 690 MPa (HY-100) e 900 MPa (HY-130), respectivamente.

A composição química para os Aços HY-80, HY-100 e HY-130 e os tipos de tratamentos térmicos aplicados na produção dos Aços HY-80, HY-100 e HY-130 estão apresentados nas Tabelas I.1 e I.2, respectivamente.

Tabela I.1 – Composição Química dos Aços HY-80, HY-100 e HY-130 (% em peso) [12, 13].

Elemento	Aço		
	HY-80	**HY-100**	**HY-130**
C	0,12 – 0,18	0,12 – 0,20	0,12
Mn	0,10 – 0,40	0,10 – 0,40	0,60 – 0,90
P	0,025	0,025	0,010
S	0,025	0,025	0,015
Si	0,15 – 0,35	0,15 – 0,35	0,15 – 0,35
Ni	2,00 – 3,25	2,25 – 3,50	4,75 – 5,25
Cr	1,00 – 1,80	1,00 – 1,80	0,40 – 0,70
Mo	0,20 – 0,60	0,20 – 0,60	0,30 – 0,65
V	0,03	0,03	0,05 – 0,10
Ti	0,02	0,02	-----
Cu	0,25	0,25	-----

Tabela I.2 – Tratamentos Térmicos Típicos dos Aços HY-80, HY-100 e HY-130 [5].

Aço	**Temperatura de Austenitização (°C)**	**Meio da Têmpera**	**Temperatura de Revenimento (°C)**	**Microestrutura**
HY-80	900	Água	650	Bainita e Martensita
HY-100	900	Água	650	Bainita e Martensita
HY-130	850	Água	540	Bainita e Martensita

O processo de têmpera e revenido produz uma microestrutura de martensita revenida. Esta microestrutura confere ao aço HY um alto limite de escoamento enquanto mantêm uma boa resistência ao impacto e uma boa ductilidade. Este balanço de propriedades é atribuído a formação de uma fina distribuição de partículas de carbetos de modo uniforme no interior da microestrutura martensítica, resultando num grande aumento da resistência ao impacto com uma aceitável perda da resistência à tração [1].

Um fator importante na obtenção das propriedades desejadas para os aços temperados e revenidos é a influência dos elementos de liga nas etapas de tratamento térmico de têmpera e revenimento. A Tabela I.3 apresenta um resumo do efeito dos principais elementos de liga durante o processo de têmpera e revenido.

Tabela I.3 – Efeito de elementos de liga no tratamento térmico dos Aços Temperados e Revenidos [12].

Elemento	Têmpera	Revenido
Mn	Contribui marcadamente para a temperabilidade, especialmente em percentuais acima de 0,8%. O efeito do manganês até 1% é mais forte em aços de baixo e alto carbono do que em aços de médio carbono.	Aumenta a dureza da martensita revenida pelo retardo da coalescência dos carbetos, que previne o crescimento de grão na matriz ferrítica. Este efeito causa um substancial efeito na dureza da martensita revenida com o percentual de manganês aumentando no aço.
Ni	É similar ao manganês para baixas adições, mas é menos potente quando presente em altas concentrações. O níquel também é afetado pela concentração de carbono, sendo de maior efeito em aços de médio carbono. Existe uma interação entre o manganês e o níquel que devem ser levadas em consideração para baixas temperaturas de austenitização.	Tem um efeito relativamente um pequeno na dureza da martensita revenida, que é essencialmente o mesmo para toda a faixa de temperaturas de revenimento. Uma vez que o níquel não é um formador de carbetos considera-se a sua influência como um fraco endurecimento por solução sólida.
Cu	É usualmente adicionado aos aços liga pela sua contribuição para maior resistência à corrosão atmosférica e maiores níveis de endurecimento por precipitação. O efeito do cobre na temperabilidade é similar ao do níquel.	Quando o aço é aquecido a uma temperatura entre 425-650 °C, o cobre pode precipitar promovendo um endurecimento por precipitação.
Si	É mais efetivo que o manganês em baixas concentrações e tem um efeito de aumento de resistência nos aços de baixa liga. Contudo para níveis acima de 1% este elemento é muito menos efetivo que o manganês. O efeito do silício varia consideravelmente com a quantidade de carbono e outros elementos de liga presentes. O silício é relativamente ineficaz em aços de baixo carbono, mas é muito eficaz em aços de alto teor de carbono.	Aumenta a dureza da martensita revenida para toda a faixa de temperaturas de revenimento. O silício também tem um efeito substancial no retardo do efeito do amolecimento a 316 ºC, o que é atribuído a inibição do efeito do silício na conversão do carboneto ε em cementita.
Mo	É o mais efetivo no aumento da temperablidade. O molibdênio tem maior efeito em aços de alto carbono que em aços de médio carbono. A presença de cromo diminui o efeito do molibdênio na temperabilidade enquanto que a presença de níquel aumenta o efeito da temperabilidade do molibdênio.	Retarda o amolecimento da martensita para toda a faixa de temperaturas de revenimento. Acima de 540°C os carbetos de molibidênio precipitam de forma fina e numerosa. O molibdênio reduz a susceptibilidade para a fragilização ao revenido.
Cr	Comporta-se de modo similar ao molibdênio e tem um ótimo efeito sobre a temperabilidade dos aços de médio carbono. Em aços de baixo carbono e em aços cementados o efeito é menor do em aços de médio carbono, mas ainda significativo. Como resultado da estabilidade dos carbetos de cromo para baixas temperaturas de austenitização, o cromo torna-se menos efetivo na temperabilidade.	Semelhante ao Mo, é um forte formador de carbetos sendo esperado produzir um retardo no amolecimento da martensita em todas as temperaturas. Tem ainda o efeito de retardar o coalescimento de carbetos quando substitui o ferro na cementita.
V	Não é usualmente adicionado para prover temperabilidade em aços temperados e revenidos para aplicação estrutural, mas é adicionado para promover endurecimento secundário durante o revenimento.	É um forte formador de carbetos sendo seu efeito superior ao do molibdênio e do cromo. A sua ação é provavelmente devido à formação de alguns carbetos ligados que substituem carbetos como a cementita em altas temperaturas de revenimento e que persistem como uma fina dispersão até a temperatura A_1.
Ti, Nb e Zr	São fortes formadores de carbetos e não são adicionados para o aumento da temperabilidade pelos mesmos motivos apresentados para o vanádio.	Podem comportar-se como o vanádio, pois são fortes formadores de carbetos.

I.1.1.1 Soldabilidade dos Aços Temperados e Revenidos

Para a soldagem dos aços temperados e revenidos da família HY, um importante procedimento a ser adotado é o preaquecimento, pois previne a ocorrência de trincamento induzido por hidrogênio e pode contribuir para produzir uma zona termicamente afetada (ZTA) com microestrutura e propriedades mecânicas similares ao metal base [5, 6, 10]. Logo a correta aplicação dos preaquecimentos apresentados na Tabela I.4 para os Aços HY-80, HY-100 e HY-130 devem ser empregados para obtermos velocidades de resfriamento adequadas para a obtenção de microestruturas martensíticas e bainíticas.

Tabela I.4 – Preaquecimento recomendado na soldagem dos aços da família HY [5].

Espessura (e)	**Preaquecimento (°C)**	
	HY-80 e HY-100	**HY-130**
e≤12,5 mm	15 a 150	24 a 65
12,95<e<16,0 mm	50 a 150	24 a 65
16,0<e<22,35 mm	50 a 150	50 a 90
22,35<e<28,70 mm	50 a 150	90 a 135
28,70<e<35,05 mm	90 a 150	90 a 135
e>35,05 mm	90 a 150	112 a 300

Devido à alta temperabilidade dos aços da família HY e a alta quantidade de elementos de liga, tanto o metal de solda quanto a zona termicamente afetada (ZTA), podem desenvolver microestruturas que são susceptíveis ao trincamento induzido por hidrogênio [8]. A microestrutura da zona de fusão pode ser facilmente controlada pela adição de elementos de liga através dos consumíveis empregados no processo de soldagem, enquanto a microestrutura da zona termicamente afetada pode ser controlada com o emprego do preaquecimento [8].

Para a soldagem dos aços da família HY, com o nível apropriado de preaquecimento para o aporte térmico, a velocidade de resfriamento na zona termicamente afetada produz uma microestrutura martensítica/bainítica, sendo benéfico para a junta soldada uma vez que o metal base é constituído por estas duas microestruturas [8].

As propriedades mecânicas mínimas exigidas para os aços da família HY são apresentadas na Tabela I.5 e na Figura I.1 é apresentada a curva típica de transição dúctil-frágil para o aço HY-130 onde se pode verificar a baixa temperatura de transição dúctil-frágil, 105ºC negativos, o que confere ao material a utilização a baixas temperaturas sem a perda da ductilidade.

Tabela I.5 – Propriedades Mecânicas dos aços da família HY [12, 13].

Propriedades Mecânicas	**Aço**		
	HY-80	**HY-100**	**HY-130**
Limite de Resistência (MPa)	NE	NE	NE
Limite de Escoamento (MPa)	e≤19 – 552 a 690 e>19 – 552 a 686	e≤19 – 690 a 827 e>19 – 690 a 827	9,5<e<14 – 895 a 1030 14<e<100 – 895 a 1000
Alongamento (%)	e≤19 – 19 e>19 – 20	e≤19 – 17 e>19 – 18	9,5 <e<14 – 14 14<e<100 – 15
Redução de Área (%)	e≤19 – NE e>19 – 50	e≤19 – NE e>19 – 45	-------
Energia Absorvida no Ensaio de Impacto Charpy-V	81 J a -20 °C 47 J a -84 °C	75 J a -20 °C 41 J a -84 °C	81,4 J a -20 °C

e – espessura da chapa, em mm; NE – não especificado

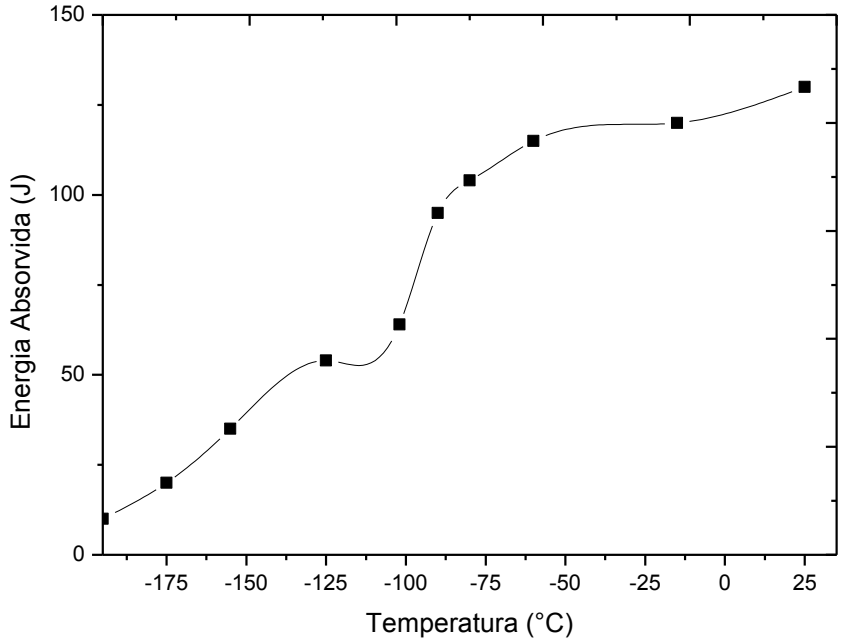


Figura I.1 – Resultado de um ensaio Charpy-V para o aço HY-130 [12].

I.1.2 Aços com Laminação Controlada

A laminação controlada confere aos aços microligados propriedades mecânicas superiores em comparação aos aços com o mesmo nível de elementos de liga, além de proporcionar boa tenacidade e soldabilidade [14].

A laminação controlada consiste em um conjunto de procedimentos que envolve um rígido o controle da temperatura e do nível de redução aplicados em cada passe sendo a temperatura de acabamento precisamente definida. Este processamento é utilizado largamente para a obtenção de aços destinados a dutos, pontes, estruturas offshore e outras aplicações em engenharia [15].

O objetivo básico da laminação controlada é deformar os grãos da austenita durante o processo de laminação para a obtenção de grãos de ferrita finos durante o resfriamento. Isto resulta em um aumento simultâneo da resistência mecânica e tenacidade e possibilitou a redução da quantidade de carbono nos aços ARBL, melhorando a soldabilidade destes aços. [15]

O aumento da resistência mecânica pode ser obtido através de um conjunto de mecanismos de endurecimento que são: refino de grão, precipitação de segunda fase, transformação de fase, formação de textura solução sólida e encruamento [14].

O processo de laminação controlada é dividido em três etapas: (I) região de recristalização, (II) região de não-recristalização e (III) laminação na região de segunda fase. [14].

No desenvolvimento da laminação controlada verificou-se que os elementos nióbio, titânio e vanádio são os elementos mais efetivos para refinar o grão. Estes elementos apresentam um efeito desejável em baixíssimas concentrações. O nióbio foi considerado a adição principal, pois propicia um aumento de resistência mecânica do aço na condição de material laminado, o que é economicamente vantajoso [16]. A Figura I.2 apresenta um esquema representativo do processo de laminação controlada.

No reaquecimento do material (usualmente entre 1100 e 1250ºC) ocorre à dissolução do Nb, V e outros, e grãos maiores de austenita são formados [14].

Na região de recristalização é produzida a deformação do grão austenítico pela aplicação de ciclos de deformação-recristalização. Quando a laminação é levada para a região de não-recristalização as áreas dos contornos de grãos austeníticos aumentam junto com a taxa de nucleação da ferrita nessa área. Além disso, várias bandas de deformação e recozimento são formadas dentro dos grãos austeníticos os quais também atuam como sítios de nucleação da ferrita junto com os contornos de grãos [14].

Durante o resfriamento, a produção da austenita em produtos eutetóides e pro-eutetóides torna-se termodinamicamente possível. As transformações de fases ocorridas durante o resfriamento são representadas pela letra A_R e durante o aquecimento pela letra A_C. Estas terminologias são utilizadas acompanhadas de um número subscrito adicional para definir temperaturas críticas associadas com a transformação da austenita. A linha A_1 representa a transformação eutetóide de aços hipoeutetóides e a linha A_3 representa a temperatura abaixo da qual a ferrita pró-eutetóide inicia sua formação a partir da austenita, sob resfriamento lento. Algumas vezes a laminação controlada é conduzida dentro de um campo bifásico austenita-ferrita e isto ocorre entre as linhas de temperatura A_1 e A_3. [15]

A laminação na região de segunda fase abaixo da temperatura A_{r3} faz com que os grãos austeníticos não transformados sejam achatados e a deformação da ferrita ocorre para tornar-se subgrão. Esta ferrita possui alta densidade de discordâncias promovendo aumento na resistência e tenacidade, obtendo um material com microestrutura ferrítica-perlítica [14].

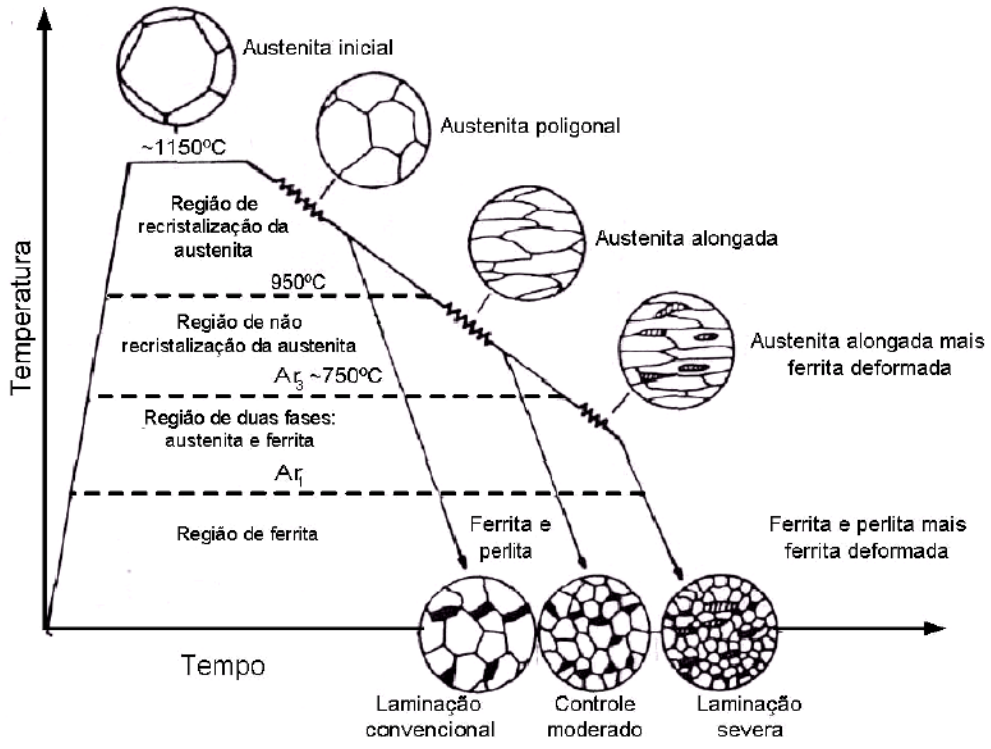


Figura I.2 - Esquema da sequência de deformação durante a laminação controlada [17]

Dentre os aços produzidos por laminação controlada podemos destacar três que pertencem aos aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL), ou High Strength Low Alloy (HSLA), são eles HSLA-80, HSLA-100 e HSLA-130, com limites de escoamento de 550 MPa (HSLA-80), 690 MPa (HSLA-100) e 900 MPa (HSLA-130), respectivamente.

O Aço HSLA-80 foi o primeiro aço da série dos aços HSLA. Devido ao seu baixo teor de carbono, este aço apresenta uma baixa suscetibilidade à fissuração por hidrogênio sendo, portanto, de fácil soldagem, não requerendo tratamento antes e após a soldagem. As propriedades deste aço são obtidas pelo emprego de cobre, na forma de precipitado, e níquel, o qual é introduzido para prevenir trincamento a quente e aumentar a tenacidade. O aço HSLA-80 apresenta uma microestrutura composta basicamente de ferrita acicular (FA) com pacotes de ferrita poligonal (FP) [3].

O maior problema em soldar este aço é a sua instabilidade microestrutural quando empregadas diferentes energias de soldagem. Segundo estudo realizado por MCGRATH et al. [18] quando o aço HSLA-80 é soldado por um processo cuja energia de soldagem é da ordem de 1 kJ/mm a microestrutura resultante na zona termicamente afetada é composta predominantemente de martensita de baixo carbono. Quando a energia de soldagem utilizada é da ordem de 4 kJ/mm a microestrutura produzida na zona termicamente afetada é composta de bainita grosseira e ferrita de contorno de grão, conferindo a junta soldada uma redução considerável da tenacidade com baixíssima resistência a fratura por clivagem.

O aço HSLA-100 foi desenvolvido com o objetivo de substituir o aço HY-100 na construção naval. O mecanismo de resistência neste aço é conseguido basicamente por solução sólida, precipitação e transformação microestrutural tais como bainítica/martensítica. Aumentando a concentração de elementos de liga, tais como Mn, Cr, Ni, Mo e Cu, foi possível suprimir a formação de ferrita poligonal e ao mesmo tempo aumentar o regime de transformação ferrita acicular/bainita. Isto resultou num aumento considerável na resistência com uma microestrutura final tipicamente bainítica [3].

Similarmente ao HSLA-80, o maior problema em soldar o aço HSLA-100 é a instabilidade do metal base durante o ciclo térmico imposto pela soldagem. KRISHNADEV et al. [19] realizaram uma série de testes de tenacidade, simulando a zona termicamente afetada em aços HSLA-100 onde a concentração de níquel foi variada entre 1,04% e 3,5%, cujos resultados obtidos mostraram que a baixas concentrações de níquel e a baixas taxas de resfriamento a microestrutura resultante é composta de bainita grosseira disposta unidirecionalmente. Quando se aumenta a taxa de resfriamento, mais martensita se transforma, chegando-se a 98% de martensita de baixo carbono e apenas 2% de bainita. Quando há o aumento dos teores de níquel, independente da taxa de resfriamento, a microestrutura resultante é composta de martensita fina em ripas dispostas de forma multidirecional.

A diferença entre os aços HSLA-100 e HSLA-130 está relacionada com o tratamento térmico para a precipitação de cobre, uma vez que para o aço HSLA-130 o tratamento térmico de envelhecimento é realizado a uma temperatura de 621°C e no aço HSLA-100 a temperatura é de 650°C [3]. A Tabela I.6 fornece a composição química dos aços HSLA-80, HSLA-100 e HSLA-130.

Tabela I.6 – Composição Química dos Aços HSLA-80, HSLA-100 e HSLA-130 [3]

Elemento (%Peso)	**Aço**		
	HSLA-80	**HSLA-100**	**HSLA-130**
C	0,04	0,04	0,07
Mn	0,55	0,90	0,79
P	-----	-----	-----
S	-----	-----	-----
Si	0,30	0,25	0,37
Ni	0,90	3,5	3,3
Cr	0,70	0,60	0,57
Mo	0,20	0,60	0,58
V	-----	-----	0,005
Ti	0,002	0,003	0,003
Nb	0,04	0,03	-----
B	0,001	0,001	0,002
Al	0,02	0,02	0,02
Cu	1,2	1,6	1,7

I.1.3 Aços com Laminação Controlada e Resfriamento Acelerado

O resfriamento acelerado é um ciclo de laminação controlada que impõe taxas de resfriamento superiores a laminação controlada tradicional, permitindo produzir aços de alta resistência com menores concentrações de elementos de liga. Um exemplo típico de aplicação do processo de resfriamento acelerado é encontrado na fabricação de aços para atendimento aos requisitos norma API (American Petroleum Institute), como os aços API 5L X80, o qual é obtido pelo resfriamento acelerado a taxas de resfriamento da ordem de 15 a 20ºC/s, antes de alcançar a temperatura de 550ºC, após a qual é resfriado ao ar [14].

A Figura I.3 mostra o esquema de resfriamento acelerado usado para a produção dos aços do tipo API 5L X80.

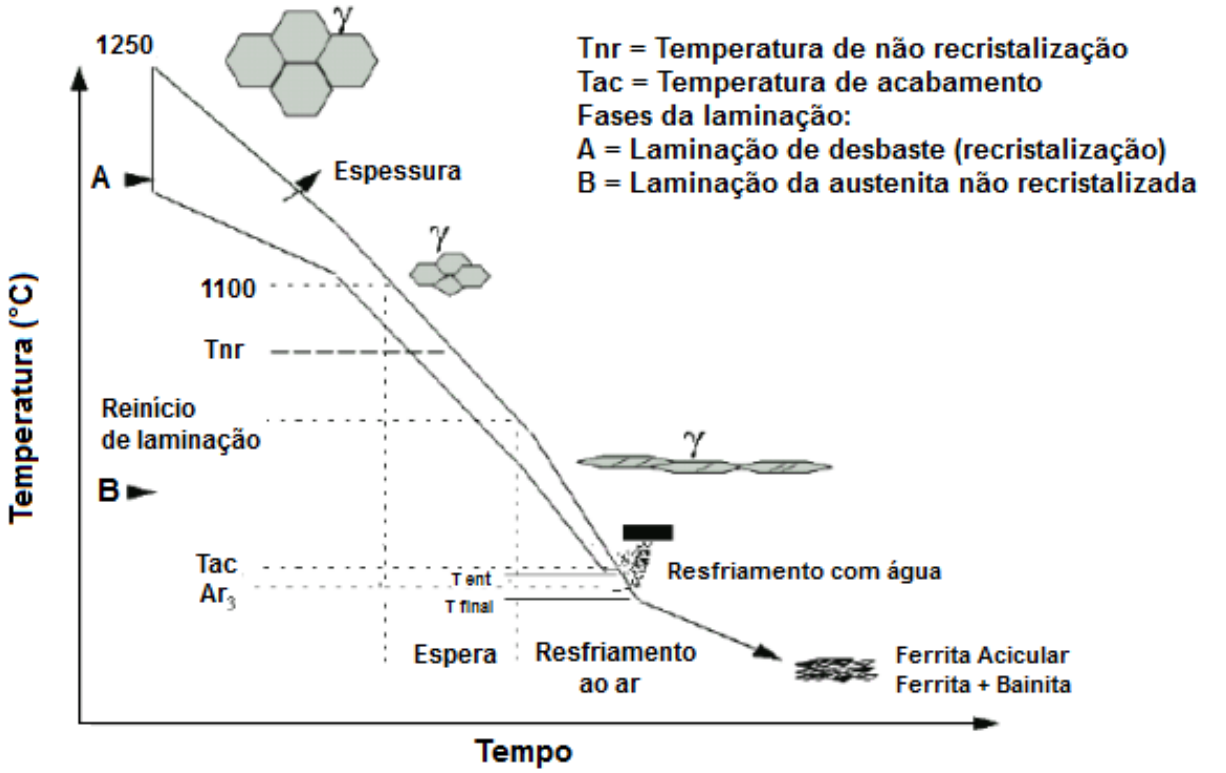


Figura I.3 – Esquema de laminação dos aços API [20].

O objetivo é obter uma microestrutura de grãos mais finos e, consequentemente, melhor resistência mecânica, boas propriedades de tenacidade e resistência a fragilização por hidrogênio, comparados a aços produzidos pela laminação controlada convencional [21.]

Uma maneira de alcançar este objetivo consiste em promover a transformação da austenita sob menores temperaturas, com as quais a nucleação de novos grãos de ferrita é ainda mais acelerada. Isto pode ser conseguindo resfriando a chapa com jatos de água logo após a laminação [22].

A laminação controlada seguida de resfriamento acelerado faz com que a nucleação da ferrita também passe a ocorrer em todas as áreas do grão austenítico prévio e não somente em suas bandas de deformação e contornos de grão, como é no caso da laminação controlada convencional. Isto leva a uma microestrutura ainda mais refinada, com maior resistência mecânica e tenacidade [22]. A Figura I.4 mostra os processos de laminação controlada e o processo de laminação controlada com resfriamento acelerado de forma comparativa, apresentando as fases da laminação e o aspecto microestrutural a ser obtido por ambos os processos.

O sistema de resfriamento pode ser utilizado duas vezes durante o processamento. Conforme mostrado na Figura I.4 a operação de resfriamento 01 melhora o refino de grão da ferrita, enquanto que a operação de resfriamento 02 previne a formação de perlita durante o resfriamento melhorando a homogeneidade da microestrutura final. As variáveis mais importantes nas operações de resfriamento são: a taxa de resfriamento e a temperatura final de resfriamento. [21]

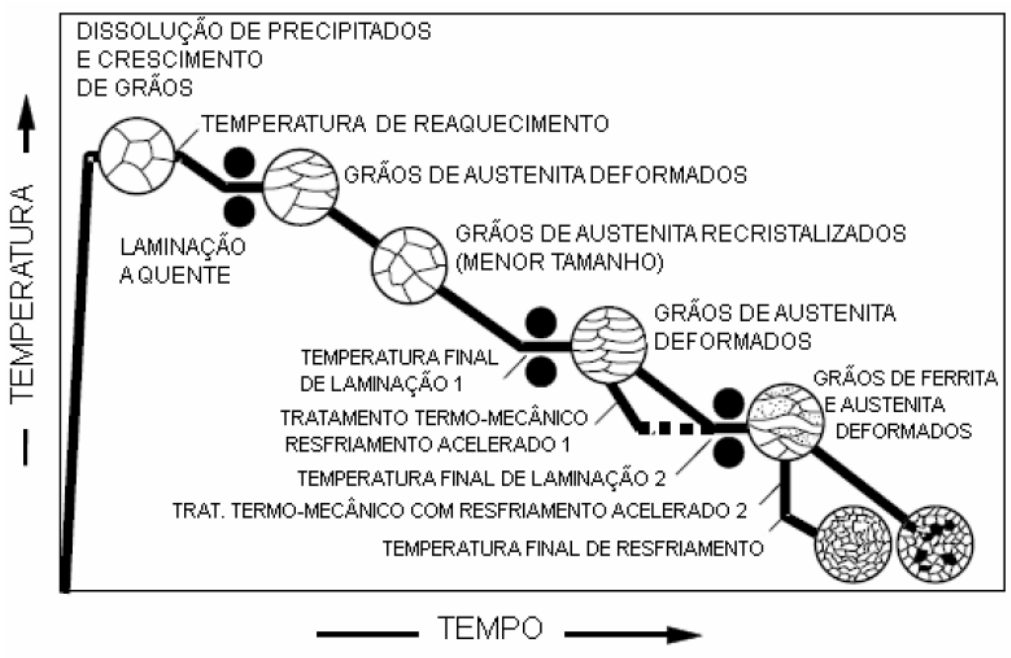


Figura I.4 - Esquema de laminação controlada com e sem resfriamento acelerado [21].

I.1.4 Aços Bainíticos de Carbono Ultra Baixo (ULCB)

Os aços bainíticos de carbono ultra baixo, em inglês ultra low carbon bainitic – ULCB, têm sido desenvolvidos como uma alternativa aos aços HY e HLSA. Nos em aços ULCB são obtidos limites de escoamento superiores a 690 MPa (100 Ksi) mantendo-sem uma alta resistência para a fratura frágil. Isto é obtido através de um controle estrito da quantidade dos elementos de liga e através do uso de técnicas avançadas de processamento termomecânico. A alta resistência atingida é atribuída pelo endurecimento por solução sólida e indução de discordâncias e formação de subestruturas [23].

A resistência mecânica da solda é altamente dependente da microestrutura formada durante o processo de soldagem. O interesse primário está nas diferentes formas de bainita que resultam na solda. Para temperaturas de transformação relativamente baixas, a precipitação de carbono fora do grão da austenita prévia resulta na formação de carbetos em partículas discretas rodeadas por uma matriz de ferrita. Este microconstituinte, ou arranjo de ferrita e cementita, é chamado de bainita [23].

A resistência dos aços bainíticos está associada diretamente com a densidade de discordâncias, endurecimento por solução sólida, formação de ripas bainíticas, e a distribuição, composição e tamanho dos carbetos. Aumentando a densidade de discordâncias ocorre o fortalecimento do aço, pois há um aumento na resistência ao movimento dos deslizamentos associados. O número das discordâncias é uma função da quantidade dos elementos de liga e do processamento termomecânico do aço e é conhecido por aumentar com a redução da temperatura de transformação. A formação de carbetos entre as ripas de bainita superior pode promover o endurecimento por dificuldade de deslizamento dos planos [23]. A Figura I.5 apresenta um esquema típico para processamento dos aços ULCB. Pode-se observar a aplicação de deformação na faixa de temperaturas entre a temperatura de não recristalização e a temperatura Ar_3.

O que objetivou no desenvolvimento das ligas ULCB foi conseguir resistência mecânica através de mecanismos de endurecimento os mais independentes possíveis do teor de carbono do material. É amplamente conhecida a excelente combinação de tenacidade e resistência mecânica apresentada pelos aços bainíticos com baixo teor de C. A principal razão para este comportamento está no fato de que uma concentração extremamente baixa de carbono, entre 0,01 e 0,03%, pode reduzir ou eliminar a formação de cementita entre placas na matriz de ferrita bainítica. O boro é uma adição indispensável quando se deseja obter estrutura plenamente bainítica em ligas com teor extra-baixo de carbono. Por outro lado, esse elemento apresenta afinidade muito grande com o nitrogênio. Logo, o efeito proporcionado pelo boro somente ficará garantido se o nitrogênio estiver previamente fixado através de sua combinação com outro elemento de liga com o qual apresenta maior afinidade. Normalmente se utiliza titânio com esse objetivo. O nióbio é um elemento importante nos aços ULCB, pois aumenta simultaneamente a resistência mecânica e a tenacidade através do refino de grão. Nessas ligas com teor extra-baixo de carbono, há um significativo teor de nióbio em solução sólida, mesmo quando o reaquecimento for efetuado sob temperaturas relativamente baixas como, por exemplo, 1000°C. Além disso, ele aumenta significativamente a temperabilidade do aço quando solubilizado, quer isoladamente, quer em combinação com o boro. Garante-se, desse modo, o desenvolvimento da estrutura bainítica, através de um forte efeito sinérgico [11].

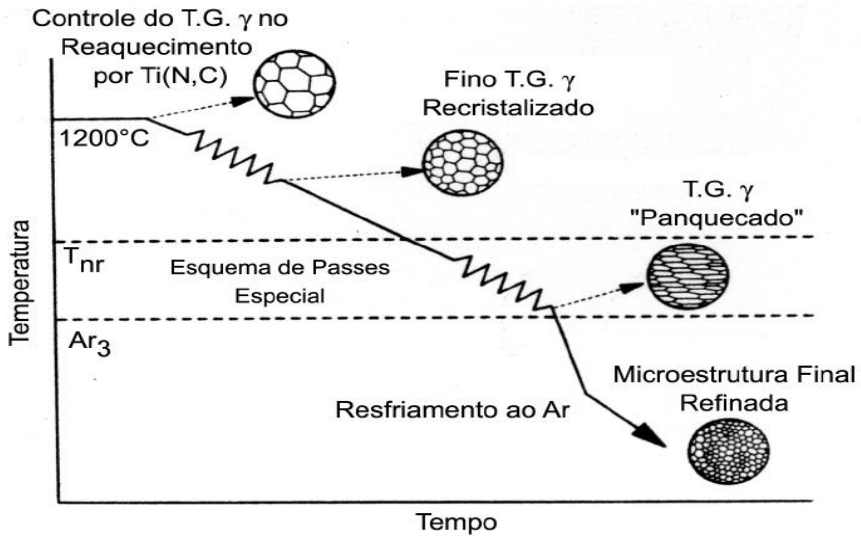


Figura I.5 - Esquema de laminação controlada empregado no processamento dos aços ULCB [11].

O uso de laminação controlada é fundamental para que os aços ULCB venham a apresentar as características desejadas de resistência mecânica e tenacidade. Esse processo termomecânico é iniciado pelo reaquecimento das placas sob alta temperatura, geralmente acima de 1150°C, de forma a permitir plena solubilização dos carbonitretos de nióbio. Essa etapa é seguida de uma etapa de deformação a alta temperatura, onde ocorre recristalização plena da austenita. Após o esboço ter atingido uma determinada espessura a laminação se interrompe, seguindo- se um período de espera até que o material atinja a temperatura onde a austenita não mais se recristalizará entre passes. Dá-se, então, a etapa final de deformação, onde a ausência de recristalização na austenita provocará o “panquecamento” de seus grãos e, dessa forma, um intensificado refino de grão, o qual eleva simultaneamente a resistência mecânica e tenacidade do material. A Figura I.5 mostra um esquema gráfico desse processo [11].

No caso dos aços ULCB deve-se considerar que o atual conhecimento sobre os princípios e práticas da laminação controlada não é inteiramente adequado. De fato, esta tecnologia foi exaustivamente estudada no caso de aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL) para tubos petrolíferos (oleodutos e gasodutos), cujo projeto de liga é ligeiramente diferente do utilizado nas famílias ULCB, uma vez que as composições químicas dos aços ARBL convencionais são mais simples e, além disso, a espessura do produto final é relativamente fina, entre 12 a 18 mm, enquanto que chapas para uso em vasos de guerra apresentam espessura típica de 25 mm [11].

O principal fator que diferencia os aços ARBL convencionais dos ULCB é o maior teor de elementos de liga substitucionais deste último, o que leva a duas alterações metalúrgicas básicas: modificações nas relações que governam a solubilidade do Nb(C,N) na austenita e níveis anormais de arraste por soluto, o que restringe a movimentação dos defeitos cristalinos [11].

A maior espessura dos produtos feitos em aço ULCB para uso em belonaves dificulta sua laminação controlada. Sob tais condições, os elevados gradientes de temperatura e grau de deformação que se desenvolvem ao longo de sua espessura durante a laminação tornam difícil a obtenção de microestruturas homogêneas no esboço. Isto se reflete de forma negativa na tenacidade do material [11].

Outro aspecto a ser considerado no caso específico dos aços ULCB é o efeito da deformação a quente sobre a transformação da austenita. A princípio esse efeito consiste na aceleração da transformação bainítica durante o resfriamento posterior, com aumento na temperatura de início de formação da bainita. Esse efeito redutor na temperabilidade é aumentado pela precipitação de Nb(CN) na austenita durante a laminação a quente, reduzindo o teor de nióbio solúvel por ocasião de sua transformação. Outro aspecto a ser considerado é o refino no tamanho dos pacotes bainíticos, ou seja, dos agregados de ripas de ferrita bainítica paralelas com a mesma orientação cristalográfica. A deformação na região de não-recristalização da austenita permite reduzir o tamanho desses pacotes, elevando a tenacidade das chapas grossas. Contudo, foi constatado que a deformação a quente não acarretou alteração significativa na temperatura de início da transformação bainítica [11].

As Tabelas I.7 e I.8 apresentam a composição típica e as propriedades mecânicas dos aços ULCB, respectivamente.

Tabela I.7 – Composição Química Típica dos Aços ULCB [11].

Aço	C	Mn	P	S	Si	Ni	Mo	Nb	Ti	B
ULCB	0,02	1,95	0,022	0,003	0,26	0,38	0,31	0,04	0,019	0,001

Tabela I.8 – Propriedades Mecânicas Típicas dos Aços ULCB [11].

Aço	e (mm)	LE (MPa)	LR (MPa)	RE (%)	Al (%)	Charpy (J)
ULCB	20	653	732	89	33	178 a -20°C

Onde e- espessura, LE – limite de escoamento, LR – limite de resistência, RE – razão elástica e Al – alongamento total.

Um estudo efetuado sobre o efeito da laminação controlada sobre as propriedades mecânicas de um aço ULCB realizada por GORNI [24] revelou que o grau total de deformação a quente aplicado ao material influenciou decisivamente todas as suas propriedades mecânicas, com exceção de sua ductilidade e da razão elástica. A temperatura de reaquecimento influenciou apenas o limite de resistência de ambos os materiais. Já a temperatura de acabamento afetou significativamente apenas sua tenacidade.

I.2 O Aço HY-80

O aço HY-80 (de baixo carbono e baixa liga) quando temperado e revenido para se obter uma tensão de escoamento de 550 MPa (80 Ksi) é adequado para embarcações marítimas devido a sua boa resistência mecânica a tração e ao impacto em conjunto com uma boa soldabilidade [9].

I.2.1 Aplicação do Aço HY-80 em Submarinos

Usualmente os submarinos militares empregam o aço da série HY como material de seu casco resistente, devido à grande evolução dos aços utilizados na fabricação de veículos submersíveis após a Segunda Guerra Mundial [25].

MASUBUSHI [26] relata que esse acréscimo no limite de escoamento dos aços estruturais da família HY foi feito no atendimento à demanda de construção de submarinos pela Marinha dos Estados Unidos, conforme Figura I.6.

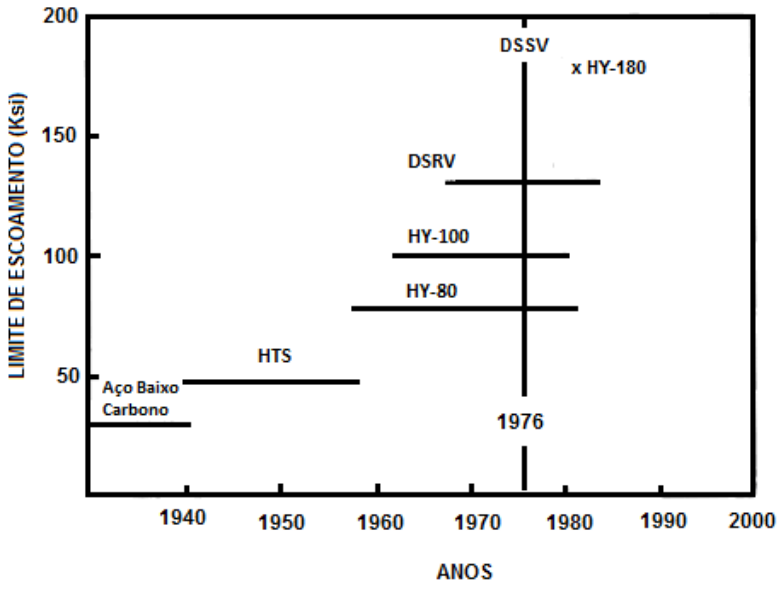


Figura I.6 – Uso de aços de alta resistência pela Marinha dos Estados Unidos na construção de cascos resistentes de submarinos e submersíveis [26].

Durante a Segunda Guerra Mundial e ao longo da década de cinquenta, os submarinos militares norte-americanos tiveram seu casco resistente fabricado em aço HTS (High Tensile Steel).

Posteriormente, com a necessidade de operação dos submarinos a maiores profundidades, o casco resistente dos mesmos passou a ser fabricado em aço HY-80, material que ainda é utilizado em diversos submarinos, incluídos os da classe IKL-1400, construído em parceria com a HDW (Howaldt Deutsche Werft) alemã e operado pela Marinha do Brasil.

Alguns anos depois, a Marinha dos Estados Unidos começou a utilizar o aço HY-80 com limite de escoamento mínimo de 551 MPa e atualmente, os aços HY-100 e HY-130 são os materiais básicos para a fabricação de cascos resistentes de submarinos pela marinha norte americana [26].

Tradicionalmente, chapas grossas temperadas e revenidas de aços HY-80 e HY-100, especificadas de acordo com a norma MIL-S-16216K [13], são utilizadas em aplicações navais militares críticas, como áreas de conveses altamente solicitados do ponto de vista mecânico, cascos submetidos à pressão e paredes de tanques em submarinos convencionais. Após o tratamento térmico de têmpera e revenimento, esses materiais atingem limites de escoamento da ordem de 551 ou 690 MPa, respectivamente [11].

A norma militar MIL-STD-16216K [13], que trata de aços estruturais de alta resistência, classifica o aço HY-80 como sendo adequado para uso em estruturas críticas, tais como aquelas empregadas em submarinos, onde se requer uma combinação ótima de alta resistência mecânica e elevada tenacidade estática e dinâmica, porém com uma soldabilidade que exige um rigoroso controle.

A seguir enfoca-se a influência de quatro itens que tem grande relevância na formação da microestrutura e propriedades mecânicas das juntas soldadas compostas por aço HY-80.

I.2.2 A Cinética de Transformação do Aço HY-80

A tradicional rota para a fabricação dos aços de alta resistência é por tempera, com o objetivo de obter uma microestrutura martensítica, que é subsequentemente reaquecido ou revenido a uma temperatura intermediária, aumentando a resistência ao impacto sem reduções prejudiciais a resistência à tração. Portanto, para a obtenção de um aço temperado e revenido com uma ótima resistência, a microestrutura deve ser revertida quase que em sua totalidade em martensita. Para alcançar este objetivo, o aço deverá ser temperado a uma taxa de resfriamento suficientemente rápida para evitar a decomposição da austenita durante o resfriamento em produtos como ferrita, perlita e bainita.

No diagrama de transformação isotérmica do aço HY-80 a temperatura de austenitização é de 900 °C. A Figura I.7 apresenta o diagrama de transformação isotérmica para o aço HY-80 [27].

O diagrama de transformação isotérmica provém um bom ponto de início para uma análise da temperabilidade do aço, mas eles representam cinéticas de transformações da austenita realizadas de forma isotérmica, não sendo indicados para utilização nas condições fora do resfriamento contínuo para a predição da microestrutura.

Para uma melhor predição da microestrutura deve-se utilizar o diagrama de resfriamento contínuo. A Figura I.8 fornece o diagrama de resfriamento contínuo para o aço HY-80. [27]

Segundo HAIDEMENOPOULOS [27] para obter uma microestrutura do aço HY-80 composta em quase sua totalidade de martensita, deve-se utilizar uma taxa de resfriamento máxima de 8,3 °C/s, como pode ser observado no diagrama de resfriamento contínuo do aço HY-80 mostrado na Figura I.9 [27].

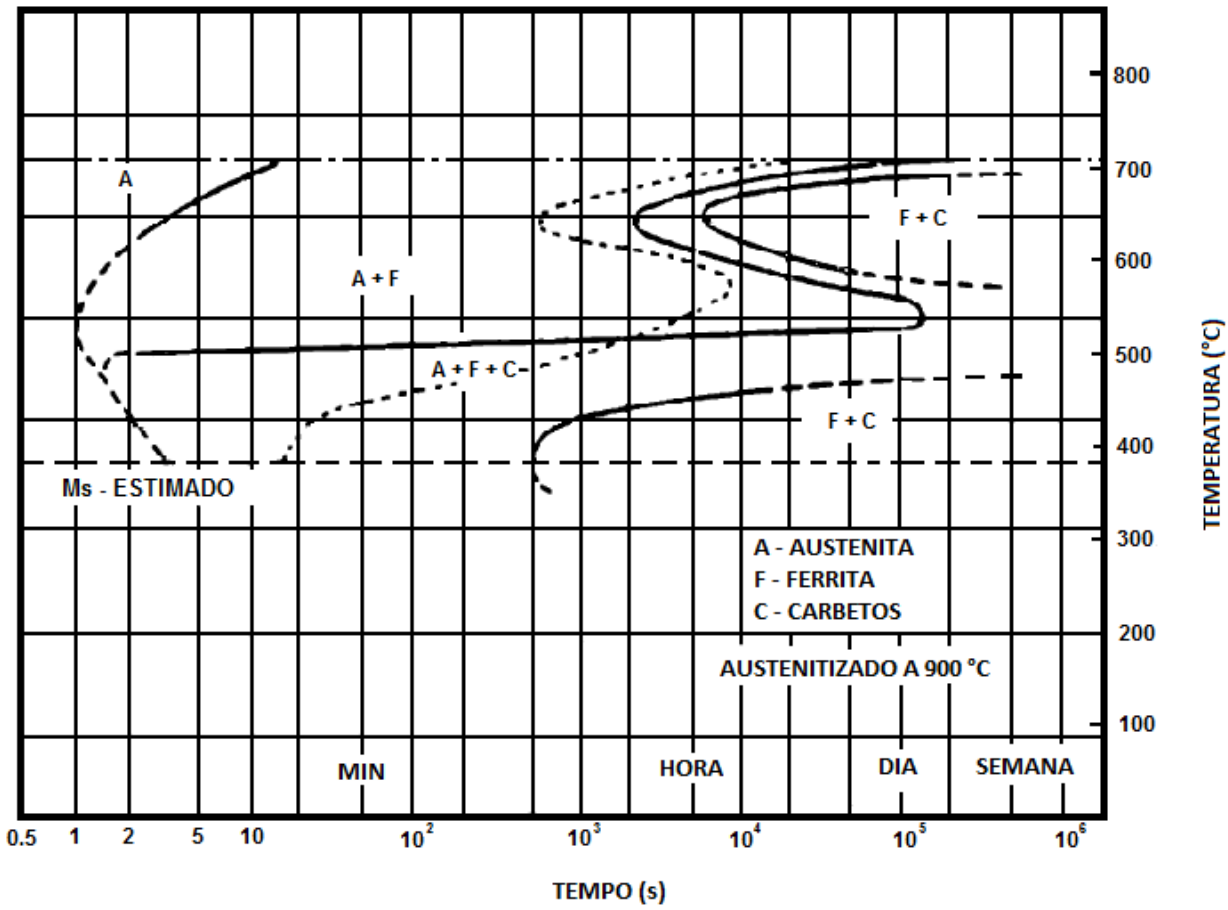


Figura I.7 – Diagrama de transformação isotérmica do aço HY-80 [27].

I.2.3 Soldabilidade do Aço HY-80

Apesar de possuir boa soldabilidade, alguns cuidados especiais devem ser tomados durante a soldagem do Aço HY-80, tais como controle do grau de restrição das juntas, a realização de preaquecimento, o controle de temperatura entre passes, a especificação do tipo de deposição, a realização de tratamento térmico de alívio de tensões entre outros. Estes cuidados visam à prevenção de possíveis defeitos característicos a estes tipos de aços como trincas induzidas por hidrogênio [28].

Os consumíveis para a soldagem do Aço HY-80 devem ser de baixo hidrogênio, devido a sua suscetibilidade a trincas a frio, bem como devem permitir obter um metal de solda com propriedades mecânicas similares a do metal base [28].

A soldagem dos aços da família HY era feita com consumíveis que permitissem obter metais de solda com resistência mecânica muito superior a do metal base. Esses consumíveis, sempre altamente ligados, induziam o aparecimento de trincas. Por esse motivo passou-se a utilizar consumíveis que resultassem na obtenção de um metal de solda com limite de escoamento e resistência mecânica similares as do metal base. Na prática adotam-se consumíveis de soldagem que forneçam metais de solda em que a razão do limite de escoamento e do limite de resistência mecânica seja menor que 0,9 (valor característico dos aços temperados e revenidos) diminuindo o risco de instabilidade plástica durante o serviço [28].

Durante o processo de soldagem, as regiões adjacentes às soldas sofrem um aquecimento a temperaturas acima da crítica, por um período de tempo capaz de provocar a austenitização parcial ou total da região. Com o resfriamento rápido ocorre a formação de martensita não revenida e extremamente frágil, propiciando o aparecimento de trincas devido basicamente ao fenômeno de fissuração a frio ou trinca induzida por hidrogênio com alta propensão à fratura frágil [25].

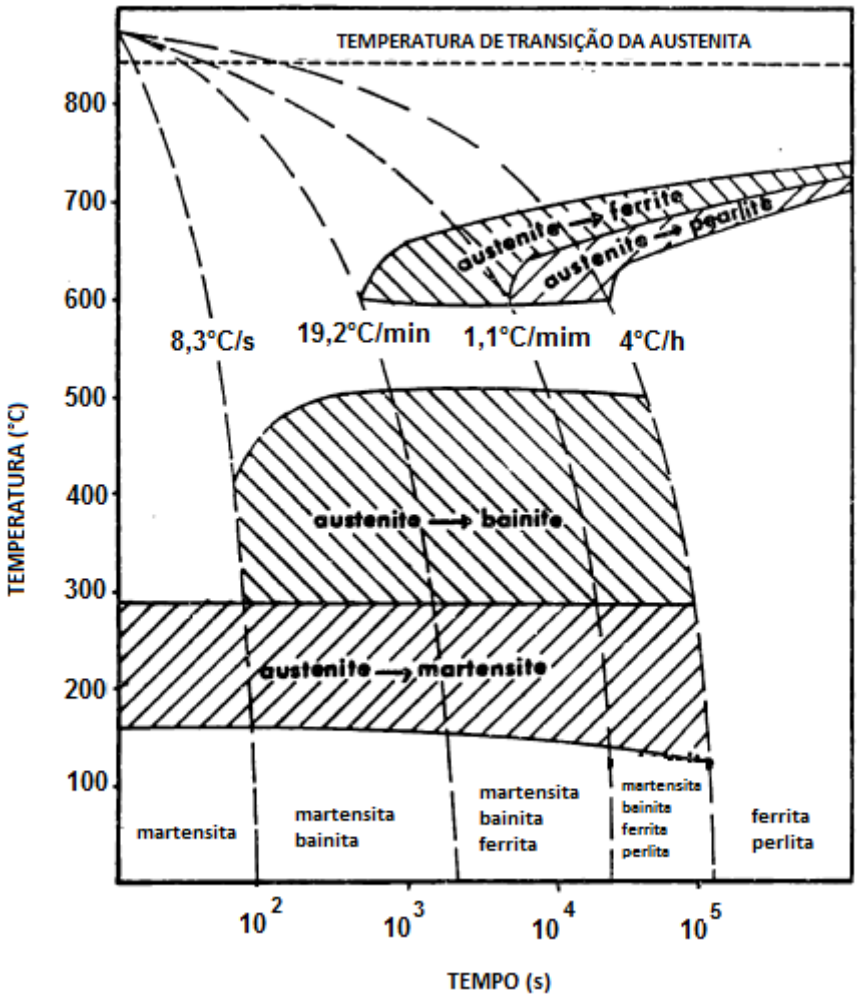


Figura I.8 – Diagrama de resfriamento com temperatura controlada do aço HY-80 [27].

I.2.4 Preaquecimento

O preaquecimento das juntas soldadas traz uma série de benefícios, como a redução da taxa de resfriamento, a redução da probabilidade de trincas induzidas por hidrogênio e melhorias na microestrutura final obtida.

A fissuração a frio (trincas induzidas por hidrogênio) é frequentemente observada na soldagem de aços da série HY. O aço HY-80 é geralmente preaquecido para a soldagem, pois este procedimento é propositalmente feito para eliminar o hidrogênio absorvido na soldagem e reduzir a velocidade de resfriamento, assim reduzindo a possibilidade de trincas a frio [27].

O preaquecimento e os procedimentos próprios de soldagem têm reduzido à concentração do hidrogênio difundido na poça de fusão. A presença de hidrogênio difundido na ordem de 8 cm^3 por 100 g não causam trincas induzidas por hidrogênio no HY-80. Reporta-se, também, que a tensão residual mínima para iniciar uma trinca aumenta no momento em que a concentração do hidrogênio difundido decresce de 32 para 14 cm^3 para cada 100 g. Em contraste, a presença de hidrogênio na ordem de 3 ppm inicia trincas na solda de aços HY-130.

Logo o preaquecimento prévio contribui para uma boa soldagem dos aços da série HY. O preaquecimento traz os seguintes benefícios: reduz as trincas induzidas por hidrogênio, reduz a velocidade de resfriamento que permite uma maior dissolução do hidrogênio para fora do metal de solda e previne a formação de microestruturas suscetíveis (martensita não revenida e martensita maclada são particularmente indesejadas) e elimina muitas possíveis fontes de hidrogênio, como umidade [10].

DEB et al. [10] realizaram um estudo sobre os efeitos da soldagem com e sem preaquecimento na zona termicamente afetada de juntas soldadas de Aço HY-80 pelo processo eletrodo revestido, com o intuito de verificar a variação na dureza e a microestrutura formada quando comparado os resultados da junta com e sem preaquecimento. A Figura I.9 mostra o resultado para os ensaios de dureza realizados, sendo o preaquecimento utilizado igual a 90 °C.

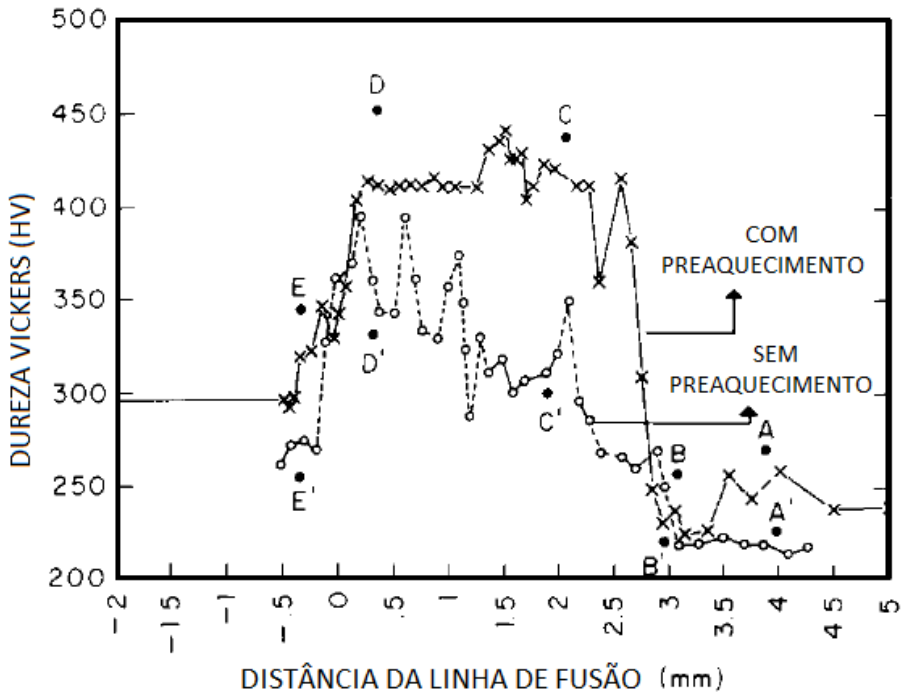


Figura I.9 – Ensaio de dureza de uma junta de aço HY-80 soldada com e sem preaquecimento [10].

Na Figura I.9, o ponto A representa o metal base, B é a região mais revenida do metal base próxima à região de grãos finos da zona termicamente afetada, C é a região de grãos finos da zona termicamente afetada, D é a zona de grãos grosseiros da zona termicamente afetada e E é a região da linha de fusão.

A Tabela I.9 apresenta a análise microestrutural das regiões A-E, explicitadas na Figura I.9, das soldas com e sem preaquecimento.

Tabela I.9– Resultado da análise microestrutural realizada por DEB et al. [10].

LOCAL	Com Preaquecimento	Sem Preaquecimento
A	Foi observada uma microestrutura de martensita revenida, três tipos distintos de bainita e uma estrutura composta de martensita e bainita revenida	Foi observada uma microestrutura de martensita revenida, três tipos distintos de bainita e uma estrutura composta de martensita e bainita revenida
B	Foi observado martensita revenida, bainita revenida e uma estrutura composta de martensita e bainita, além de carbetos com formato esferoidal.	Martensita revenida e uma mistura de carbetos finos e grosseiros.
C	Microestrutura formada de martensita auto revenida e estrutura composta de martensita e bainita revenida.	Martensita com cementita grosseira
D	Ripas de martensita e uma martensita auto revenida grosseira.	Microestrutura formada de martensita auto revenida, martensita em ripas e martensita revenida.
E	Martensita de baixo carbono em forma de ripas.	Martensita de baixo carbono em forma de ripas.

Analisando os resultados apresentados na Tabela I.9 e na Figura I.9 pode-se inferir que os maiores valores para a dureza foram observados na junta que recebeu preaquecimento e que as microestruturas mais estáveis foram encontradas na junta que recebeu preaquecimento, uma vez que as taxas de resfriamento foram menores e as transformações ocorreram mais lentamente.

Observando a Figura I.8, vê-se no diagrama de resfriamento controlado do Aço HY-80 que menores tempos de resfriamento produzem microestruturas martensíticas e bainíticas, enquanto que maiores tempos de resfriamento produzem uma microestrutura composta de martensita, bainita e ferrita. Quando se utiliza o preaquecimento, obtêm-se maiores tempos de resfriamento e, consequentemente, menor tendência de produzir microestruturas martensíticas que apresentam maiores valores de dureza. Observando a Tabela I.9, vê-se que as microestruturas observadas com preaquecimento são em sua maior parte martensíticas, o que estaria em concordância com os maiores valores de dureza observados Figura I.9.

I.2.5 Aporte Térmico

GIANETTO et al. [29] realizaram um estudo para avaliar a influência do aporte térmico na estrutura e propriedades de uma junta de aço HY-80 soldado pelo processo arco submerso com passe único.

A soldagem com passe único foi produzida com diferentes valores de aportes térmicos, sendo estes 1, 2, 3 e 4 kJ/mm. As dimensões do chanfro da junta foram aumentando para acomodar o crescimento do aporte térmico, mas mantendo o mesmo nível de diluição (50%) do metal base. A Tabela I.10 apresenta as condições de soldagem empregadas neste experimento.

Tabela I.10 – Parâmetros de soldagem utilizados por GIANETTO et al. [29].

Aporte térmico (kJ/mm)	Corrente (A)	Velocidade de deslocamento (mm/s)
1	400	12,5
2	450	7,8
3	500	5,9
4	570	5,1

Com voltagem: 35 V, extensão do eletrodo: 35 mm e preaquecimento de 93 °C

Os resultados exibidos na Tabela I.11, para os valores de resistência a tração do metal de solda das juntas de aço HY-80, utilizando as condições mostradas na Tabela I.10, apresentam que os valores de limite de escoamento encontrados foram maiores que os exigidos na norma MIL-S-16216K [13]. Verifica-se que o metal depositado com aporte térmico de 1 kJ/mm obteve uma tensão de escoamento muito alta e uma ductilidade muito baixa. Verificou-se também que ao aumentar-se o aporte térmico, houve um decréscimo no limite de escoamento, mas os resultados obtidos foram acima de 560 MPa.

A curva de transição para o metal de solda baseado em ensaio de Charpy-V de corpos de prova normalizados plotada por percentual de fratura dúctil versos temperatura é mostrada na Figura I.10 enquanto os valores de energia absorvida obtidos no ensaio de Charpy-V para o metal de solda é apresentado na Tabela I.12.

Tabela I.11 – Resultados dos ensaios de tração obtidos por GIANETTO et al. [29].

Soldagem nº	Aporte Térmico (kJ/mm)	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)	Redução da área (%)
HY-80-1	1	875	1124	18	54
HY-80-2	2	745	930	24	59
HY-80-3	3	680	858	25	64
HY-80-4	4	666	867	25	63
Requisito HY-80	----	552 - 690	----	20	50

Tabela I.12 – Resultado do ensaio de Charpy-V obtidos por GIANETTO et al. [29].

Amostra	Energia Absorvida (J)				
	-90 °C	-80 °C	-50 °C	-20 °C	20 °C
HY-80-1	12	18	24	25	26
HY-80-2	16	26	41	44	46
HY-80-3	18	26	51	54	54
HY-80-4	14	21	28	46	50
Requisito HY-80	----	----	----	81	----

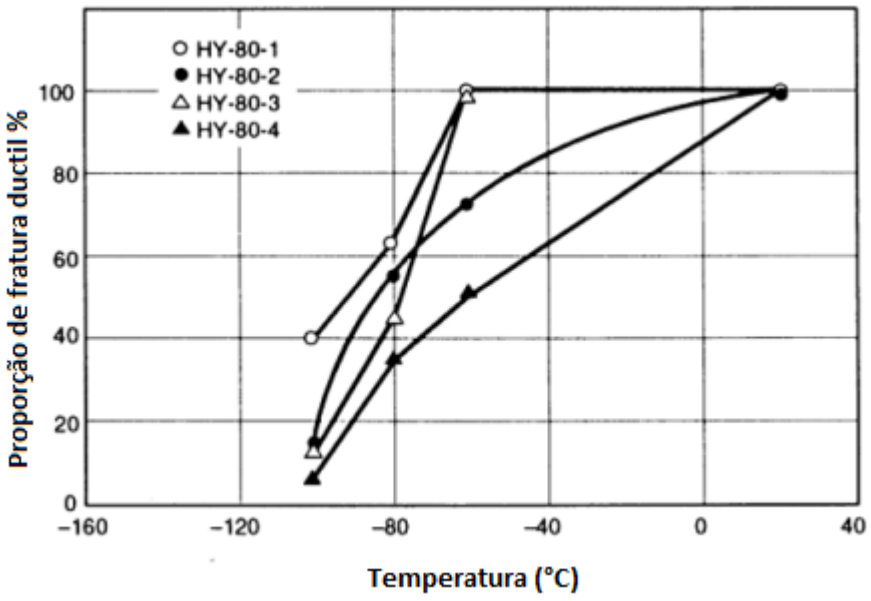


Figura I.10 – Curva de proporção de ductilidade observada por GIANETTO et al. [29].

Verifica-se que o baixo aporte térmico, 1 kJ/mm, fornece baixos valores de energia absorvida, enquanto que para o aporte térmico de 4 kJ/mm houve um aumento nos valores da energia absorvida.

Analisando a Figura I.10, verifica-se que o metal de solda do aço HY-80 soldado com baixo aporte térmico apresenta baixos valores de resistência ao impacto, apesar do comportamento dúctil a uma temperatura próxima de -80 °C. Para os metais de solda obtidos com aportes térmicos de 2 e 4 kJ/mm a fratura dúctil ocorre a uma temperatura próxima a -50 °C com transição para fratura por clivagem ocorrendo abaixo de -50 °C. Os metais de solda obtidos com aporte térmico de 1 e 3 kJ/mm apresentaram fratura totalmente dúctil a temperatura acima de 80 °C.

No estudo da microestrutura realizado por GIANETTO et al. [29] foram verificadas as seguintes situações:

- Para o aporte térmico 1 kJ/mm foi observada a presença de martensita em forma de ripas;
- Para os aportes térmicos 2 e 3 kJ/mm foi observada uma microestrutura composta de uma fina bainita com ilhas de constituintes martensita-austenita;
- Para o aporte térmico 4 kJ/mm foi observado uma microestrutura bainítica de grande dimensão.

Ainda no estudo de realizado por GIANETTO et al. [29], ocorreu uma variação significativa na dureza do metal de solda com a variação do aporte térmico, como pode ser observado na Tabela I.13. Quando há um aumento no aporte térmico de 1 para 2 kJ/mm verifica-se uma maior variação do que a apresentada quando há a variação entre 2, 3 e 4 kJ/mm. Este fenômeno pode ser justificado pela mudança na microestrutura obtida com as variações do aporte térmico, uma vez que para 1 kJ/mm há a predominância de martensita em ripas e para os aportes térmicos 2, 3 e 4 há uma predominância de bainita.

Tabela I.13 – Valores obtidos no ensaio de microdureza segundo GIANETTO et al. [29].

Aporte Térmico (kJ/mm)	**Microdureza (HV)**
1	369 (360 – 380)
2	309 (301 – 315)
3	289 (284 – 296)
4	283 (280 – 292)

Logo se verifica que o aporte térmico tem uma grande influência na soldagem do aço HY-80, onde se pode concluir que:

- O aumento do aporte térmico reduziu o limite de escoamento e a dureza do material;
- Ocorreram mudanças significativas na microestrutura resultante com a variação do aporte térmico;
- O aporte térmico mais baixo resultou em metais de solda com alto limite de escoamento e alta dureza, mas com baixa tenacidade.

Capítulo II – Materiais e Métodos

II.1 Materiais

II.1.1 Material de Base

Foram utilizadas como material de base chapas de Aço HY-80 nas dimensões 850 mm x 150 mm x 30 mm. A Tabela II.1 apresenta a composição química das chapas utilizadas.

Tabela II.1. Composição química das chapas de aço HY-80 (% em peso).

Material	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	Ti	V	Ceq(*)
Aço HY-80	0,149	0,215	0,062	<0,005	0,216	0,369	2,845	0,121	1,456	0,007	0,015	0,751
Requisito Aço HY-80 [13]	0,12-0,18	0,15-0,38	0,015	0,008	0,10-0,40	0,20-0,60	2,00-3,25	0,25	1,00-1,80	0,02	0,03	------

(*) Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/ 15 [30]

II.1.2 Materiais de Adição

Como materiais de adição foram utilizados eletrodos revestidos de 3,25 e 4,00 mm de diâmetro, de classificação AWS E10018M para soldagem pelo processo eletrodo revestido e arame sólido 1,20 mm de diâmetro, de classificação AWS ER120S-G, para soldagem pelo processo GMAW. A Tabela II.2 apresenta a composição química dos consumíveis utilizados, segundo informado pelos fabricantes.

Tabela II.2. Composição química dos consumíveis segundo o fabricante (% em peso).

Material	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	Ti	V
AWS E10018-M	0,05	0,22	0,008	0,005	1,27	0,45	1,9	----	0,08	----	----
AWS E120S-G	0,10	0,70	0,01	0,01	1,70	0,5	1,9	0,07	0,3	0,03	----

II.2 Procedimento de Soldagem

As juntas foram preparadas a partir das chapas conforme item II.1.1. A Figura II.1 apresenta detalhes da geometria da junta utilizada.

A preparação para soldagem consistiu de corte por serra mecânica e preparação do chanfro por usinagem.

As juntas foram preparadas com chanfro em meio V-45° e com abertura na raiz de 4,0 mm, conforme mostrado na Figura II.1.

As juntas foram preaquecidas à temperatura de 90°C, através de chama oxiacetilênica, e posteriormente foi realizada a soldagem multipasse, na posição plana, com uma temperatura máxima entre passes de 150°C, utilizando os processos eletrodo revestido e GMAW. A Figura II.2 apresenta a seqüência de deposição da junta soldada pelo processo eletrodo revestido e a Figura II.3 apresenta a sequência de deposição pelo processo MIG.

O controle do preaquecimento e da temperatura entre passes foi realizado através de pirômetro de contato, devidamente calibrado.

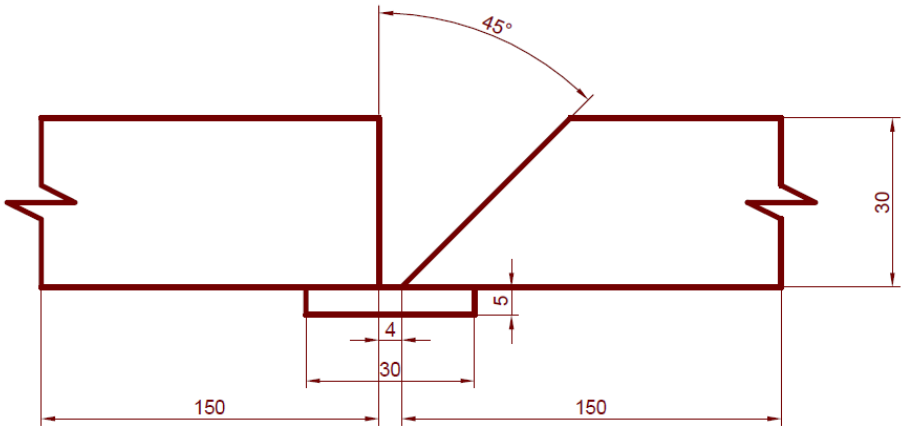


Figura II.1 – Detalhes da geometria da junta utilizada. Cotas em mm.

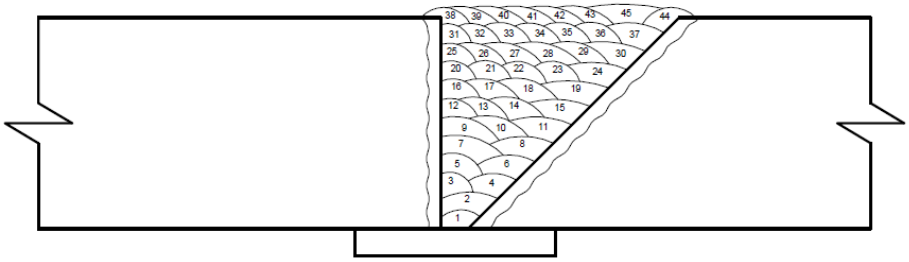


Figura II.2 – Detalhe da sequência de deposição da junta realizada com o processo eletrodo revestido.

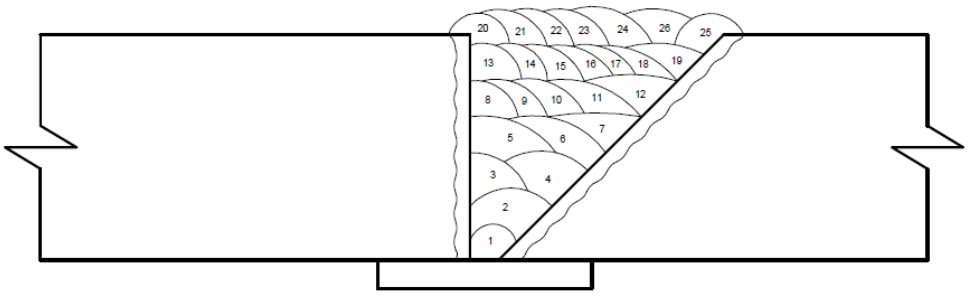


Figura II.3 – Detalhe da sequência de deposição da junta realizada pelo processo GMAW.

As Tabelas II.3 e II.4 apresentam os parâmetros de soldagem utilizados. Para o cálculo do aporte térmico foi considerada uma eficiência de 0,9 para ambos os processos [31].

Tabela II.3 – Parâmetros de soldagem da junta realizada com o processo eletrodo revestido.

Número		**Diam. (mm)**	**Corrente**		**Tensão (V)**	**Tempo de Arco (s)**	**AT (kJ/mm)**
Passe	**Camada**		**Tipo**	**Valor (A)**			
1	1	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	288	1,26
2	2	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	288	1,26
3	3	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	235	0,95
4	3	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	296	1,15
5	4	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	273	1,10
6	4	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	272	0,98
7	5	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	267	1,26
8	5	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	331	1,49
9	6	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	314	1,58
10	6	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	228	1,27
11	6	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	368	1,86
12	7	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	293	1,65
13	7	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	293	1,60
14	7	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	172	0,89
15	7	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	368	1,83
16	8	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	296	1,67
17	8	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	247	1,18
18	8	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	277	1,35
19	8	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	486	2,22
20	9	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	226	1,08
21	9	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	259	1,25
22	9	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	249	1,20
23	9	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	235	1,14
24	9	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	388	1,99
25	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	188	1,03
26	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	250	1,26
27	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	222	1,11
28	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	274	1,34
29	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	239	1,19
30	10	4,00	CC+	160 – 165	28 – 30	378	1,76
31	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	231	0,88
32	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	251	1,00
33	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	187	0,73
34	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	168	0,65
35	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	208	0,78
36	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	168	0,63
37	11	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	181	0,67
38	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	163	0,66
39	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	182	0,72
40	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	201	0,78
41	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	213	0,85
42	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	207	0,81
43	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	187	0,78
44	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	328	1,20
45	12	3,25	CC+	135 – 140	26 – 28	182	0,75
TOTAL		----	----	----	----	**11557**	----
MÉDIA		----	----	147 - 152	27 – 29	----	**1,26**

Tabela II.4 – Parâmetros da soldagem da junta realizada com o processo GMAW.

Número		Diam. (mm)	Corrente		Tensão (V)	Tempo de Arco (s)	AT (kJ/mm)
Passe	Camada		Tipo	Valor (A)			
1	1	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	340	2,50
2	2	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	289	2,15
3	3	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	186	1,42
4	3	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	264	1,88
5	4	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	177	1,25
6	4	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	179	1,22
7	4	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	287	1,89
8	5	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	164	1,14
9	5	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	160	1,03
10	5	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	171	1,16
11	5	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	161	1,06
12	5	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	208	1,48
13	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	133	1,00
14	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	129	0,94
15	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	157	1,12
16	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	159	1,14
17	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	153	1,08
18	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	156	1,12
19	6	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	183	1,27
20	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	147	1,07
21	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	127	0,90
22	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	147	1,06
23	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	136	0,98
24	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	140	0,99
25	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	149	1,05
26	7	1,2	CC+	212 – 232	29 – 31	199	1,42
TOTAL		----	----	----	----	**4701**	----
MÉDIA		----	----	**212 – 232**	**29 – 31**	----	**1,28**

Para a soldagem pelo processo GMAW, utilizou-se como gás de proteção, uma mistura do tipo 25% de CO_2 e 75% de Ar e com vazão de 18 l/min.

II.3 Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem (TTPS)

Após a soldagem, foram realizados tratamentos térmicos consistindo de aquecimento às temperaturas de 600°C e 650°C por 1 hora, nas juntas soldadas tanto pelo processo eletrodo revestido quanto pelo processo GMAW, sendo estas condições comparadas à condição das juntas como soldadas, uma vez que a temperatura de 600°C é indicada para o alívio de tensões e a de 650°C é indicada para o revenimento do aço HY-80, segundo a norma MIL-S-16216K [13].

Os TTPS foram realizados através de forno, com aquecimento por resistência elétrica, isolamento com manta térmica e controle de temperatura através de termopares, devidamente calibrados. Utilizaram-se taxas de aquecimento e resfriamento controladas de 200°C por hora.

II.4 Análise de Produtividade

Este trabalho utilizou a Taxa de Deposição (TD) como parâmetro para a análise comparativa da produtividade dos processos em questão. A Taxa de Deposição (TD) foi calculada pela relação entre o peso do metal depositado em Kg e o tempo total do arco aberto em horas [32], ou seja:

$$TD = \frac{Peso_{Metal\ Depositado}}{Tempo\ Total_{Arco\ Aberto}} (kg/h) \qquad \text{(Eq. II.1)}$$

II.5 Análise Química

Foi realizada análise química por espectrometria de emissão ótica, com espectrômetro de emissão ótica Spectorlab, no SENAI FIEMG, em corpos de prova extraídos das juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, objetivando determinar os teores dos principais elementos presentes nos metais de solda.

II.6 Ensaios Mecânicos

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

II.6.1 Ensaios de Tração

Os ensaios de tração foram realizados à temperatura ambiente, em corpos de prova padronizados conforme a norma ASTM A 370 [33], na quantidade de dois corpos de prova por condição analisada, retirados transversalmente ao cordão de solda, conforme a Figura II.4. O equipamento utilizado foi uma máquina universal de ensaios da marca Wolpert, modelo 60 TUZ 760, com capacidade de 60 tonf.

Os ensaios foram realizados na condição de como soldado e após tratamentos térmicos pós-soldagem, tanto para a junta soldada pelo processo eletrodo revestido quanto para a junta soldada com pelo processo GMAW.

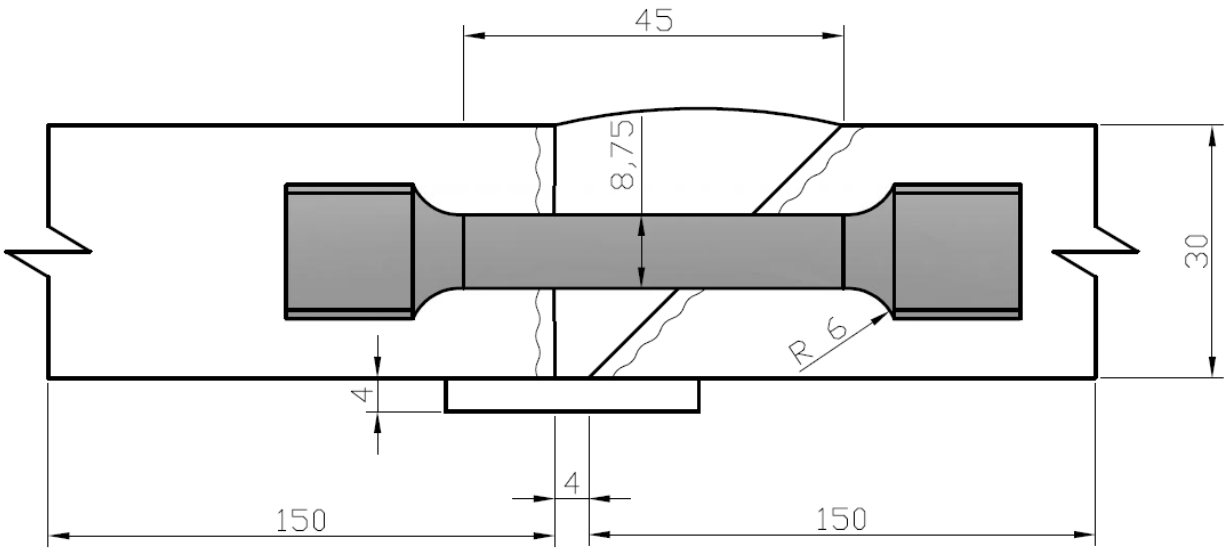


Figura II.4 - Esquema de retirada de corpos de prova para ensaio de tração. Cotas em mm.

II.6.2 Ensaio de Impacto Charpy-V

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V nas temperaturas de -40°C, -20°C e 0°C, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [33], na quantidade de três corpos de prova por condição analisada, retirados transversalmente ao cordão de solda, conforme mostrado na Figura II.5, e a 3 mm da superfície, sendo o entalhe posicionado no centro do cordão de solda, para as juntas soldadas pelo processo eletrodo revestido e GMAW nas condições como soldado e após tratamento térmico pós-soldagem a 600°C e 650°C.

Foram realizados ensaios de impacto Charpy-V à temperatura de -20°C, em corpos de prova normalizados (10 x 10 x 55 mm) de acordo com a norma ASTM A-370 [33], retirados transversalmente ao cordão de solda, conforme mostrado na Figura II.6, e a 3 mm da superfície, sendo o entalhe posicionado na zona termicamente afetada, para as juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW nas condições de como soldado após tratamento térmico pós-soldagem a 600 °C e 650 °C.

A realização dos ensaios à -20 para a ZTA e em 3 temperaturas para o metal de solda se deve ao fato que o MS é a região crítica, por ter os resultados mais baixos e, portanto, ser necessária uma avaliação mais criteriosa das variações da tenacidade ao impacto do mesmo.

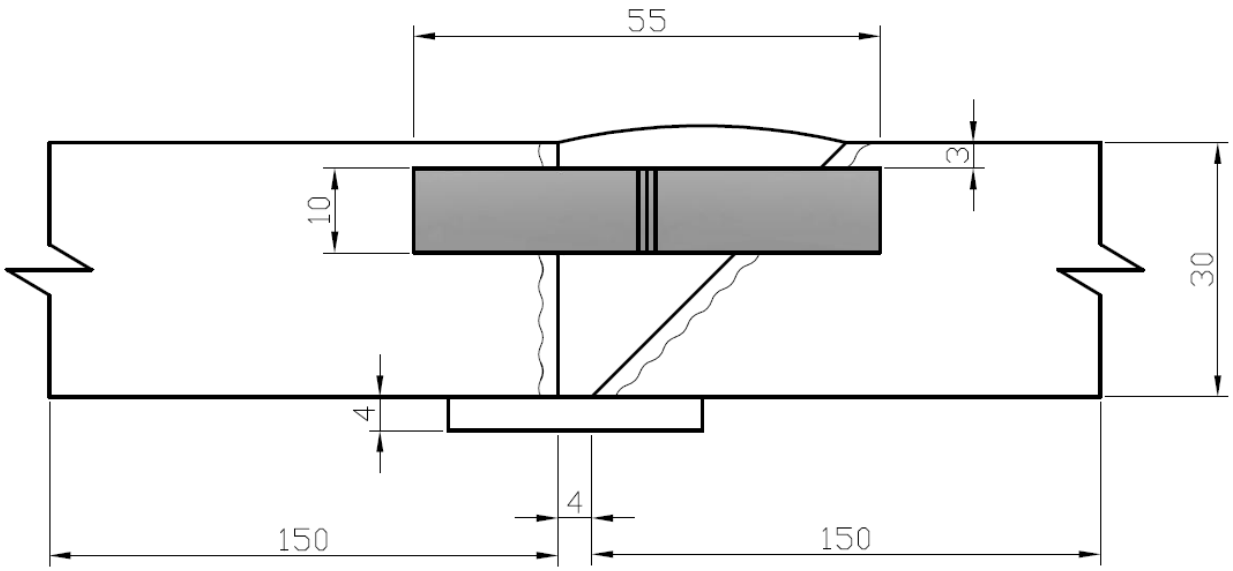


Figura II.5 – Esquema de retirada do corpo de prova Charpy-V do metal de solda. Cotas em mm.

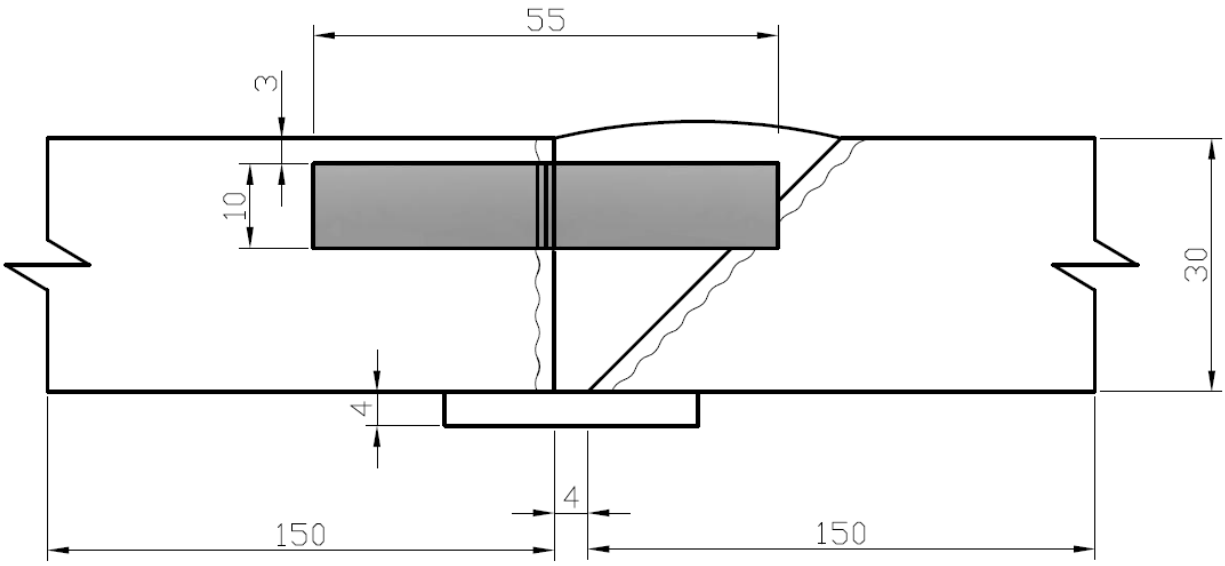


Figura II.6 – Esquema de retirada do corpo de prova Charpy-V da zona termicamente afetada. Cotas em mm.

II.6.3 Ensaios de Microdureza

Realizaram-se ensaios de dureza Vickers à temperatura ambiente, nas amostras metalográficas retiradas transversalmente ao cordão de solda. Na execução destes ensaios foi utilizado um microdurômetro da fabricação Instron-Wilson, modelo 402 MVD. A carga utilizada nos testes foi de 1 Kgf.

Os pontos tomados foram obtidos nas posições correspondentes aos entalhes dos corpos de prova de impacto Charpy-V no metal de solda (Figura II.7), na zona termicamente afetada (Figura II.8), e na transição metal de solda – zona termicamente afetada - metal de base a 3,00 mm da superfície da junta soldada (Figura II.9), para as juntas soldadas pelo processo eletrodo revestido e GMAW nas condições como soldado e após tratamento térmico.

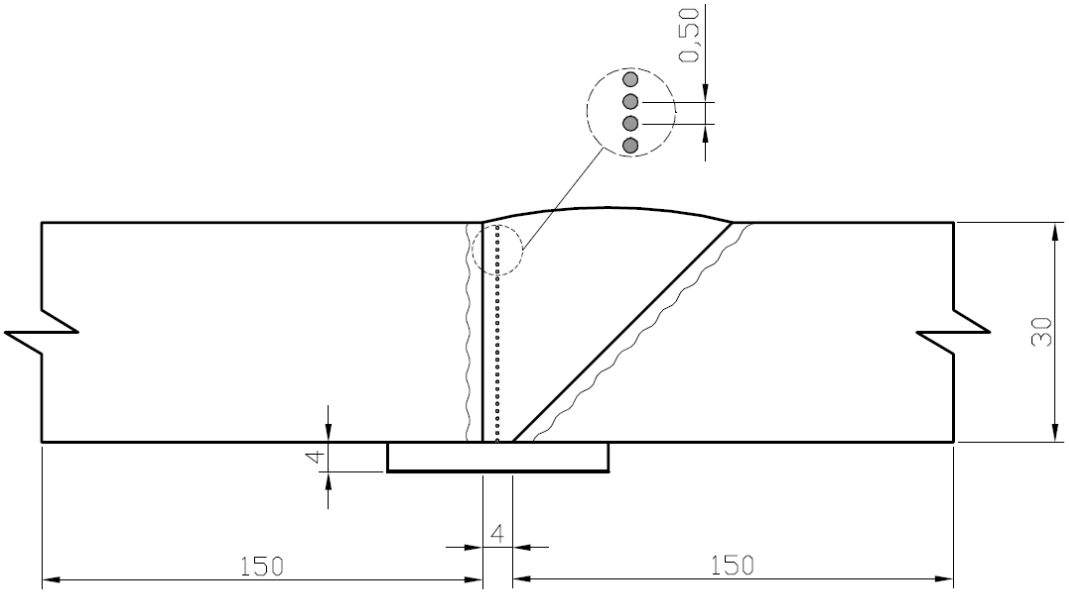


Figura II.7 – Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de microdureza Vickers no metal de solda. Cotas em mm.

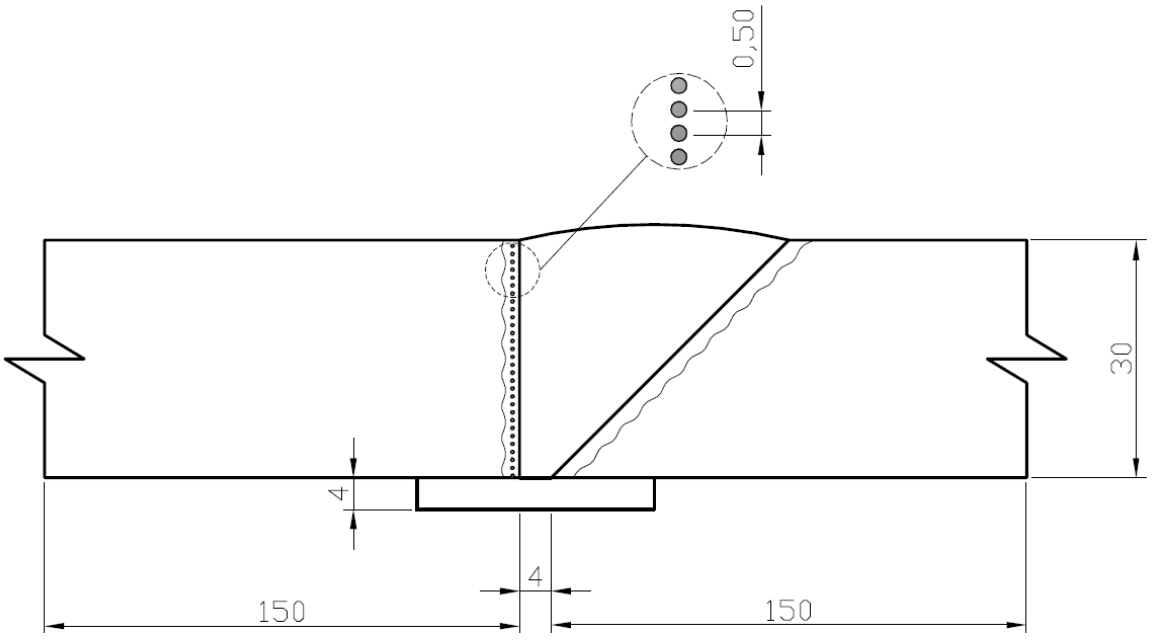


Figura II.8 – Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de microdureza Vickers na zona termicamente afetada. Cotas em mm.

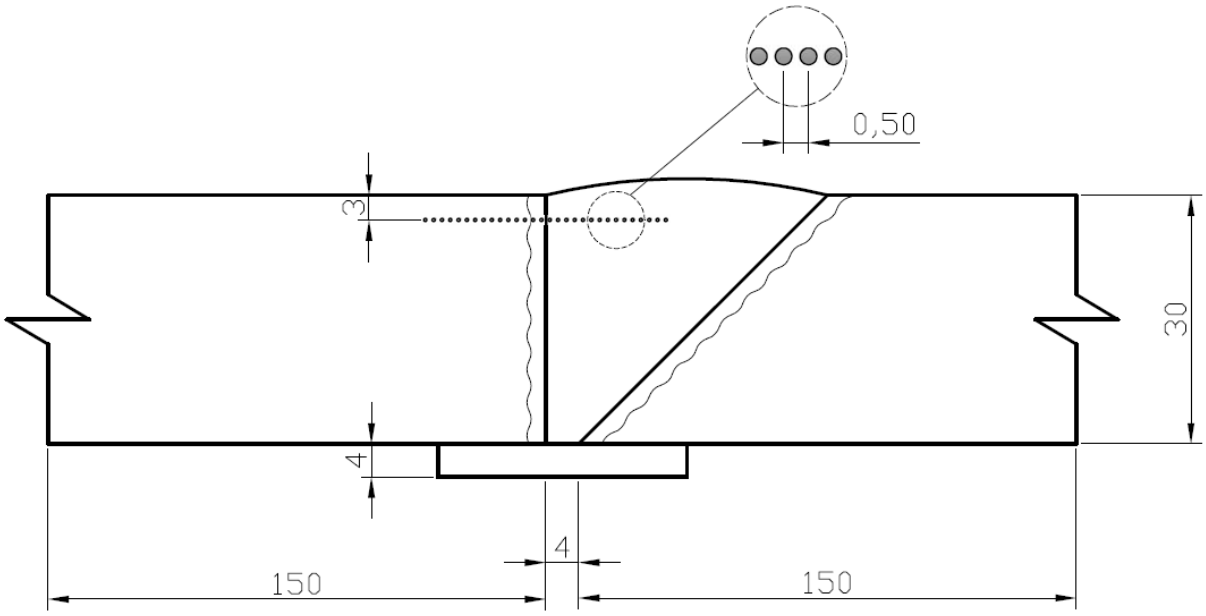


Figura II.9 – Localização e espaçamento entre pontos nos ensaios de microdureza Vickers na transição metal de solda – zona termicamente afetada - metal de base. Cotas em mm.

II.7 Ensaios Metalográficos

Realizou-se a análise metalográfica dos metais de solda, zona termicamente afetada e metal base, 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 realizou-se o ataque químico com reagente nital 10% para a macrografia e nital 2% para a micrografia.

Foi realizada a análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida dos metais de solda existentes na região do entalhe dos corpos-de-prova para ensaio de impacto Charpy-V, por microscopia ótica com aumento de 100X. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média de três contagens, ao longo de três segmentos de 10 mm, conforme esquematizado na Figura II.10. 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.

Foi realizada a análise das microestruturas presentes na região do entalhe Charpy-V posicionado na zona termicamente afetada, tanto na condição como soldado (CS) quanto após o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Foi realizada a análise das microestruturas presentes no último passe de soldagem, tanto na condição de como soldado (CS) quanto após o tratamento térmico pós-soldagem (TTPS).

Para análise por microscopia ótica, foi utilizado um microscópio ótico da marca OLYMPUS modelo BX-60M.

Realizou-se uma análise adicional por microscopia eletrônica de varredura (MEV), para uma caracterização mais detalhada das microestruturas presentes nas áreas descritas acima que são objetos de investigação e análise. Para a realização desta análise, utilizou-se um microscópio eletrônico da marca Cambridge modelo Camscan 3200 LV.

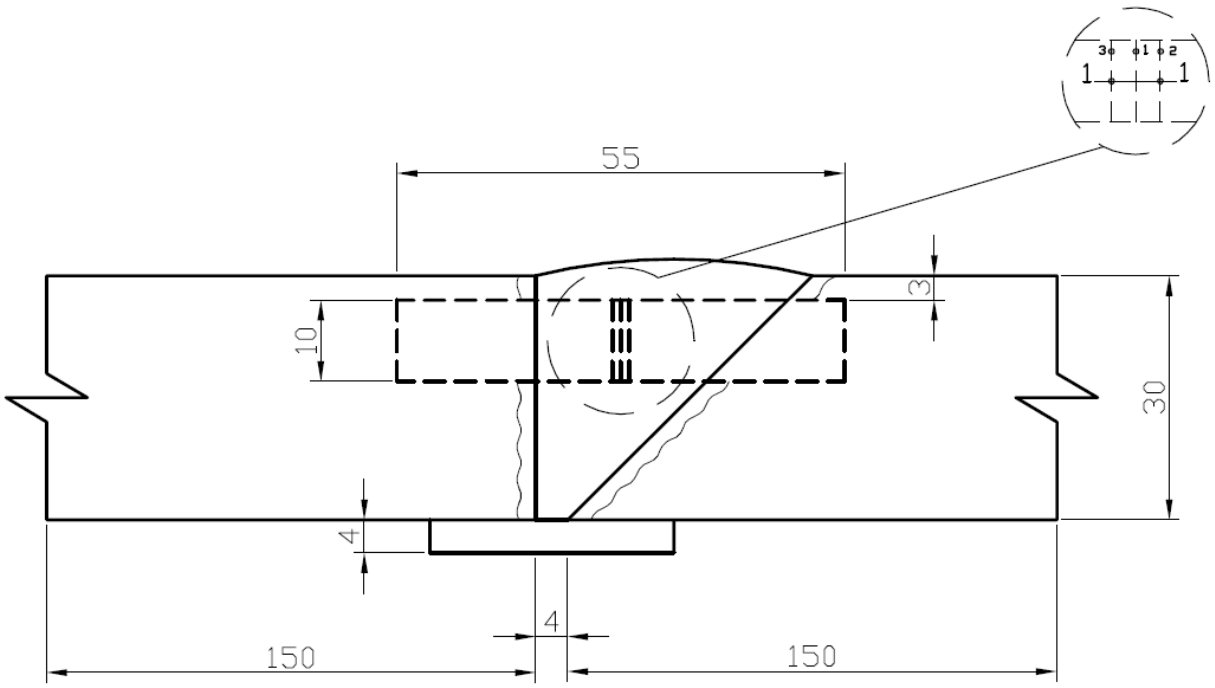


Figura II.10 – Detalhe da região na junta soldada onde foi realizada a análise quantitativa de região colunar e reaquecida, ao longo dos segmentos 1, 2 e 3. Cotas em mm.

Capítulo III – Resultados

III.1 Taxa de Deposição

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

Tabela III.1 – Taxa de Deposição nos processos eletrodo revestido e GMAW.

Processo	Peso do Metal de Solda (Kg)	Tempo de Arco Aberto (h)	Taxa de Deposição (Kg/h)
Eletrodo Revestido	5,11	3,21	1,59
GMAW	5,11	1,31	3,90

Verifica-se que a taxa de deposição pelo processo GMAW é cerca de 2,5 vezes superior ao processo eletrodo revestido.

III.2 Análise Química

A Tabela III.2 apresenta a composição química dos metais de solda obtidos pelos processos eletrodo revestido e GMAW, onde se notam as seguintes características principais:

a) O metal de solda da junta realizada pelo processo eletrodo revestido propiciou um carbono equivalente menor que o da junta GMAW;
b) O teor de carbono do metal de solda GMAW foi superior ao do metal de solda de eletrodo revestido e;
c) Os elementos químicos Mo, Ni e Mn encontram-se em teores muito próximo em ambos os metais de solda.

Tabela III.2 – Composição química dos metais depositados (% em peso).

Metal de Solda	C	Si	P	S	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	Ti	V	Ceq(*)
Eletrodo Revestido	0,068	0,258	0,026	0,006	1,351	0,454	1,924	0,024	0,213	0,008	0,012	0,559
GMAW	0,101	0,477	0,024	0,006	1,276	0,458	1,932	0,034	0,353	0,007	0,011	0,609

(*) Ceq = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Cu + Ni)/ 15 [30]

III.3 Ensaios Mecânicos

III.3.1 Ensaio de Tração

A Tabela III.3 e a Figura III.2 apresentam os resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas realizados nas diversas condições de análise, onde se verificam as seguintes características:

a) Todos os resultados obtidos de limite de escoamento e redução de área encontram-se superiores aos mínimos exigidos para o aço HY-80;
b) Somente os valores de alongamento foram inferiores aos mínimos exigidos, devendo-se destacar que se trata de valores obtidos de corpos de prova transversais;
c) Todos os corpos de prova romperam no metal base, conforme observado na Figura III.1, e;
d) O TTPS não propiciou reduções significativas nos valores do limite de escoamento e resistência mecânica para ambas as juntas soldadas.

Tabela III.3 – Resultados dos ensaios de tração das juntas soldadas.

Processo	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
GMAW	Como soldado	599	755	11,4	71,4
	TTPS 600°C	637	770	13,3	75,4
	TTPS 650°C	590	732	14,0	69,5
Eletrodo Revestido	Como soldado	624	775	16,1	75,5
	TTPS 600°C	663	736	18,0	77,3
	TTPS 650°C	568	715	13,5	77,7
Metal Base	------	586	703	21,8	79,1
Requisito [13]	------	552-690	Ne	20,0	50,0

Obs.: Os resultados correspondem aos valores médios de dois ensaios.

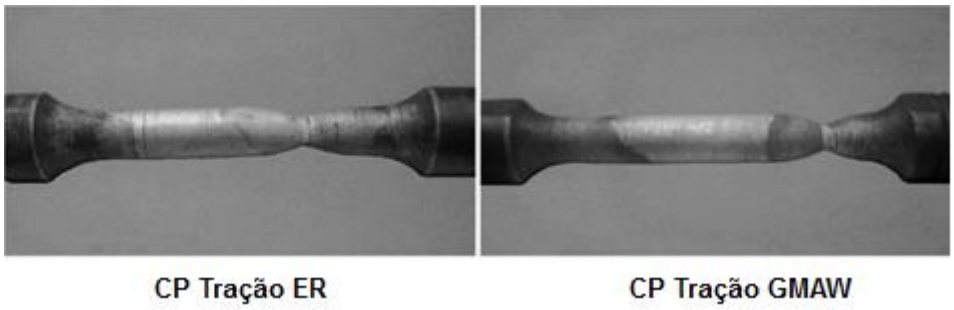


Figura III.1 – Corpos-de-prova de tração dos processos eletrodo revestido (ER) e GMAW ensaiados. Ruptura no metal base.

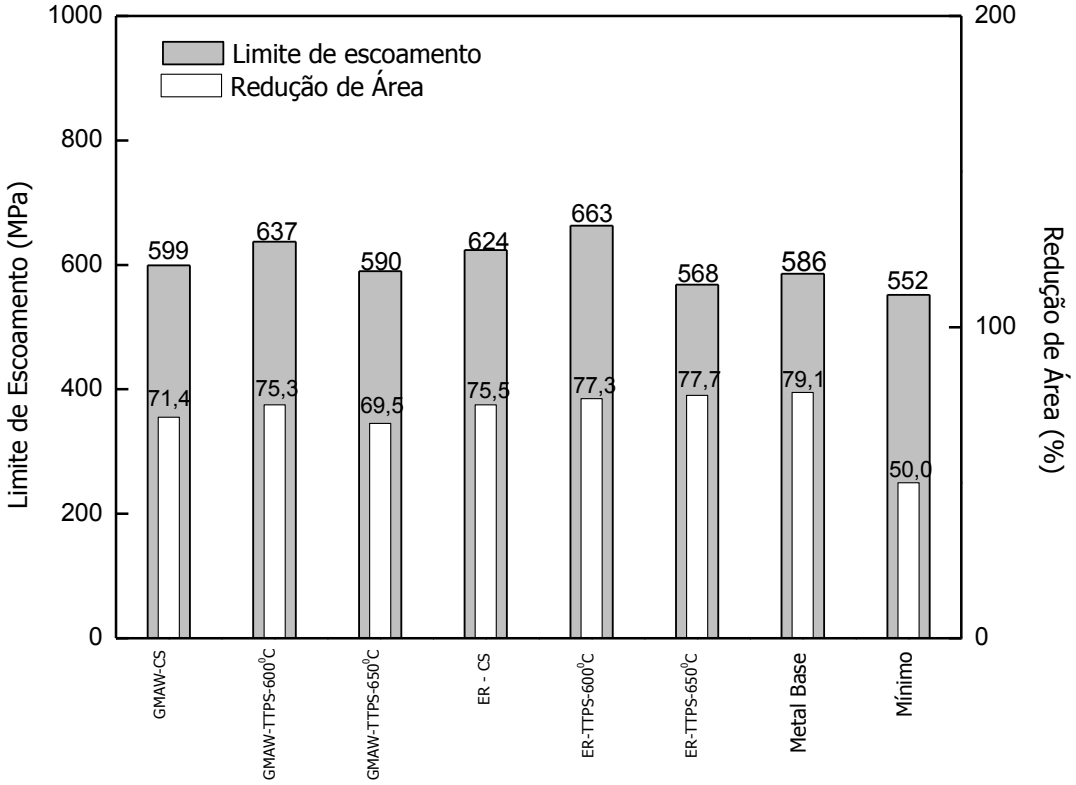


Figura III.2 – Resultados dos ensaios de tração transversais.

III.3.2 Ensaios de impacto Charpy-V

A Tabela III.4 e Figuras III.3 e III.4 apresentam os resultados dos ensaios de impacto Charpy-V para todas as condições de análise, onde se notam as seguintes características:

a) Todos os resultados obtidos encontram-se superiores aos mínimos exigidos pela norma para o aço HY [13];
b) Os melhores valores de energia absorvida foram obtidos para o metal base, enquanto os menores valores foram propiciados pelo metal de solda;

c) O TTPS promoveu uma melhoria da tenacidade ao impacto para o metal de solda e para a ZTA para ambos os processos de soldagem e;
d) Os valores de energia absorvida obtidos pelo processo eletrodo revestido foram ligeiramente superiores aos do processo MIG, tanto para a ZTA quanto para o metal de solda.

Tabela III.4 – Resultados dos ensaios de impacto Charpy-V dos metais de solda, em joules.

Processo	Condição	Posição	T (°C)	1º Ensaio	2º Ensaio	3º Ensaio	Média
GMAW	Como Soldado	Metal de Solda	0	94	113	105	104
			-20	91	103	99,5	97,8
			-40	95	90	95	93,3
		ZTA	-20	229	235	239	234,3
	TTPS 600°C	Metal de Solda	0	127	124	130	127
			-20	122	123	120	121,7
			-40	100	117	122	113
		ZTA	-20	242	258	269	256,3
	TTPS 650°C	Metal de Solda	0	106	108	106	106,7
			-20	101,5	103,5	106,0	103,7
			-40	99	89	95	94,3
		ZTA	-20	250	257	288	265,0
Eletrodo Revestido	Como Soldado	Metal de Solda	0	130	121	138	129,7
			-20	108,5	117,0	130,5	118,7
			-40	87	100	107	98
		ZTA	-20	221	239	247	235,7
	TTPS 600°C	Metal de Solda	0	129	141	133	134,3
			-20	116	116	118	116,7
			-40	103	96	105	101,3
		ZTA	-20	253	278	287	272,7
	TTPS 650°C	Metal de Solda	0	151	175	160	162
			-20	133,5	129	116	126,2
			-40	108	100	117	108,3
		ZTA	-20	272	299	275	282,0
Metal Base	----	Metal Base	-60	322	317	315	317,7
			-40	323	320	312	320,7
			-20	331	275	278	294,8
			0	329	317	340	328,7
			20	316	306	313	311,7
Requisito	----	----	-20	----	----	----	81

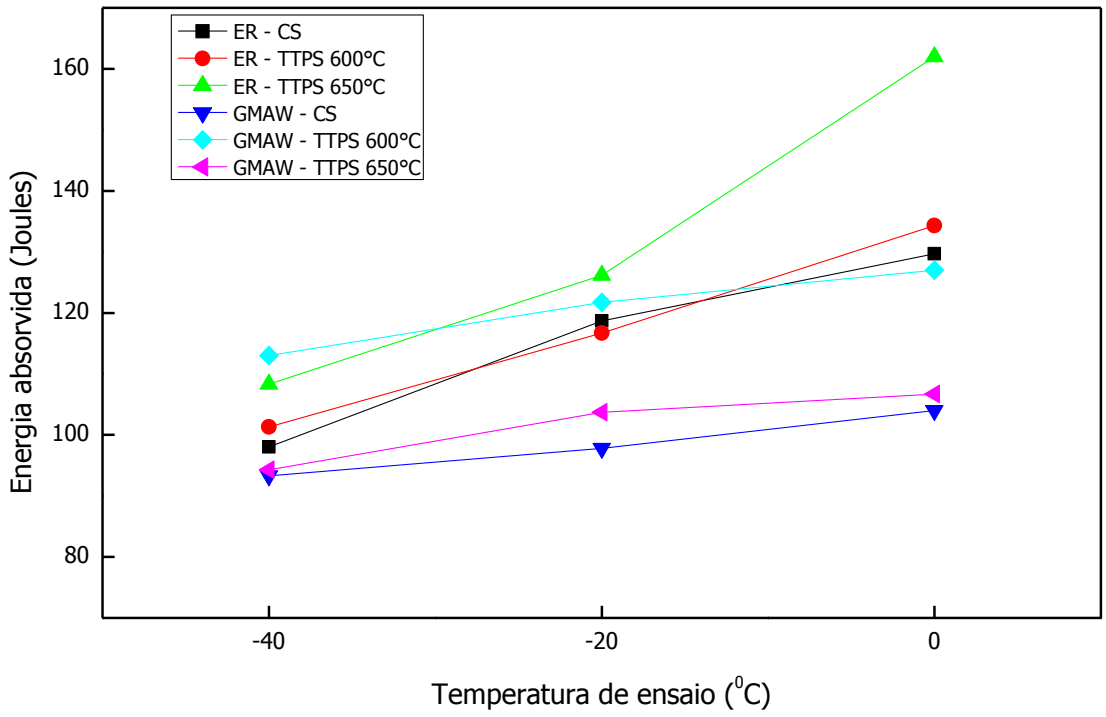


Figura III.3 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V para o metal de solda.

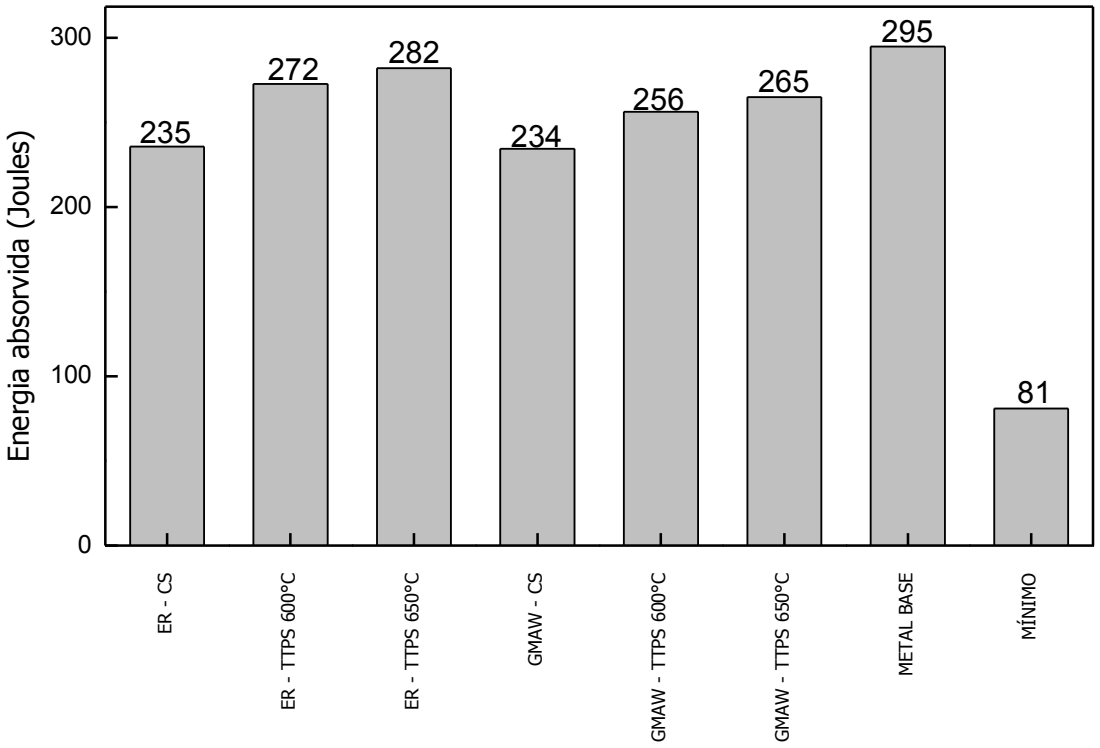


Figura III.4 – Energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V a -20°C na ZTA.

III.3.3 Ensaio de Microdureza

As Figuras III.5 e III.6 apresentam os perfis de dureza obtidos para os metais de solda das juntas soldadas nas condições CS e TTPS. As Tabelas III.5 e III.6 apresentam os valores de dureza obtidos para a zona termicamente afetada das juntas soldadas nas condições CS e TTPS na região do entalhe Charpy-V e as Figuras III.7 e III.8 apresentam os perfis de dureza obtido a 3 mm da superfície da junta soldada e compreendendo o metal de solda, zona termicamente afetada e metal base, onde se notam as seguintes características:

a) Em ambos os casos, verificou-se um aumento substancial de dureza na ZTA, em um ponto aproximadamente a 1,0 mm da linha de fusão, sendo 426 HV para a junta GMAW e 422 HV para a junta ER;
b) As durezas das condições do estado de como soldado apresentaram valores superiores em ambos os casos, exceto para o metal base, onde se verificou valores uniformes em todas as situações;
c) O perfil de dureza do metal de solda obtido pelo processo GMAW apresentou variação maior quando comparado com os resultados do perfil de dureza obtido para o metal de solda do processo eletrodo revestido;
d) O metal de solda apresentou valores de dureza intermediários, sendo que os da junta GMAW CS foram superiores aos da junta ER CS, sendo ambos inferiores a 350 HV para todas as condições de análise e;
e) O TTPS promoveu uma redução na dureza da ZTA em ambos os casos, para valores abaixo de 300 HV.

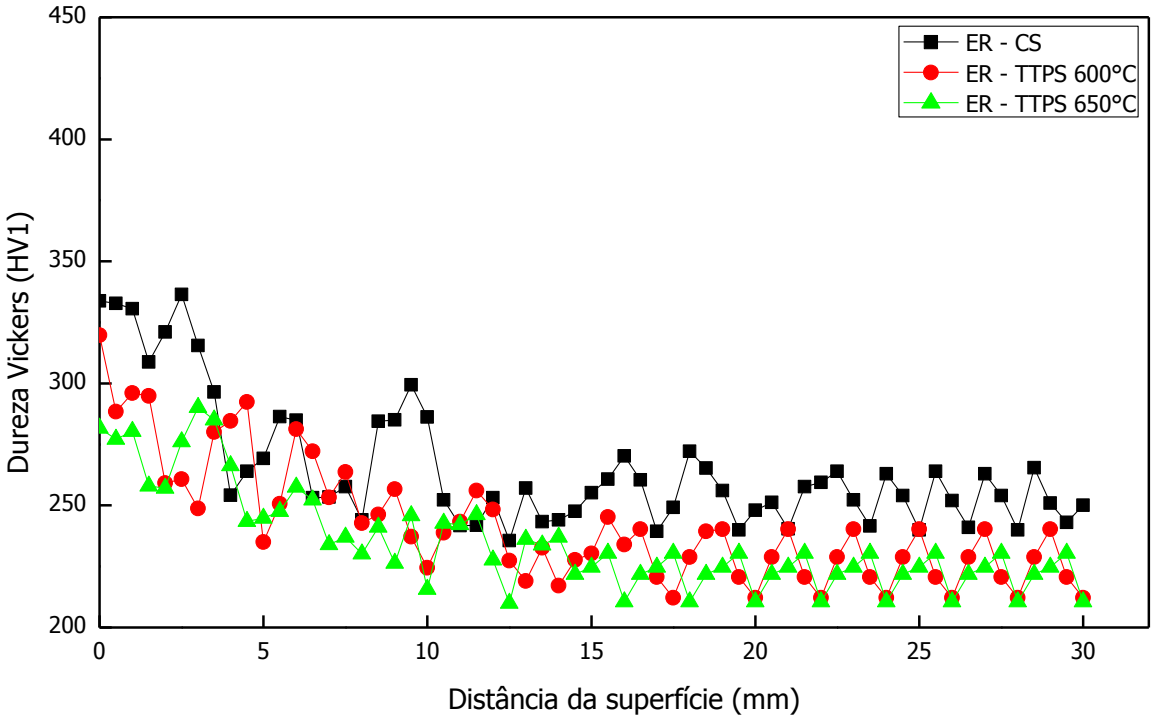


Figura III.5 – Perfil de dureza Vickers do metal de solda da junta soldada pelo processo eletrodo revestido.

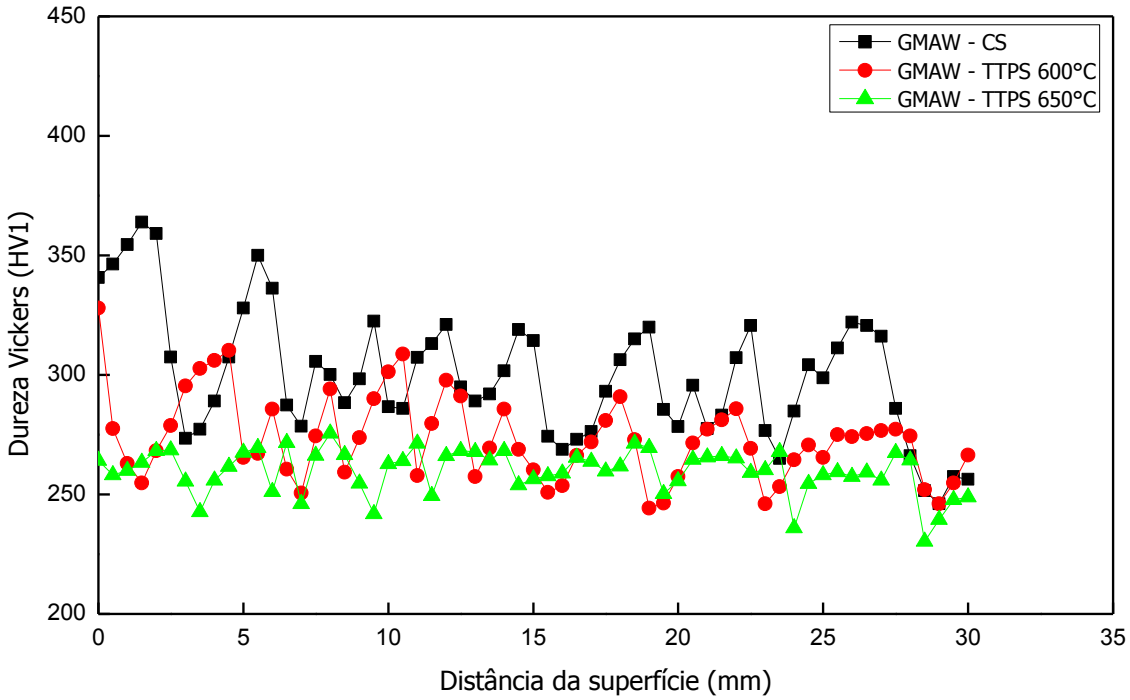


Figura III.6 – Perfil de dureza Vickers do metal de solda da junta soldada pelo processo GMAW.

Tabela III.5 – Valores de dureza Vickers (HV1) na zona termicamente afetada da junta soldada pelo processo eletrodo revestido onde foi posicionado o entalhe Charpy-V.

POSIÇÃO (mm)	Condição		
	ER - Como Soldado	ER-TTPS a 600°C	ER- TTPS a 650°C
3,0	376	301	261
4,0	377	283	258
5,0	356	289	276
6,0	326	289	260
7,0	364	285	261
8,0	387	291	270
9,0	329	275	260
10,0	325	295	286
11,0	309	276	285
12,0	362	254	267
13,0	379	265	268

Tabela III.6 – Valores de dureza Vickers (HV1) da zona termicamente afetada da junta soldada pelo processo GMAW onde foi posicionado o entalhe Charpy-V.

POSIÇÃO (mm)	Condição		
	GMAW-Como Soldado	GMAW -TTPS a 600°C	GMAW - TTPS a 650°C
3,0	390	299	268
4,0	379	308	266
5,0	327	313	251
6,0	320	280	279
7,0	339	298	269
8,0	358	317	276
9,0	305	298	260
10,0	331	308	262
11,0	340	306	294
12,0	385	256	261
13,0	399	284	258

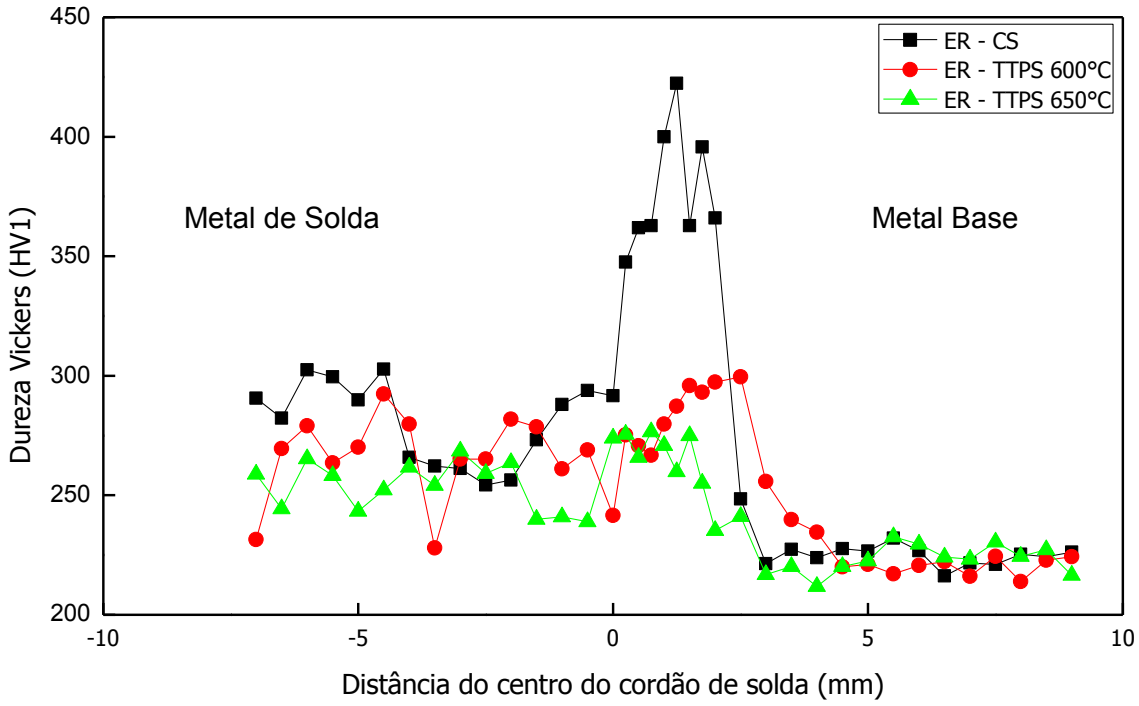


Figura III.7 – Perfil de dureza Vickers da junta soldada pelo processo eletrodo revestido.

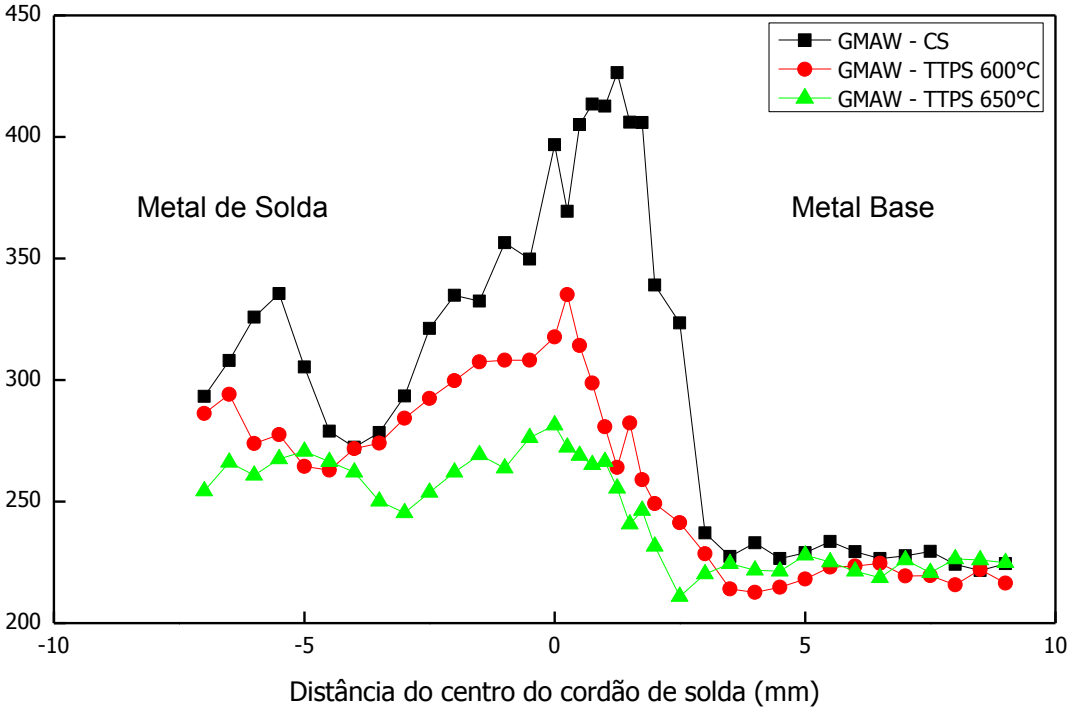


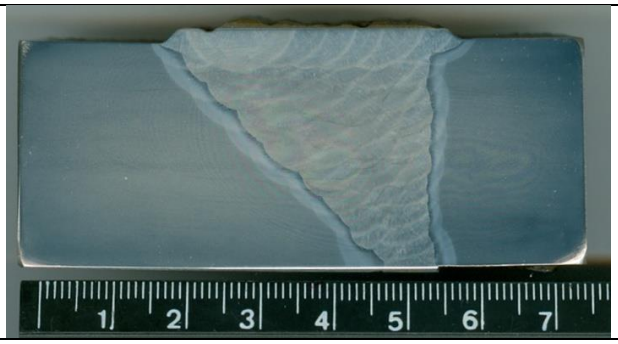
Figura III.8 – Perfil de dureza Vickers da junta soldada pelo processo GMAW.

III.4 Ensaios Metalográficos

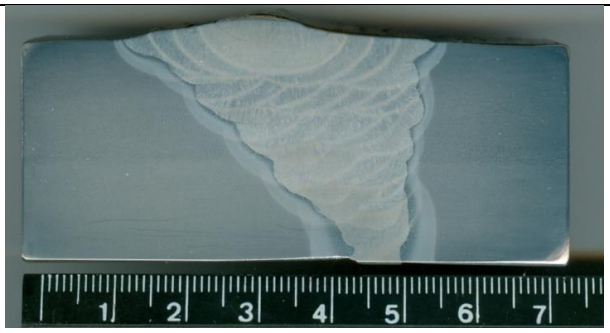
III.4.1 Macrografia

A Figura III.9 apresenta o aspecto macrográfico das juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, onde se observa o aspecto da soldagem multipasse e o menor número de passes utilizado para o preenchimento da junta com o processo GMAW, em função de sua maior produtividade.

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.



Eletrodo Revestido



GMAW

Figura III.9 – Macrografia das juntas soldadas. Ataque: nital 10%.

III.4.2 Micrografia

A Tabela III.7 apresenta o resultado da análise quantitativa dos percentuais de região colunar e reaquecida para ambos os processos de soldagem. Os percentuais foram obtidos considerando-se a média da contagem de três segmentos de 10 mm localizados na região do entalhe dos corpos de prova para o ensaio de impacto Charpy-V no metal de solda conforme já apresentado na Figura II.10.

.

Tabela III.7 - Percentual de região colunar e reaquecida dos metais de solda.

Processo	Região Colunar (%)	Região Reaquecida (%)
Eletrodo Revestido	43	57
GMAW	54	46

Conforme mostra a Tabela III.7, as amostras obtidas pelo processo eletrodo revestido apresentaram um percentual maior de região reaquecida em comparação às amostras obtidas pelo processo GMAW.

As Figuras III.10 a III.23 apresentam a caracterização microestrutural observada por microscopia ótica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) do metal base, metal de solda e zona termicamente afetada, nas condições como soldado e após TTPS.

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

a) Em ambos os casos, observou-se a ocorrência de martensita revenida na ZTA, tanto na região de grãos grosseiros (RGGZTA) quanto na região de grãos finos (RGFZTA);
b) A microestrutura do metal base é constituída de martensita revenida;
c) Em ambos os casos, a microestrutura do metal de solda é constituída de martensita e bainita revenida, com pequenas proporções de ferrita acicular e;
d) O efeito do TTPS é somente de promover um revenimento adicional nas microestruturas.

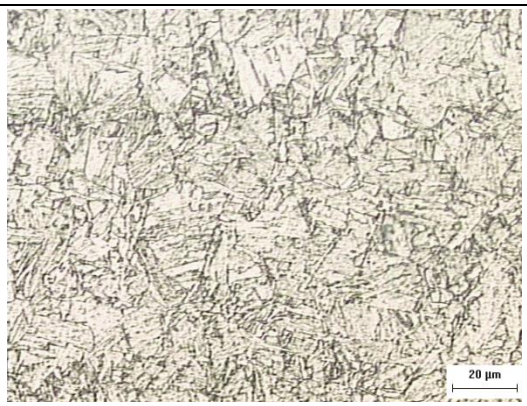
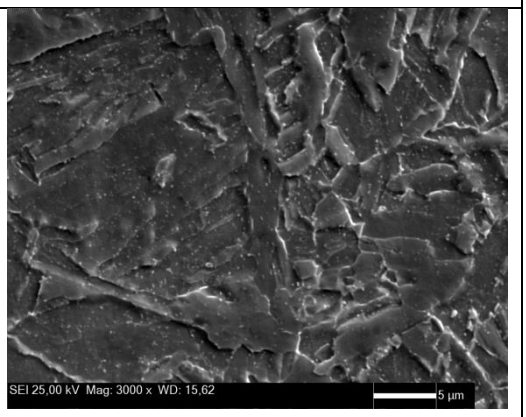
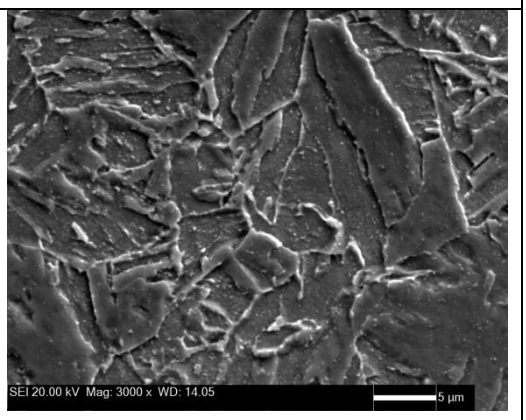
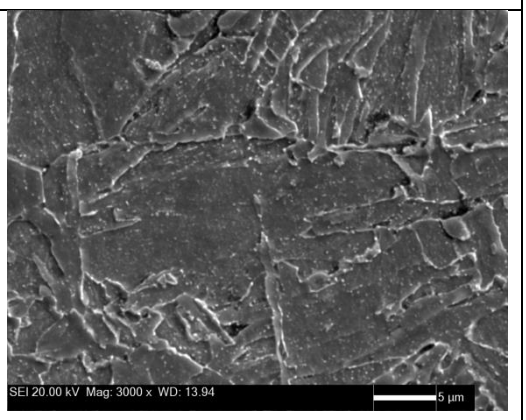
Condição	Microscopia Ótica (MO) Aumento 500X	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) Aumento 3000X
Como Recebido		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.10 – Microestrutura do metal base.

Ataque: nital 2%.

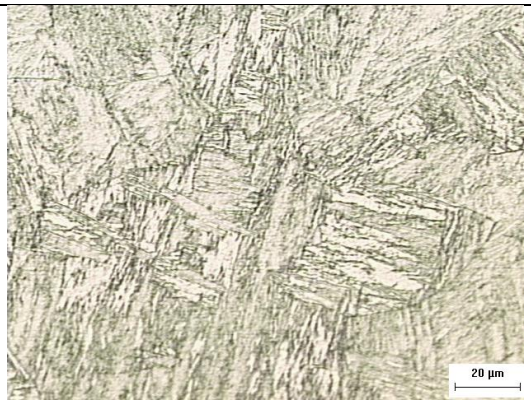
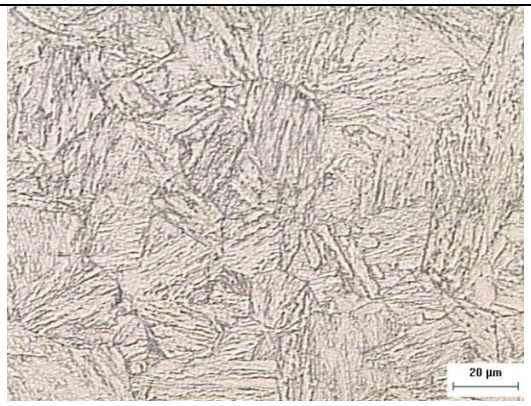
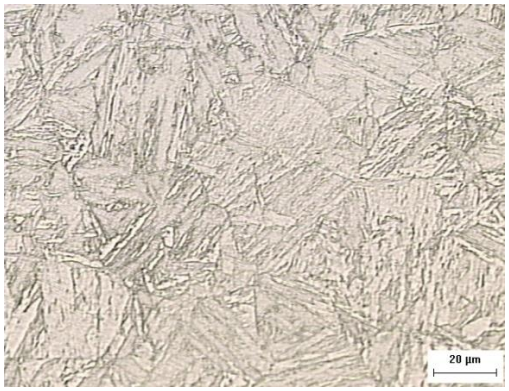
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.11 – Microestruturas das regiões de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (RGGZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO).
Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.

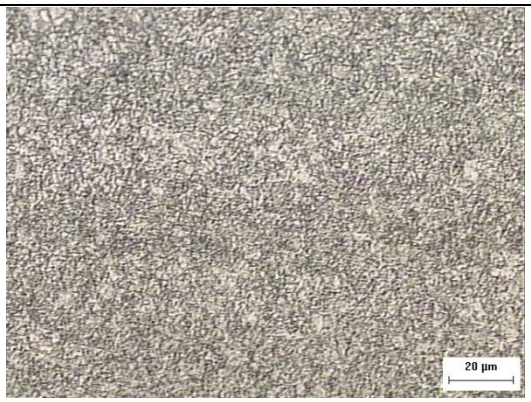
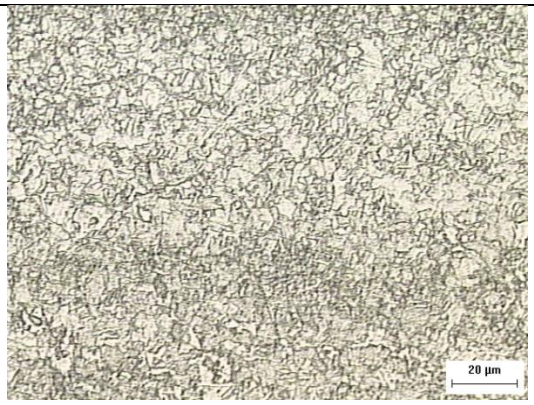
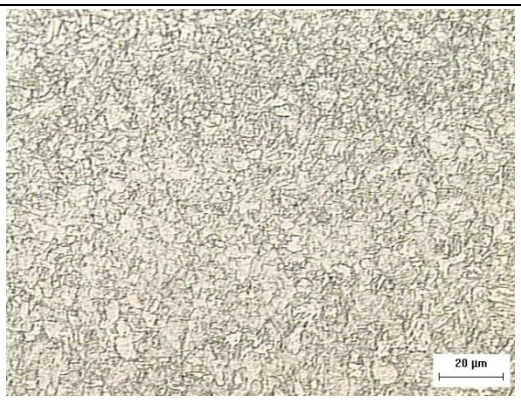
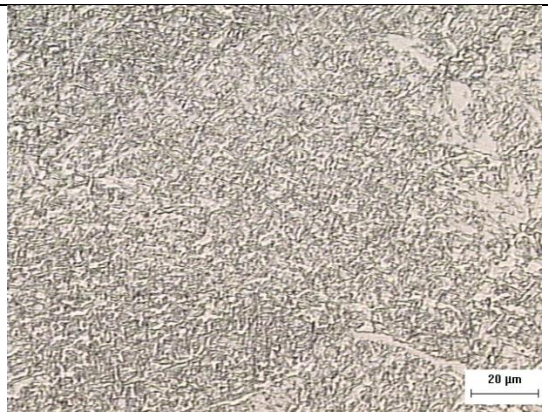
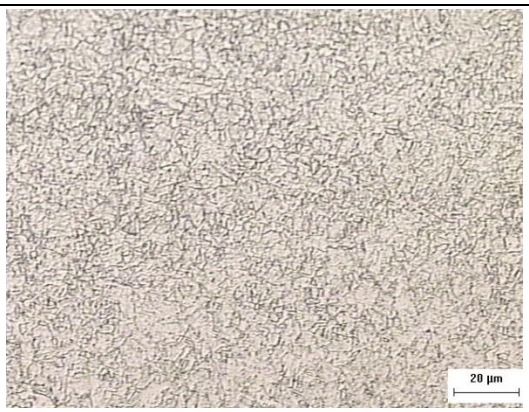
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.12 – Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada (RGFZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO).
Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.

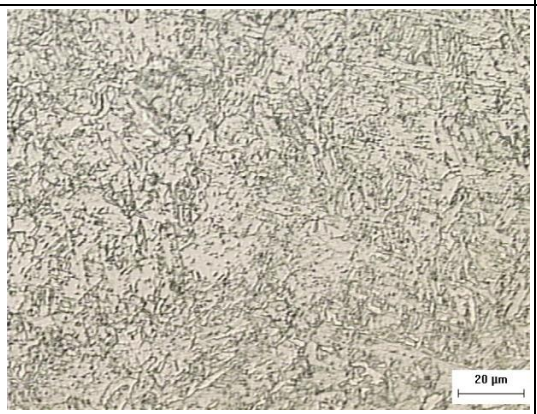
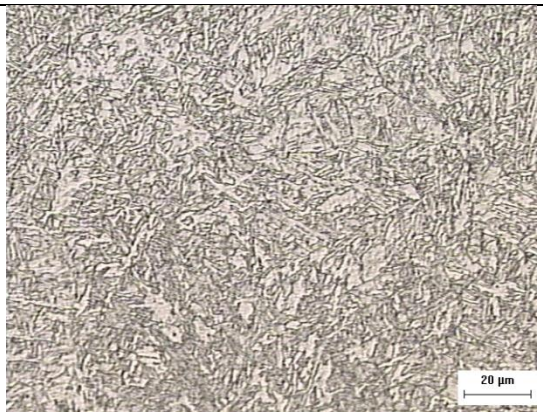
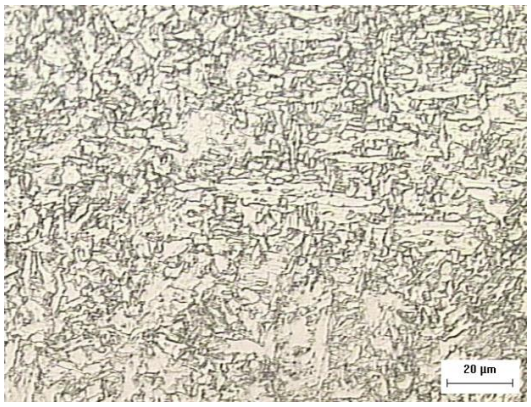
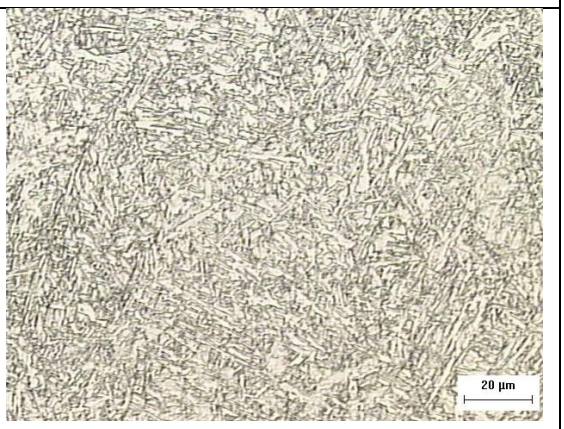
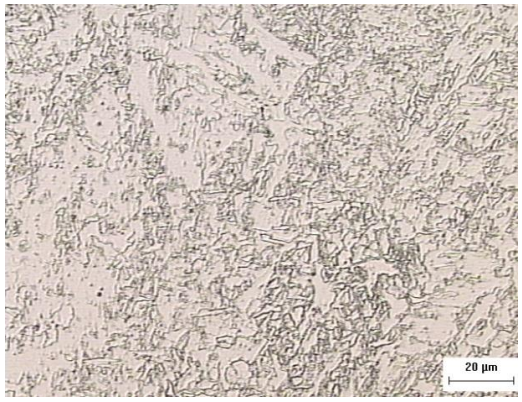
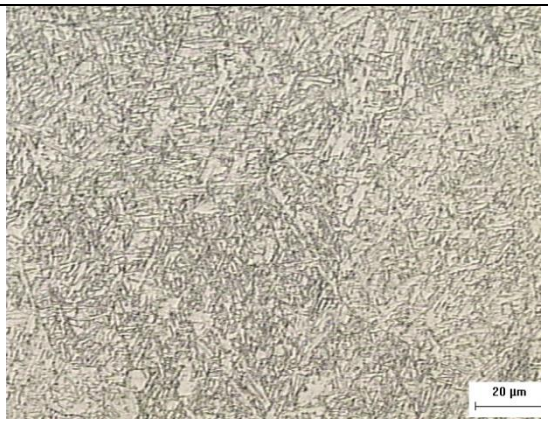
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.13 – Microestruturas dos metais solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MO).

Aumento: 500 X. Ataque: nital 2%.

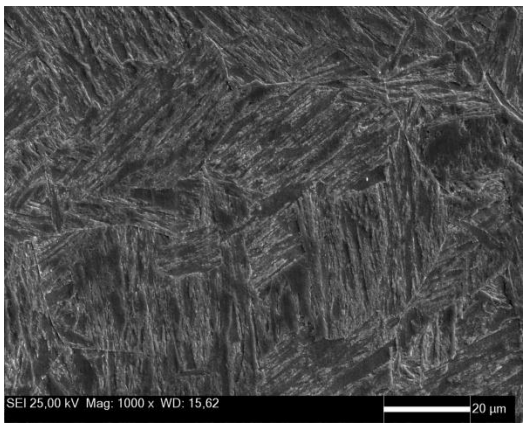
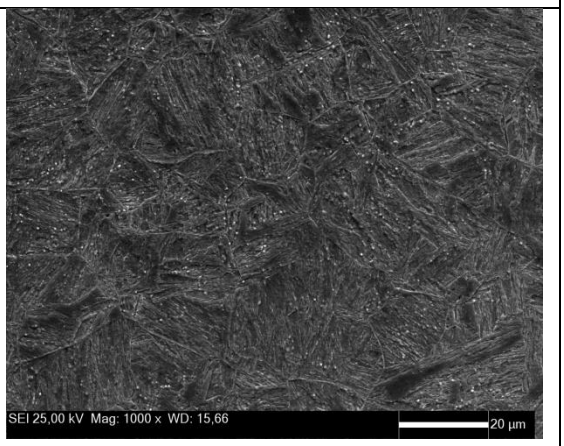
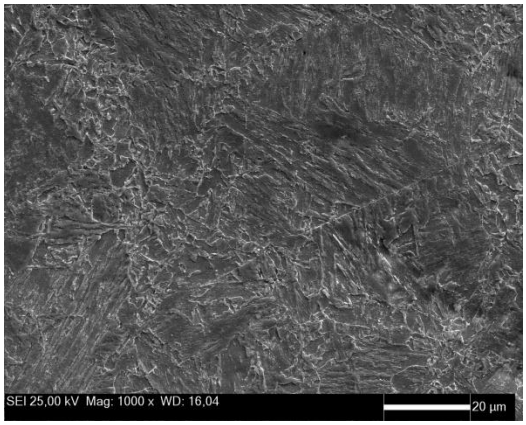
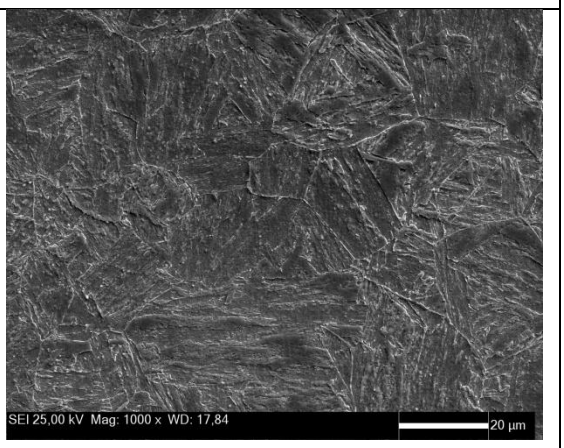
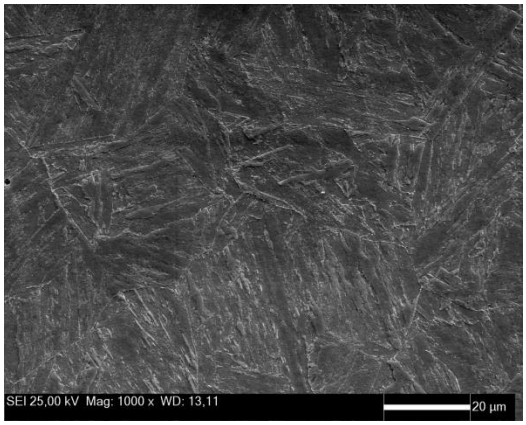
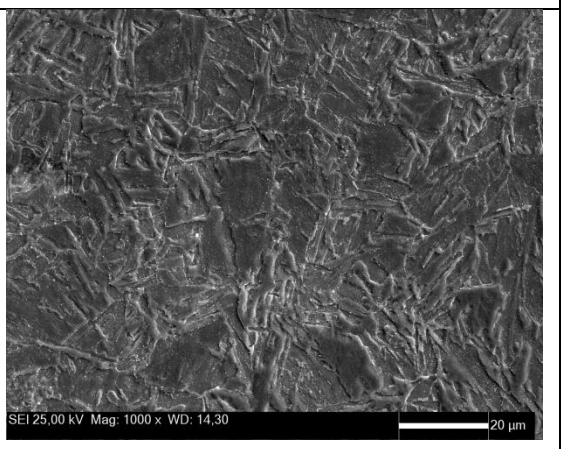
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.14 – Microestruturas das regiões de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (RGGZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV).
Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.

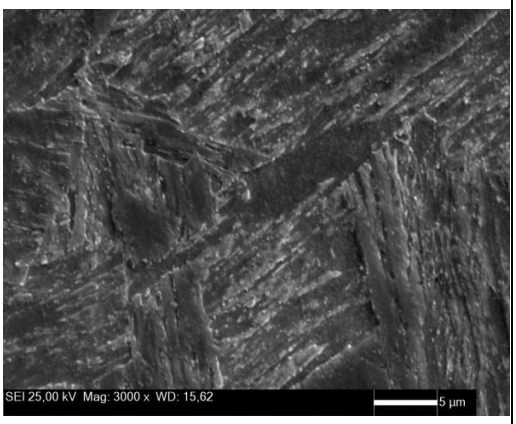
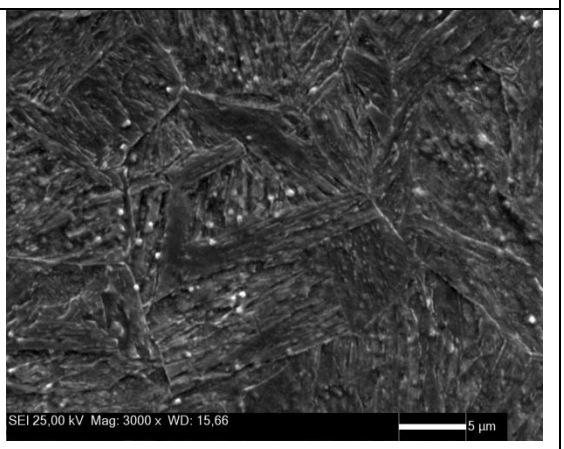
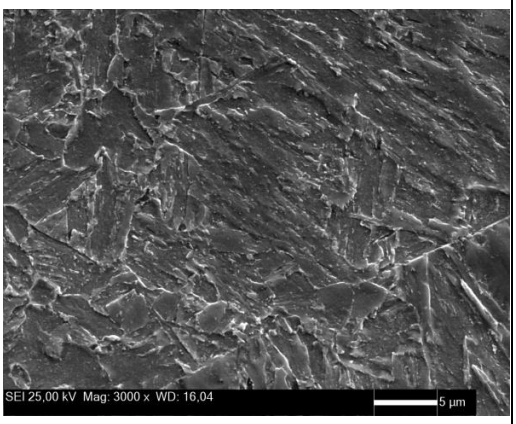
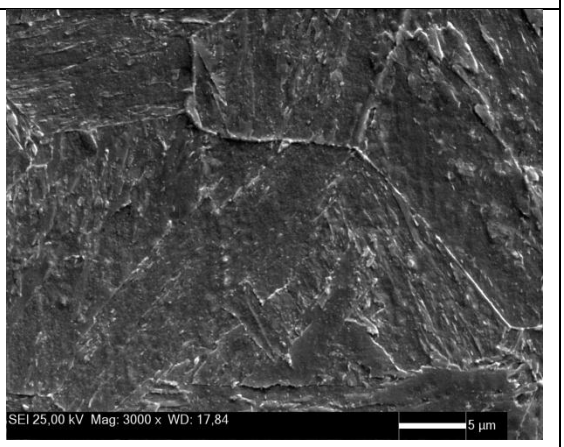
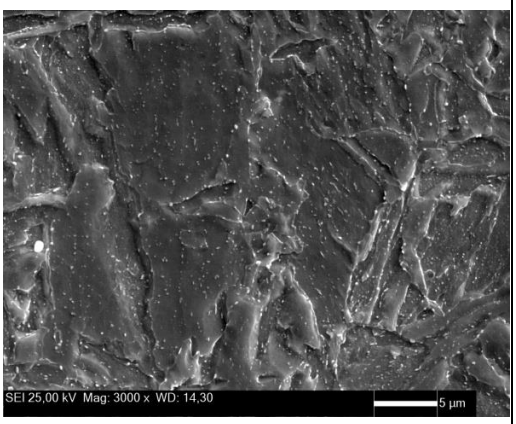
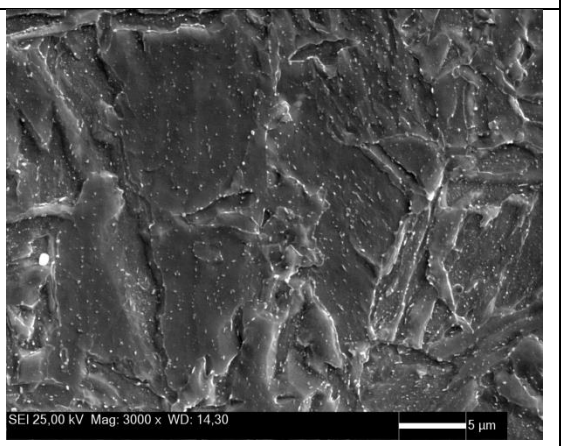
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.15 – Microestruturas das regiões de grãos grosseiros da zona termicamente afetada (RGGZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV).
Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.

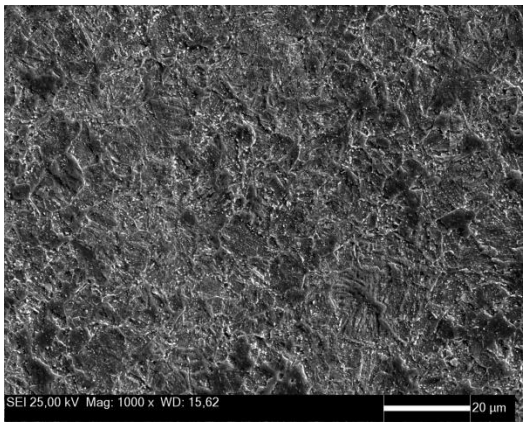
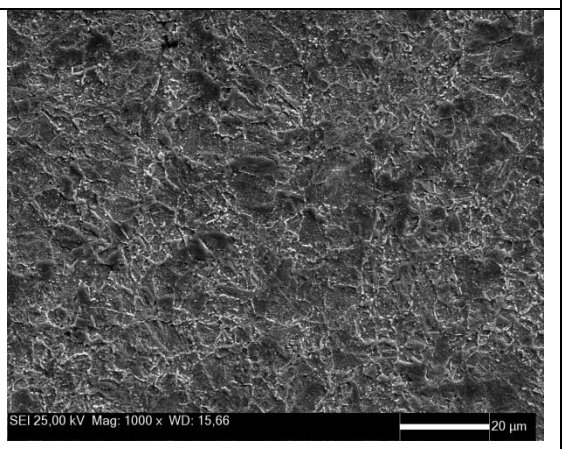
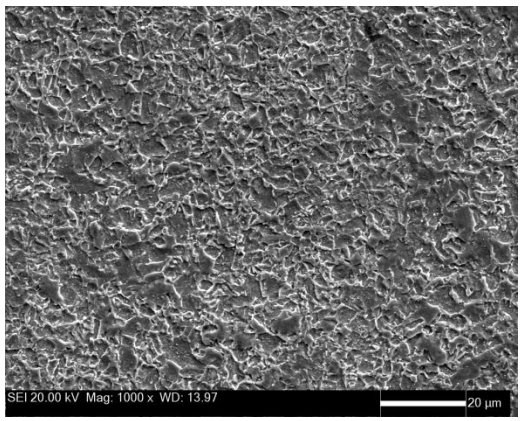
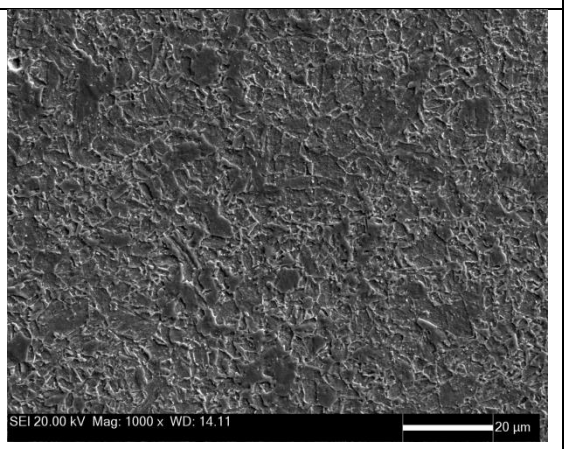
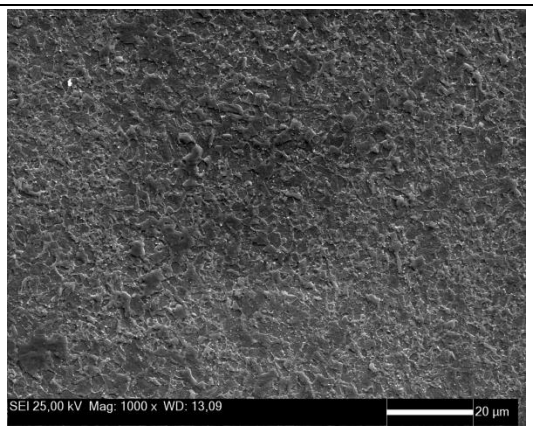
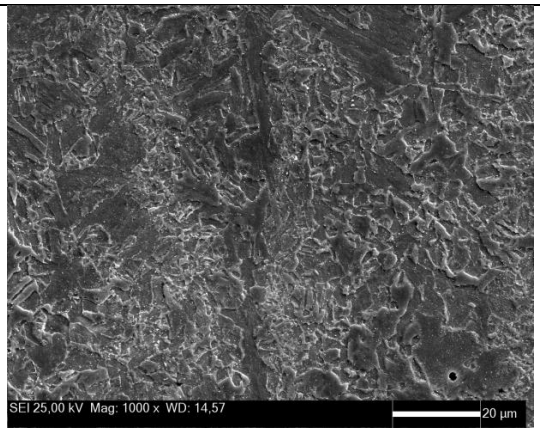
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.16 – Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada (RGFZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.

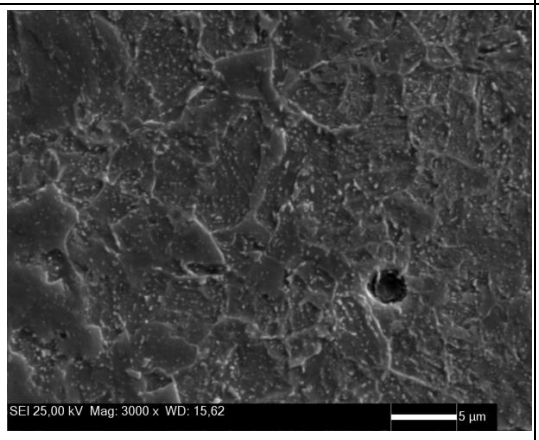
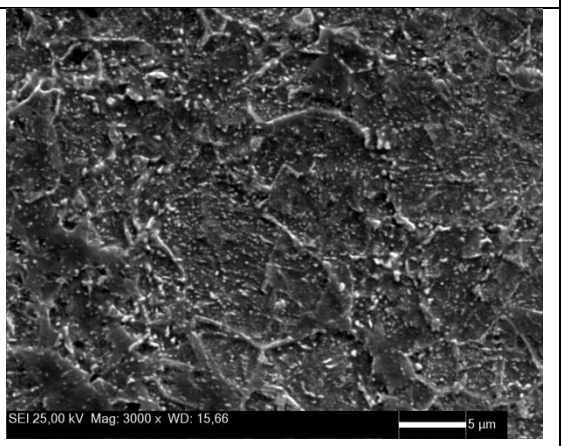
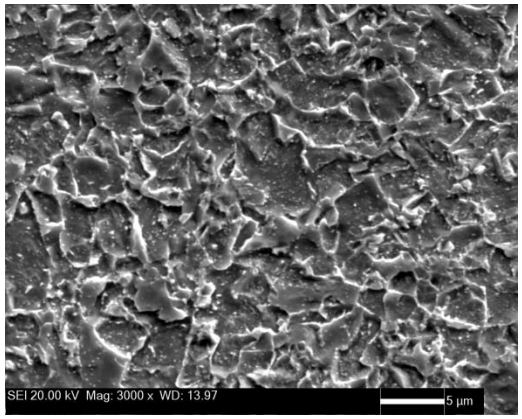
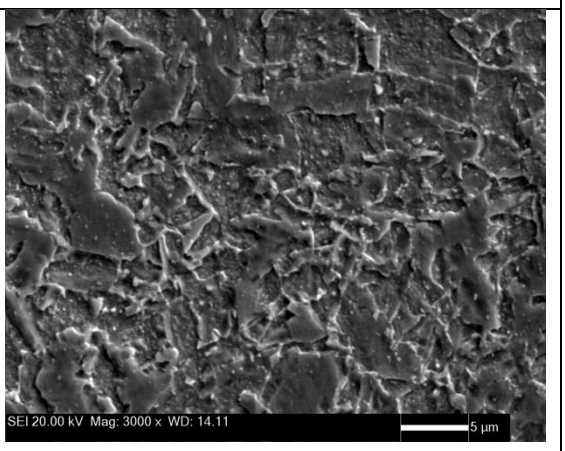
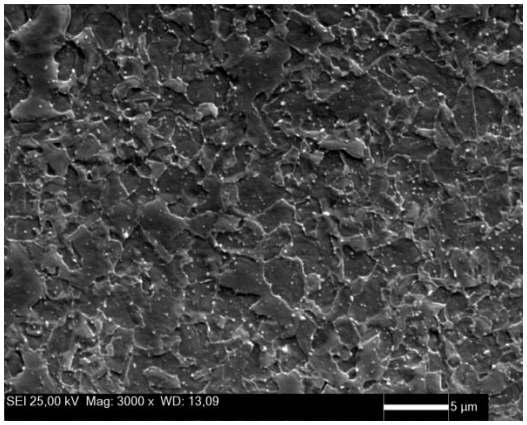
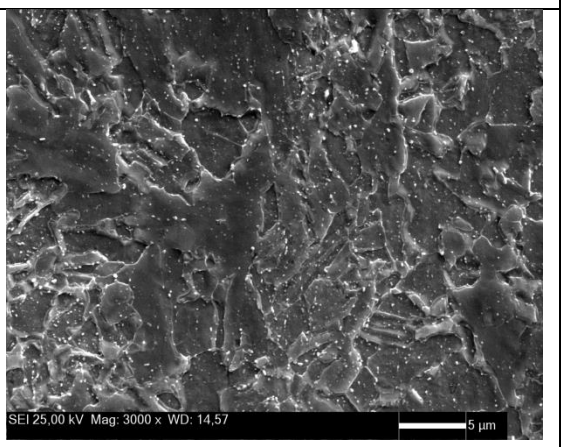
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.17 – Microestruturas das regiões de grãos finos da zona termicamente afetada (RGFZTA) das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.

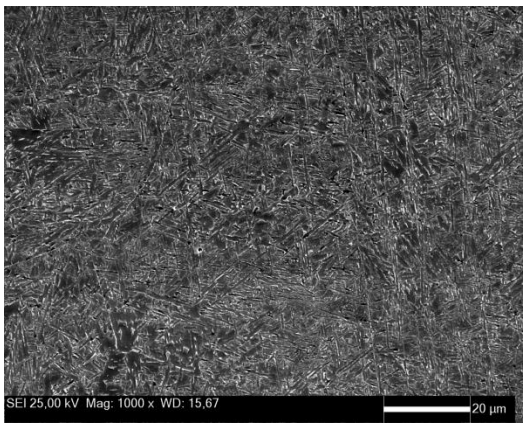
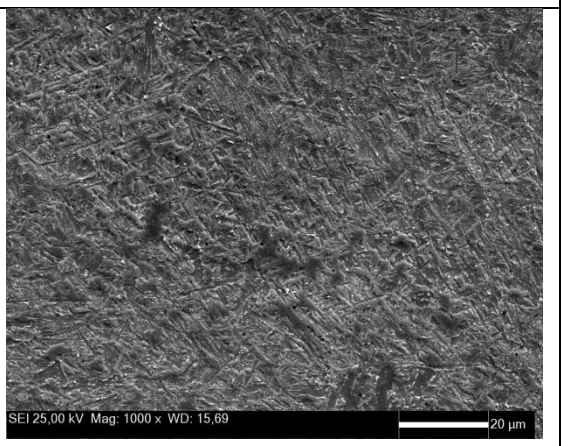
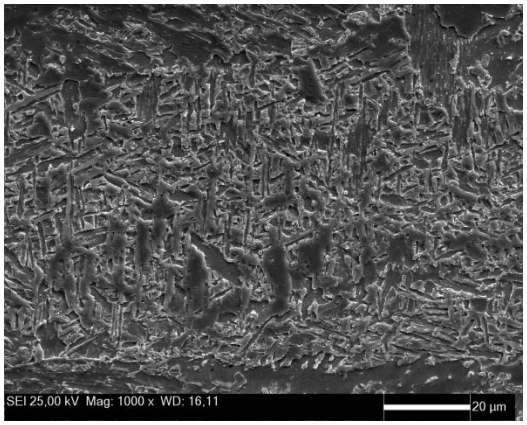
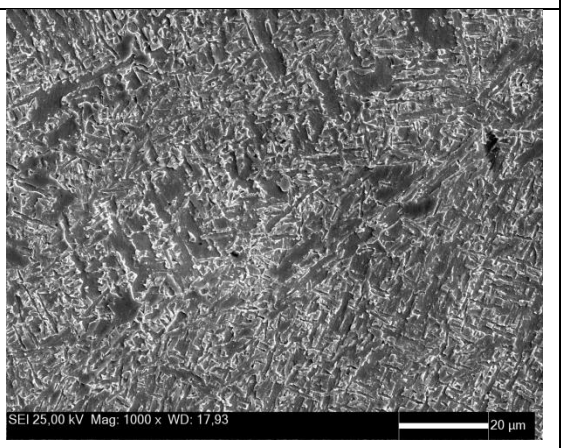
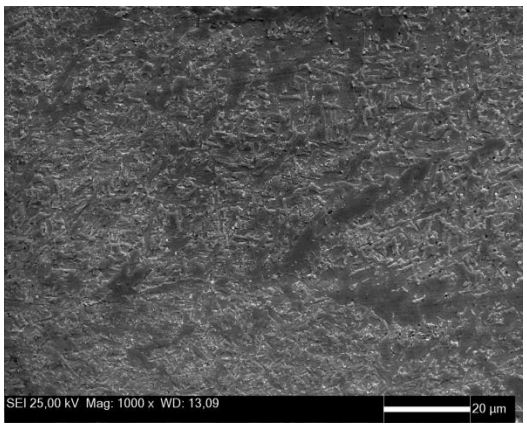
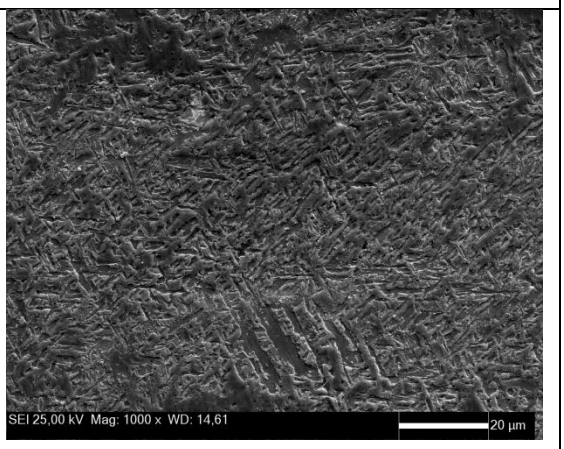
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.18 – Microestruturas das regiões colunares do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.

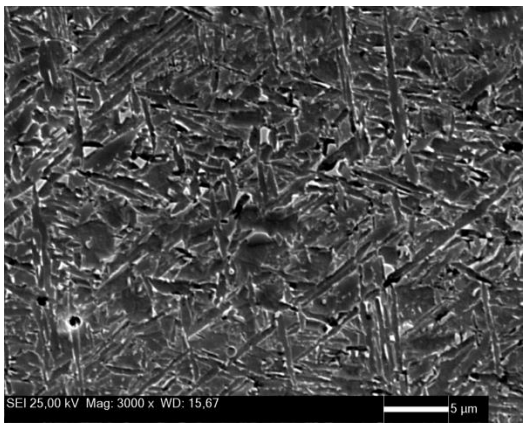
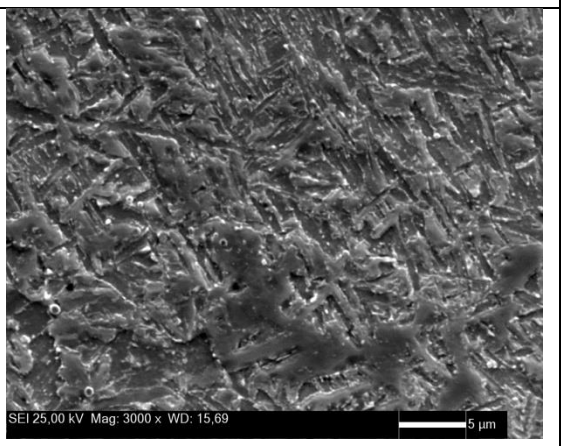
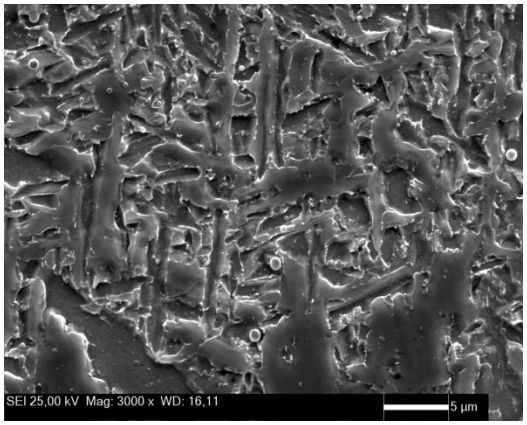
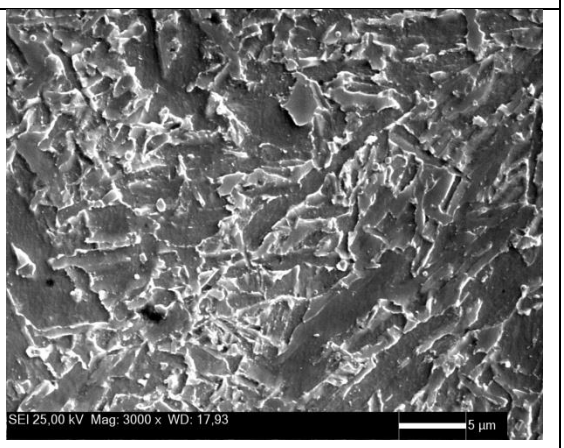
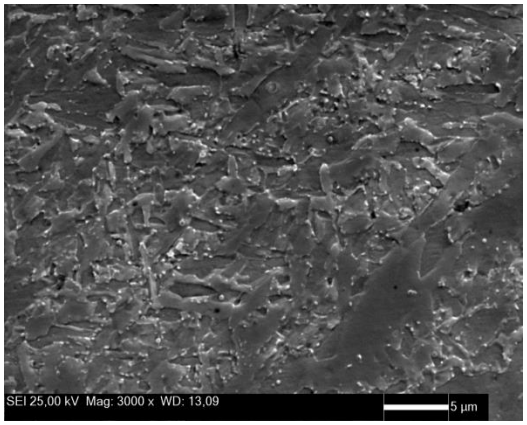
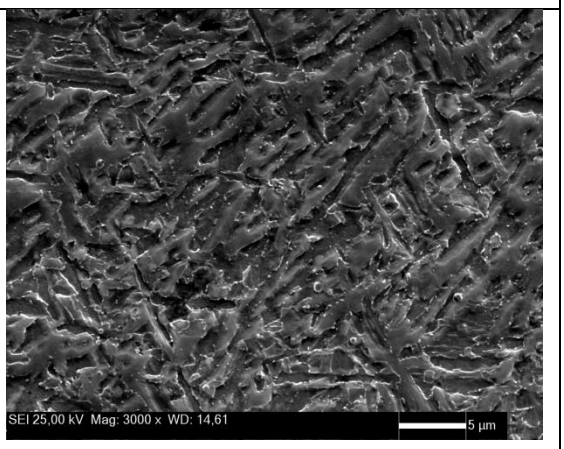
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.19 – Microestruturas das regiões colunares do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.

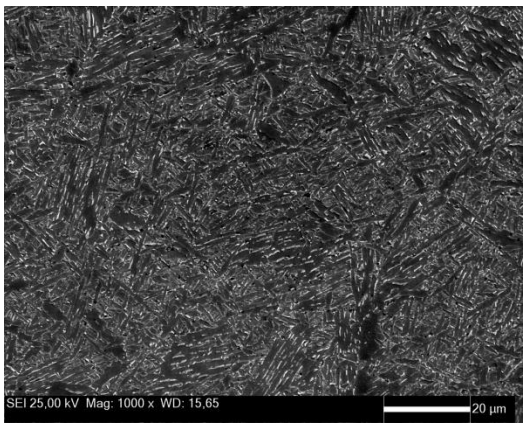
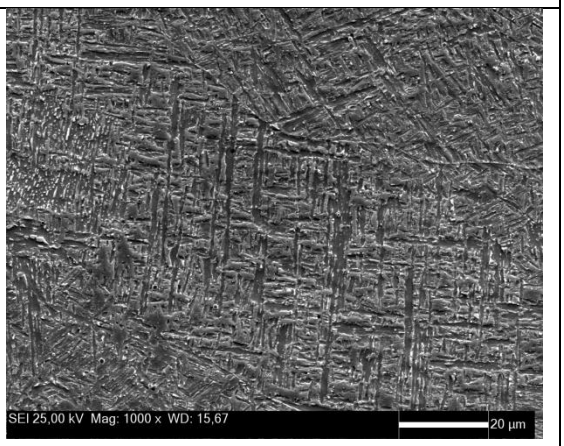
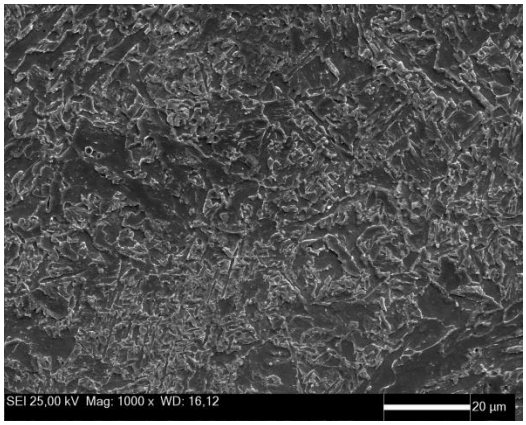
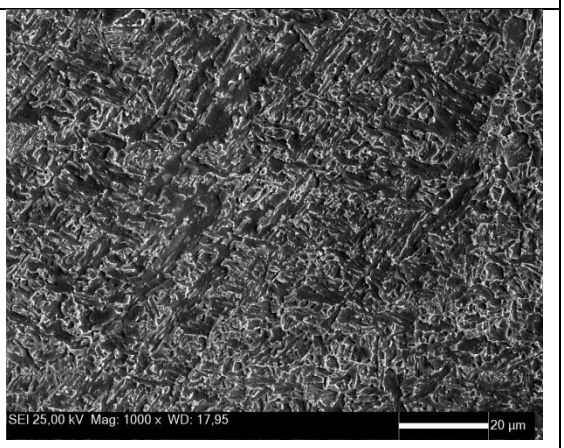
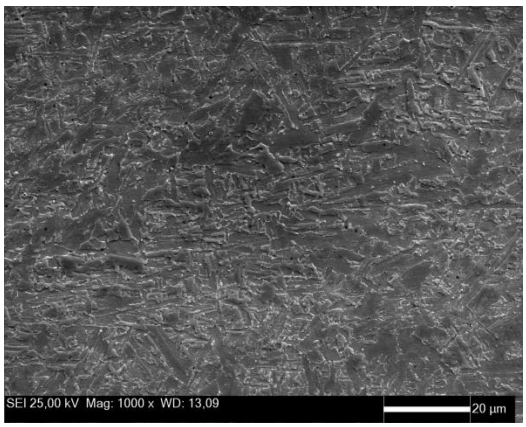
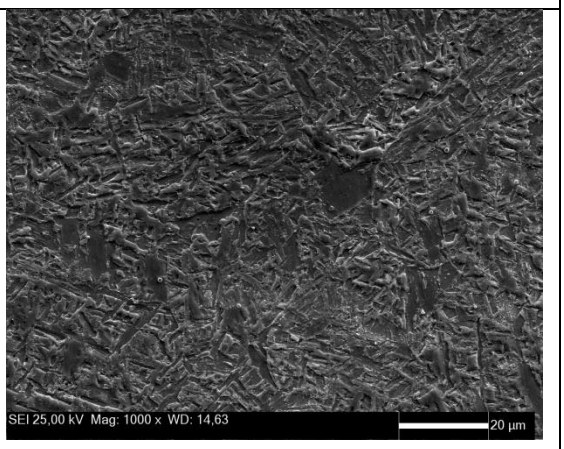
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.20 – Microestruturas das regiões reaquecidas do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.

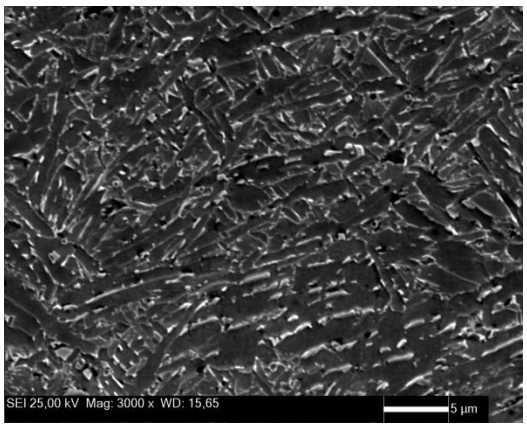
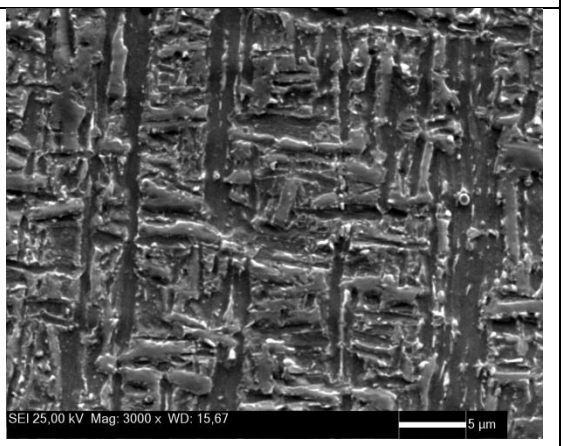
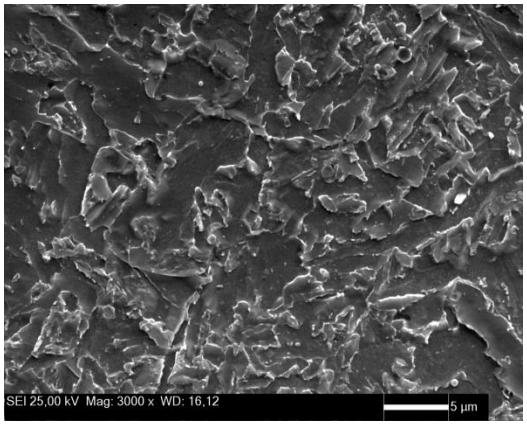
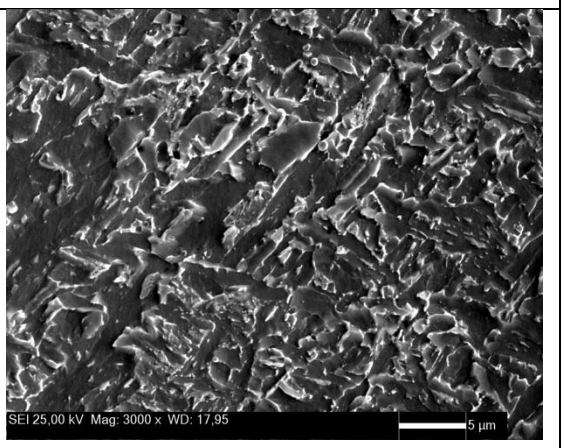
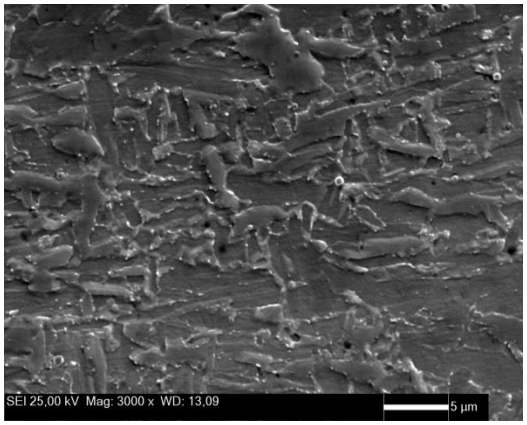
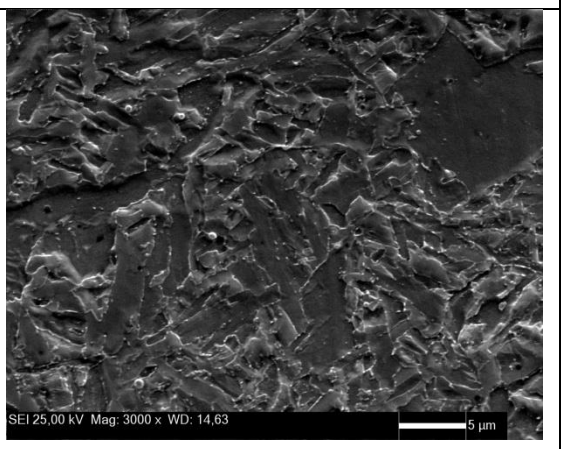
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.21 – Microestruturas das regiões reaquecidas do metal de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW onde foi posicionado o entalhe para o ensaio Charpy-V (MEV). Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.

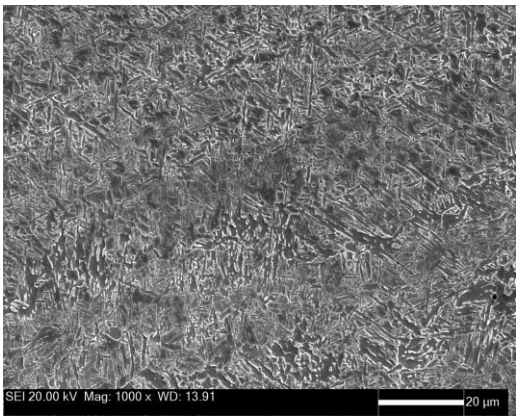
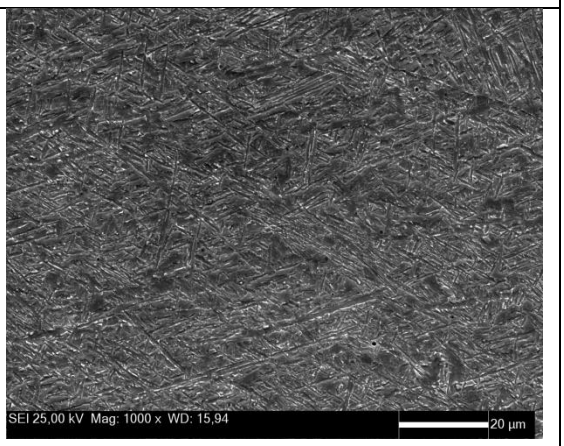
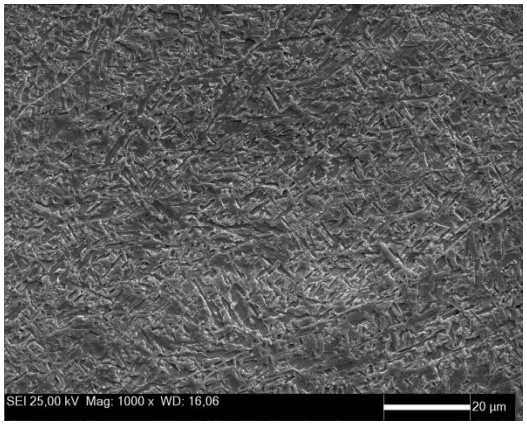
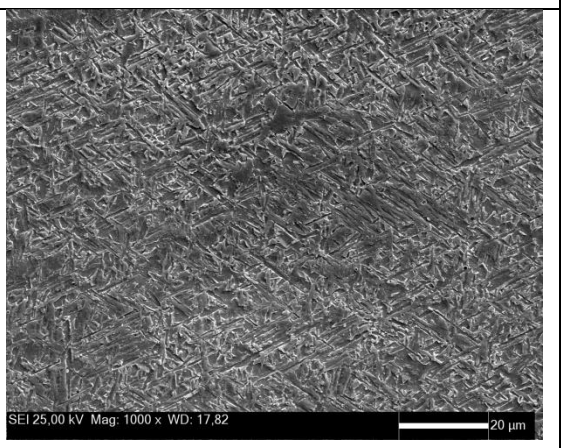
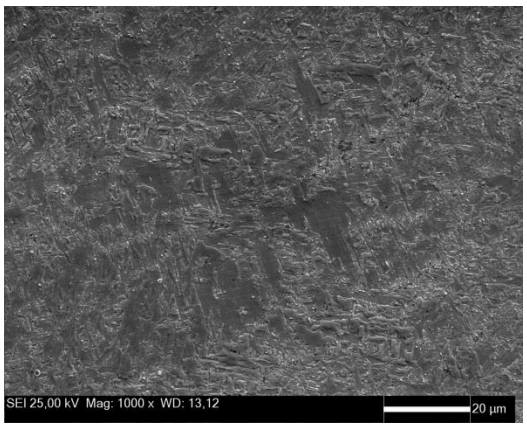
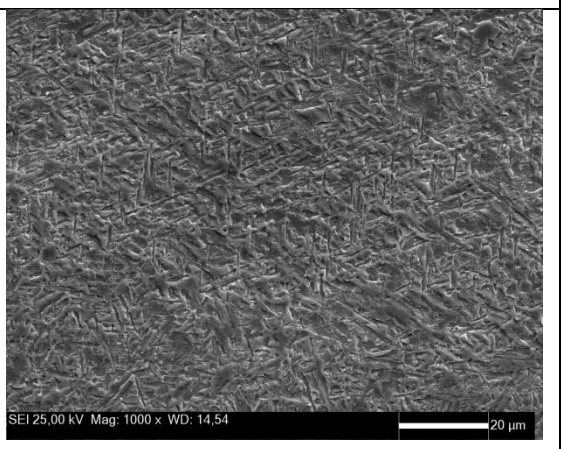
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.22 – Microestruturas do último passe dos metais de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV).
Aumento: 1000 X. Ataque: nital 2%.

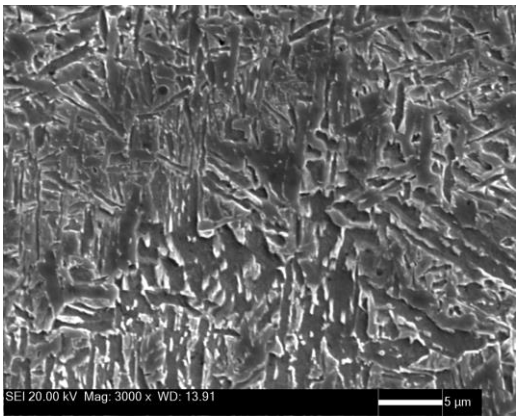
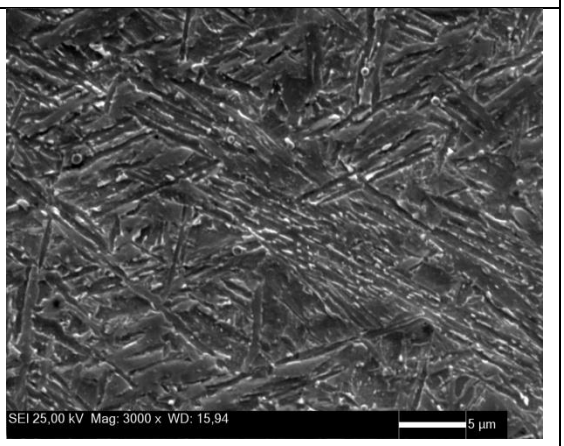
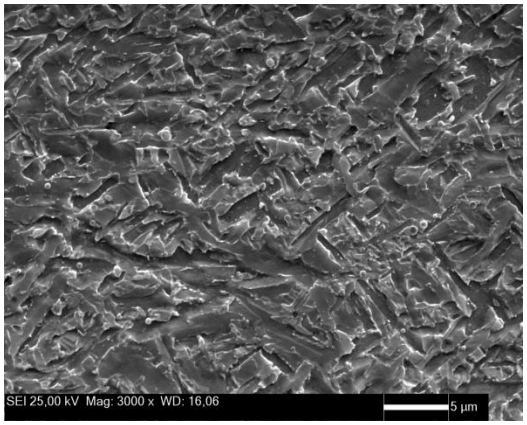
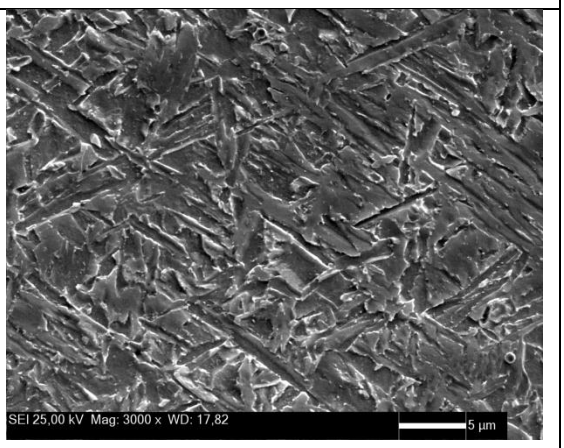
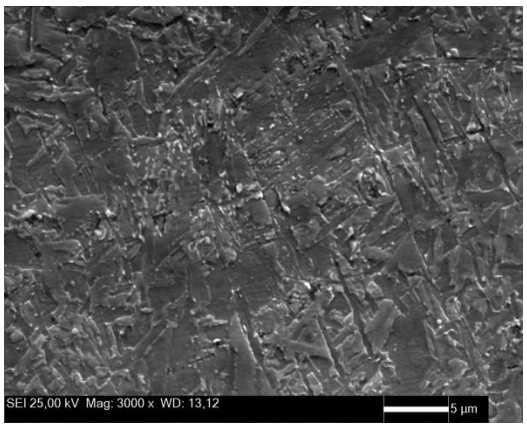
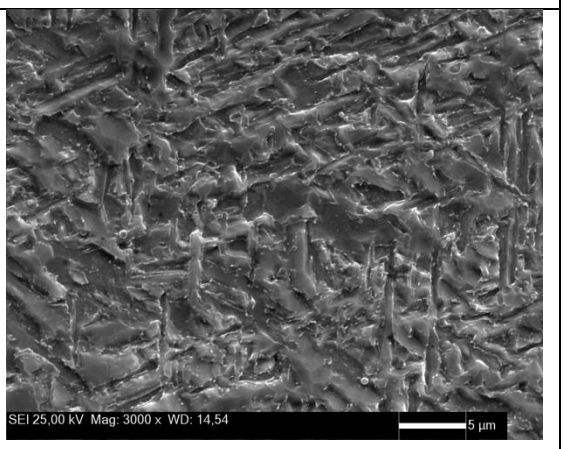
Condição	Eletrodo Revestido	GMAW
Como Soldado		
TTPS – 600°C		
TTPS – 650°C		

Figura III.23 – Microestruturas do último passe dos metais de solda das amostras obtidas por eletrodo revestido e GMAW (MEV).
Aumento: 3000 X. Ataque: nital 2%.

Capítulo IV – Discussão

IV.1 Produtividade

No Capítulo III foram estimados os valores de 1,59 e 3,90 Kg/h para as taxas de deposição obtidas com os processos eletrodo revestido e GMAW, respectivamente.

Segundo MYERS [34] a taxa de deposição para o processo GMAW utilizando um arame sólido com 1,2 mm de diâmetro varia entre 3,60 e 4,50 Kg/h. Em relação à taxa de deposição esperada para o processo com eletrodo revestido básico, dentro da literatura pesquisada [34, 35] são apontadas faixas de deposição entre 2 e 3 Kg/h para intensidades de corrente entre 180 e 200 A.

Verifica-se que o resultado obtido para o processo GMAW está coerente com a literatura [34, 36, 37], mas o resultado obtido para a taxa de deposição do processo eletrodo revestido apresentou um valor cerca de 25% abaixo do mínimo indicado por MYERS [34], podendo ser explicado pelo fato da corrente elétrica média utilizada no presente trabalho para o processo eletrodo revestido (160 A) ter sido inferior aos valores referenciados por MYERS [34]. Em trabalho anterior FARNEZE [38] apresenta resultados similares aos de MYERS [34] utilizado uma corrente de 180 A. Cabe salientar que a soldagem pelo processo eletrodo revestido, realizada no presente trabalho, utilizou eletrodos com diâmetros de 3,2 e 4,0 mm devido a estes serem usualmente utilizados no processo de soldagem de cascos de submarinos e o estudo realizado por FARNEZE [38] utilizou apenas eletrodos com 4,0 mm de diâmetro. No presente trabalho, foram utilizados eletrodos revestidos de 3,2 mm de diâmetro na raiz e no acabamento e com 4,0 mm de diâmetro no enchimento da junta soldada, uma vez que a abertura da junta foi de 4,0 mm sendo de difícil acesso a raiz para o eletrodo de 4,0 mm e buscou-se uma maior qualidade no acabamento com o eletrodo de 3,2 mm e caso fosse utilizado um eletrodo revestido de 4,0 mm no cordão de revenimento, o resultado seria um reforço excessivo que é nocivo à resistência a fadiga da junta soldada. Caso fossem utilizados apenas eletrodos revestidos com 4,0 mm de diâmetro, a taxa de deposição seria estimada em 2,29 Kg/h.

PECLY et al. [39] obtiveram uma taxa de deposição de 1,22 Kg/h para o processo de soldagem eletrodo revestido, enquanto que FARNEZE [38] obteve uma taxa de deposição de 2,00 Kg/h. Assim, a taxa de deposição no presente trabalho de 1,59 Kg/h se torna um valor intermediário e coerente com os antes expostos. A baixa taxa de deposição obtida por PECLY et al. [39] se justifica pela utilização de eletrodos com diâmetros variados, sendo para os passes de raiz eletrodos com 2,5 mm de diâmetro e corrente de soldagem de 125A, para os passes de enchimento eletrodos com 4,0 mm de diâmetro e corrente de soldagem de 170A e

para os passes de acabamento eletrodos com 3,2 mm de diâmetro e corrente de soldagem de 170A.

GARCIA et al. [36] obtiveram pelo processo GMAW uma taxa de deposição de 3,28 Kg/h quando utilizaram uma corrente média de 247 A, com arame sólido AWS ER 70S-6 de 1,2 mm de diâmetro e uma mistura 75%Ar+25%CO_2, enquanto MOREIRA et al. [37] obtiveram pelo processo GMAW uma taxa de deposição de 3,04 Kg/h utilizando um arame AWS ER70S-6 de 1,2 mm de diâmetro e uma proteção gasosa 75%Ar+25%CO_2. Os resultados obtidos, no presente trabalho, para as taxas de deposição pelo processo MIG, de 3,90 Kg/h, mostram que estas foram superiores as obtidas nas literaturas apresentadas [36, 37], sendo que a amperagem utilizada no presente trabalho foi inferior a utilizada por GARCIA et al. [36] e o consumível foi de maior resistência mecânica. Logo, os valores obtidos para a taxa de deposição no presente trabalho estão coerentes com a faixa apresentada por MYERS [34] e superiores as obtidas por GARCIA et al. [36] e MOREIRA et al. [37].

Segundo MYERS [34], o processo GMAW tem uma alta eficiência baseada na virtualmente não presença de escória e a soldagem contínua, enquanto na soldagem por eletrodo revestido o soldador tem a necessidade de realizar pequenas paradas para a remoção da escória e substituição do eletrodo.

Ainda segundo MYERS [34] comparando os ciclos de trabalhos de ambos os processos, vê-se que o processo GMAW tem um ciclo de trabalho 2,5 vezes maior que o processo eletrodo revestido. Isto está de acordo com os valores obtidos no presente trabalho, uma vez que o tempo de arco aberto pelo processo GMAW foi cerca de 2,5 vezes inferior ao obtido pelo processo eletrodo revestido.

Com o acima exposto, vê-se que o processo de soldagem GMAW tem uma taxa de deposição cerca de 2,5 vezes superior ao processo eletrodo revestido, uma vez que tem-se uma taxa de deposição de 3,90 Kg/h para o processo MIG e de 1,59 Kg/h para o processo eletrodo revestido, além do processo GMAW fornecer uma soldagem de forma contínua uma vez que o soldador não tem que estar realizado a troca repetitiva dos eletrodos e a limpeza da escória durante o procedimento de soldagem como é observado para o processo eletrodo revestido.

IV.2 Propriedades Microestruturais

A Figura III.10 apresenta a microestrutura do metal base onde se pode observar a presença dos microconstituintes martensita revenida e bainita revenida, estando esta de acordo com a literatura sobre os aços HY-80 [1, 6-10].

As Figuras III.11, III.14 e III.15 apresentam as microestruturas, quando observadas por microscopia ótica e a microscopia eletrônica de varredura, respectivamente, para a RGGZTA,

para as condições como soldado e após o TTPS de 600°C e 650°C, para os processos eletrodo revestido e GMAW. Pode-se verificar que há uma predominância da microestrutura martensítica para ambas as amostras, eletrodo revestido e GMAW, e as microestruturas após o TTPS apresentam uma precipitação que é decorrente da perda de carbono na solução sólida durante o reaquecimento causado pelos ciclos térmicos impostos pela soldagem multipasses, gerando um aumento na resistência ao impacto e um decréscimo na dureza.

A RGFZTA, para as amostras obtidas pelos processos eletrodo revestido e GMAW nas condições como soldado e após TTPS a 600°C e 650°C, pode ser observada na Figura III.13, microscopia ótica, e nas Figuras III.16 e III.17, microscopia eletrônica de varredura, onde pode-se observar a presença de uma microestrutura composta por martensita revenida e bainita revenida, ocorrendo a mesma precipitação observada para a RGGZTA, mas com a diferença desta já ser observada na condição de como soldado e se intensificar após a realização do TTPS, sendo mais expressiva no TTPS a 650°C.

As Figuras III.18 e III.19 apresentam a microestrutura da região colunar do metal de solda das amostras obtidas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, onde foi posicionado o entalhe para o ensaio de Charpy-V. Pode-se notar que a microestrutura é constituída de martensita e bainita, com pequenas proporções de ferrita acicular. Observa-se, também, que a microestrutura obtida pelo processo GMAW se apresenta uma forma mais refinada e com maior proporção de martensita. Isto pode ser explicado pela maior taxa de resfriamento observada para o metal de solda obtido por este processo e pelo maior teor de carbono [40] existente no metal de solda obtido pelo processo GMAW, aumentando a temperabilidade do metal de solda e causando um efeito de refino de grão pela formação de uma fina microestrutura martensítica e bainítica [41, 42].

Segundo RAMIREZ [41], em metais de solda com carbono equivalente igual ou superior a 0,47, há a formação de produtos de baixa temperatura de transformação, inclusive a martensita. Esta afirmação está em concordância com os metais de solda observados no presente trabalho, que apresentaram microestruturas martensita e bainita, sendo o carbono equivalente de 0,559% e 0,609% para os processos eletrodo revestido e GMAW, respectivamente.

Analisando a microestrutura do ultimo passe dos metais de solda obtidos pelos processos eletrodo revestido e GMAW, Figuras III.22 e III.23, e comparando-a com a microestrutura presente nas regiões colunares e reaquecidas do metal de solda, onde foram posicionados os entalhes para o ensaio de impacto Charpy-V, para ambos os processos, vê-se que não há diferenças entre as microestruturas presentes no último passe e na região do entalhe charpy-V, uma vez que a microestrutura observada no ultimo passe é constituída de martensita, bainita e pequenas proporções de ferrita acicular e nas microestruturas das regiões colunares e reaquecidas do entalhe Charpy-V no metal de solda são observadas as mesmas

microestruturas, mas com maiores proporções de martensita no metal de solda obtido pelo processo GMAW devido a menor taxa de resfriamento observada neste processo. GOMES et al. [42] atribuem estas alterações nas microestruturas observadas a pequenas variações nas taxas de resfriamento de metais de solda de alta resistência, sendo esta a principal razão para a diferença observada na microestrutura do ultimo passe em comparação com a microestrutura onde encontra-se o entalhe para o ensaio de Charpy-V que sofreu reaquecimentos sucessivos durante o processo de soldagem multipasses. Esta afirmativa está em concordância com observado por LORD et al. [43] onde pequenas variações na taxa de resfriamento do metal de solda podem alterar drasticamente a temperatura de transformação e assim a microestrutura do metal de solda.

Outro fato importante a ser observado é a similaridade entre as microestrutura das regiões colunares e reaquecidas do metal de solda para ambos os processos, Figuras III.18 a III.21, fato este explicado devido a metais de solda com altos teores de elementos de liga não serem facilmente retransformados durante os aquecimentos gerados pela soldagem multipasses [41].

Após o TTPS, observou-se uma microestrutura composta de martensita revenida e bainita revenida, sendo este revenimento adicional nestas microestruturas um dos responsáveis pela promoção da melhora nas propriedades mecânicas de impacto [44], como pode ser verificado na Figura III.3.

Cabe ressaltar que o TTPS realizado no presente trabalho não gerou o aparecimento de precipitação de carbetos nos contornos de grão no metal de solda, como observado nas Figuras III.18 a III.21, diferente do observado na literatura [45-47] para metais de solda de aços de alta resistência após o TTPS. A presença de precipitação de carbetos nos contornos de grão e a presença de microconstituintes A-M em metais de solda de aços de alta resistência são fatores nocivos para a tenacidade ao impacto de metais de solda de alta resistência [45-47].

Para o percentual das regiões colunares e reaquecidas, conforme mostrado na Tabela III.7, pode-se observar que o metal de solda obtido pelo processo GMAW apresenta a maior percentagem de região colunar (54%) em relação ao metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido (43%). Este maior percentual de grãos colunares para o processo GMAW é inerente ao processo, uma vez que a maior taxa de deposição faz com que a junta seja preenchida com menor número de passes porém de maior volume e, com isso, aumentando a fração de região colunar.

IV.3 Propriedades Mecânicas

IV.3.1 Ensaio de Tração

Analisando os dados apresentados na Tabela III.3 e na Figura III.2, observa-se que todos os resultados obtidos para os ensaios de tração em todas as condições analisadas foram superiores ao mínimo exigido pela norma do Aço HY-80 [13].

Na Figura III.1 verifica-se que a ruptura dos corpos de prova, obtidos por ambos os processos do presente trabalho em todas as condições, ocorreu no metal base, demonstrando que a zona termicamente afetada e o metal de solda têm uma resistência mecânica superior ao metal base.

O melhor resultado obtido no ensaio de tração foi na condição de como soldado pelo processo eletrodo revestido e TTPS a 600°C (663 MPa) e o resultado com o valor mais próximo ao mínimo exigido (552 MPa) foi para a condição de como soldado pelo processo eletrodo revestido e TTPS a 650°C (568 MPa).

O valor obtido para o ensaio de tração na condição de como soldado pelo processo GMAW e TTPS 600°C foi de 637 MPa, sendo de 4% a variação entre a condição obtida pelo processo GMAW com TTPS a 600°C e o obtido pelo processo eletrodo revestido com TTPS a 600°C.

Cabe ressaltar que os resultados obtidos pelo processo GMAW apresentaram uma menor variação quando se analisam os resultados apresentados na Figura III.2 para as condições como soldado, TTPS a 600°C e TTPS a 650°C, quando comparados com as variações observadas para as mesmas condições nas amostras obtidas pelo processo eletrodo revestido.

A Figura IV.1 apresenta uma comparação dos valores de tensão limite de escoamento obtidos no presente trabalho na condição de como soldado com os resultados obtidos por YAYLA et al. [4] em ensaios de tração de juntas soldadas obtidas pelos processos eletrodo revestido, arco submerso e GMAW, na condição de como soldado e por SÁ [28] em ensaios de tração de juntas soldadas obtidas pelos processos eletrodo revestido e arame tubular. Pode-se observar que todos os valores apresentados na Figura IV.1 para limite de escoamento foram superiores ao mínimo exigido e que segundo os autores [4, 28] os corpos de prova romperam no metal de base, assim como os corpos de prova do presente trabalho.

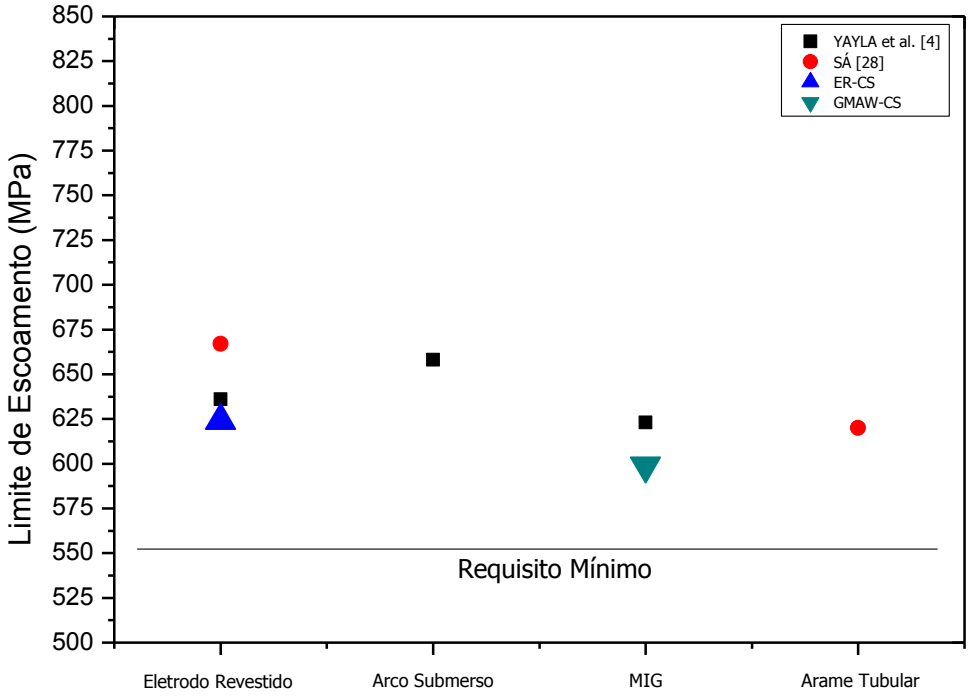


Figura IV.1 – Comparação entre os resultados para o ensaio de tração transversal do presente e os resultados dos ensaios de tração obtidos por YAYLA et at. [4] e SÁ [28].

Comparando os resultados observados para o ensaio de tração transversal pelo processo GMAW, vê-se que não houve variações significativas entre os resultados na condição como soldado e após o TTPS a 650°C. Isto pode ser explicado pelo fato do TTPS a 650ºC reverter o metal base a condição inicial de revenimento observada para a fabricação do aço HY-80, conforme observada na Tabela I.2, enquanto o TTPS a 600°C gerou um revenimento adicional a microestrutura do metal base, mas revenimento este inferior ao observado para o TTPS a 650°C, cabendo ressaltar que todos os resultados obtidos obedeceram ao intervalo estabelecido pela norma (552 – 690 MPa) [13] para o limite de escoamento e que a utilização do limite de escoamento como parâmetro para o ensaio de tração para a junta soldada é solicitado pela norma MIL-S-16216K [13].

Adicionalmente foi realizado ensaio de tração de corpos de prova produzidos a partir do metal de solda obtido pelo processo GMAW na condição de como soldado e após TTPS a 600°C e, conforme pode ser verificado na Tabela IV.1, estes ensaios apresentaram um limite de escoamento para a condição de como soldado e após TTPS a 600°C de 839 MPa e 756 MPa, respectivamente, sendo estes resultados superiores ao máximo valor admissível para o aço HY-80, demonstrando que o metal de solda obtido pelo processo GMAW apresenta uma

ótima resistência mecânica tanto na condição de como soldado como na condição de TTPS a 600°C e confirmando o fato dos corpos de prova terem rompido no metal base.

Tabela IV.1 – Resultados dos ensaios de tração dos metais de solda obtidos pelo processo GMAW.

Processo	Condição	LE (MPa)	LR (MPa)	Al (%)	RA (%)
GMAW	Metal de Solda – Como Soldado	839	896	21,2	64,3
	Metal de Solda – TTPS 600°C	756	847	22,1	62,9
Requisito [13]	------	552-690	Ne	20,0	50,0

Obs.: Os resultados correspondem aos valores médios de dois ensaios.

IV.3.2 Ensaio de Microdureza

A Figura III.5 apresenta o perfil de dureza para o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido nas condições analisadas, onde se pode verificar que os valores médios de dureza são 272 HV, 254 HV e 248 HV, para as condições de como soldado e após TTPS a 600°C e 650°C, respectivamente. Verifica-se, na Figura III.5 que os maiores valores observados no perfil de dureza encontram-se próximos a superfície da junta soldada, fato este que pode ser atribuído a menores reaquecimentos sofridos por esta região durante a soldagem multipasses se comparado com o perfil de dureza observado a uma maior distância da superfície da junta soldada. Observa-se, também na Figura III.5, que o TTPS promoveu uma redução nos valores de dureza e uma maior uniformidade nos valores mensurados, sendo as maiores reduções e uniformidade observada para a condição de TTPS a 650ºC.

A Figura III.6 apresenta o perfil de dureza para o metal de solda obtido pelo processo GMAW nas condições analisadas, onde se pode verificar que os valores médios de dureza são 301 HV, 273 HV e 259 HV, para as condições de como soldado e após TTPS a 600°C e 650°C, respectivamente. Verifica-se na Figura III.6, que o perfil de dureza da condição como soldado apresenta uma maior variação para os resultados de dureza com valores máximos e mínimos bem próximos e repetitivos, fato este que pode ser atribuído as maiores proporções de martensita existentes no metal de solda obtido pelo processo GMAW, uma vez que este sofreu uma velocidade de resfriamento superior ao observado no metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido. Cabe ressaltar que o TTPS propiciou uma redução dos valores de dureza, para ambas as temperaturas, sendo o TTPS a 650°C o mais benéfico, assim como antes observado para o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido.

Para a análise da dureza nos metais de solda, três itens devem ser observados, são eles: microestrutura, composição química e os ciclos térmicos sofridos pelos passes subsequentes na soldagem multipasses.

Conforme já descrito no item IV.3 os metais de solda de ambos os processos apresentam uma microestrutura predominantemente composta por martensíta e bainíta.

De acordo com os resultados da análise química dos metais de solda obtidos apresentados na Tabela III.2, observa-se que os percentuais de Mn, Ni e Mo são bastante próximos, enquanto que os elementos C, Si e Cr apresentam valores distintos. Em metais de solda de alta resistência ocorre uma sinergia entre os elementos químicos presentes tornando difícil a análise destes em separado. Segundo RAMIREZ [41] os elementos de liga afetam a temperabilidade do metal de solda e desempenham um significante papel na microestrutura do metal de solda, logo metais de solda com alta temperabilidade tendem a formar produtos de baixa temperatura de transformação, inclusive martensita.

A Figura IV.2 apresenta uma coletânea de resultados de dureza em metais de solda de aços de alta resistência na condição de como soldado de diversos autores [41-54] e os valores médios para a dureza do metal de solda obtidos no presente trabalho na condição de como soldado para ambos os processos, onde verifica-se o aumento da dureza com o aumento do carbono equivalente, fato este explicado pelo aumento da formação de martensita no metal de solda com o aumento do carbono equivalente e que é verificado quando comparamos as microestruturas dos metais de solda obtidos pelos processos eletrodo revestido e GMAW, Figuras III.18 a III.21, onde se observa maiores proporções de martensita no metal de solda do processo GMAW que obteve um carbono equivalente superior (0,609) quando comparado com o obtido para o processo eletrodo revestido (0,559), cabendo ressaltar que a velocidade de resfriamento do processo GMAW foi inferior ao do processo eletrodo revestido.

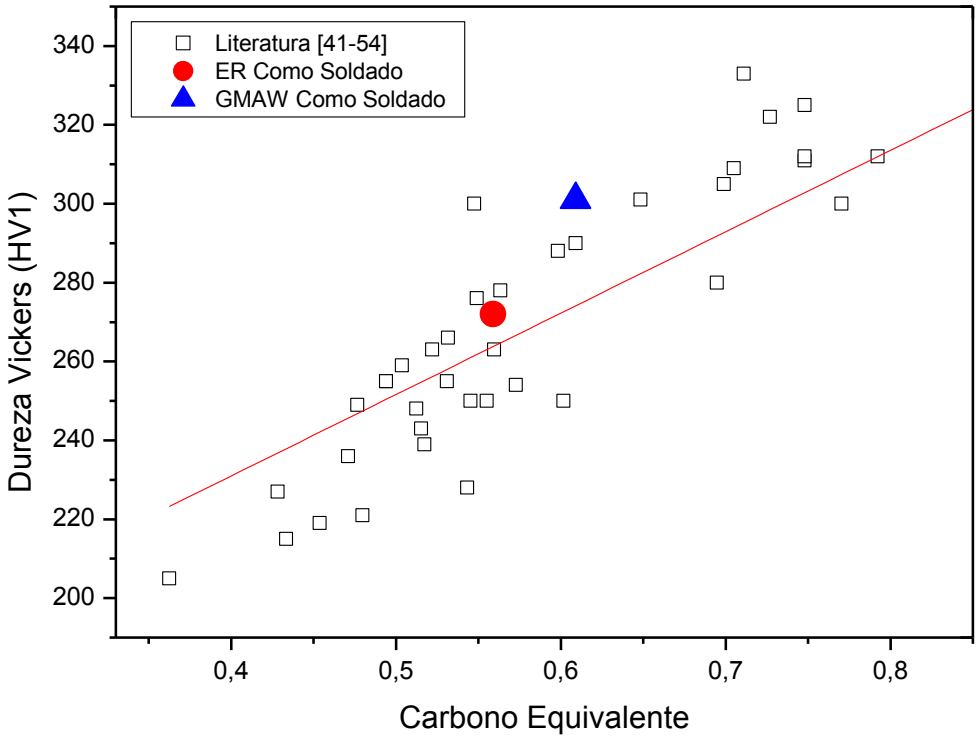


Figura IV.2 – Relação entre dureza Vickers e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [41-54] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de como soldado.

A Fgura IV.3 apresenta uma coletânea de resultados de dureza em metais de solda de aços de alta resistência na condição de TTPS de diversos autores [42, 44-53] e os valores médios para a dureza do metal de solda obtidos no presente trabalho na condição de TTPS a 600°C e 650°C, onde observa-se que os valores obtidos após o TTPS para ambos os processos apresentam-se próximos da curva característica para os resultados da literatura [42, 44-53] mostrados na Figura IV.3. Cabe salientar que esta redução dos valores observados para a dureza é um reflexo do revenimento sofrido pelas microestruturas martensíticas e bainíticas durante o TTPS.

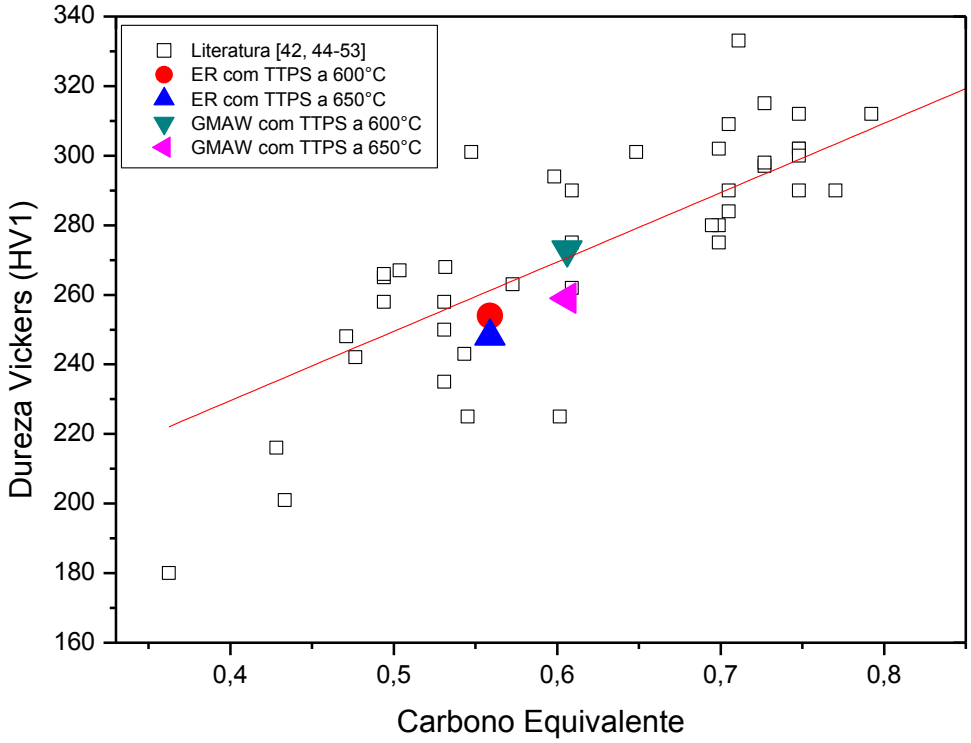


Figura IV.3 – Relação entre dureza Vickers e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [41-54] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de TTPS.

Com relação aos ciclos térmicos, o metal de solda obtido pelo processo GMAW sofreu menos reaquecimentos que o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido devido a soldagem para a obtenção da junta GMAW ter sido realizada com 26 passes e a soldagem para a obtenção da junta eletrodo revestido ter sido realizada com 45 passes. O maior número de passes tende a produzir uma maior proporção de regiões reaquecidas reduzindo os níveis de dureza. Segundo KEEHAN et al. [55, 56], a redução acentuada da dureza nas regiões reaquecidas de metais de solda de aços de alta resistência é explicada pela formação de precipitados e pela perda de carbono da solução sólida durante os reaquecimentos.

Com isso pode-se justificar os menores valores para a dureza do metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido em comparação ao obtido pelo processo GMAW está associado a maior proporção de regiões colunares no metal de solda obtido pelo processo GMAW e a maior velocidade de resfriamento inerente ao processo que gera maiores proporções de microestrutura martensítica.

As Tabelas III.5 e III.6 apresentam os valores de dureza obtidos para a zona termicamente afetada nas condições de como soldado e após o TTPS a 600°C e 650°C da região onde foi posicionado o entalhe Charpy-V. Nota-se que os valores médios da dureza para a condição de como soldado são 354 HV e 352 HV para os processos eletrodo revestido e GMAW, respectivamente. Fatores que contribuem para a dureza elevada na zona termicamente afetada é a presença predominante da microestrutura martensítica, conforme pode ser visto nas Figuras III.14 e III.15, e a alta temperabilidade do metal base, como pode ser visto pelo carbono equivalente apresentado na Tabela II.1, dando origem a uma microestrutura martensítica grosseira [51] e com maiores tensões internas [52]. O TTPS propiciou uma redução significativa nos valores de dureza da zona termicamente afetada observados para ambos os processos, sendo o TTPS a 650°C a condição com maiores reduções de dureza e uma maior uniformidade nos valores apresentados, fato este explicado pelo revenimento da martensita, conforme pode ser visto nas Figuras III.15 e III.16.

As Figuras III.7 e III.8 apresentam o perfil de dureza a 3,0 mm da superfície englobando metal de solda – zona termicamente afetada – metal de base para as juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, sendo observado um valor uniforme para a dureza na região do metal base tanto na condição como soldado como nas condições TTPS a 600°C e 650°C, para ambos os processos. Para a zona termicamente afetada verifica-se um aumento gradativo da dureza entre as regiões de grãos grosseiros e de grãos finos da zona termicamente afetada, uma vez que a região de grãos grosseiros é composta predominantemente de uma martensita de grão grosseiro e a região de grãos finos é composta de uma martensita e bainita com uma dispersão de precipitados, sendo estas condições observadas para ambos os processos de soldagem. Outro fator que pode ter contribuído para a elevada dureza na ZTA é o menor número de ciclos de reaquecimento sofridos por esta região por estarem próximas à superfície da junta soldada. Após o TTPS ocorre uma redução nas tensões internas da martensita da zona termicamente afetada e uma precipitação de carbetos, reduzindo a quantidade de carbono na solução sólida, e com isso reduzindo consideravelmente a dureza na zona termicamente afetada sendo esta redução para a junta soldada pelo processo eletrodo revestido de 150 HV para o TTPS a 600°C, e de 160 HV para o TTPS a 650°C, e para a amostra obtida pelo processo MIG de 160 HV para TTPS a 600°C, e de 170 HV, para TTPS a 650°C.

A Figura IV.4 apresenta os valores obtidos por YAYLA et al. [4] para o perfil de dureza medido a 3,0 mm da superfície, englobando metal de solda – zona termicamente afetada – metal de base, para juntas soldadas de aço HY-80 obtidas pelo processo eletrodo revestido, GMAW e arco submerso. Verifica-se que os perfis de dureza obtidos por YAYLA et al. [4] são muito próximos dos obtidos no presente trabalho e que os valores máximos observados para a dureza na zona termicamente afetada, 440 HV para o processo eletrodo revestido, são

superiores aos observados no presente trabalho, 425 HV para o processo GMAW na condição de como soldado, e que os valores médios para a dureza nos metais de solda foram bem próximos.

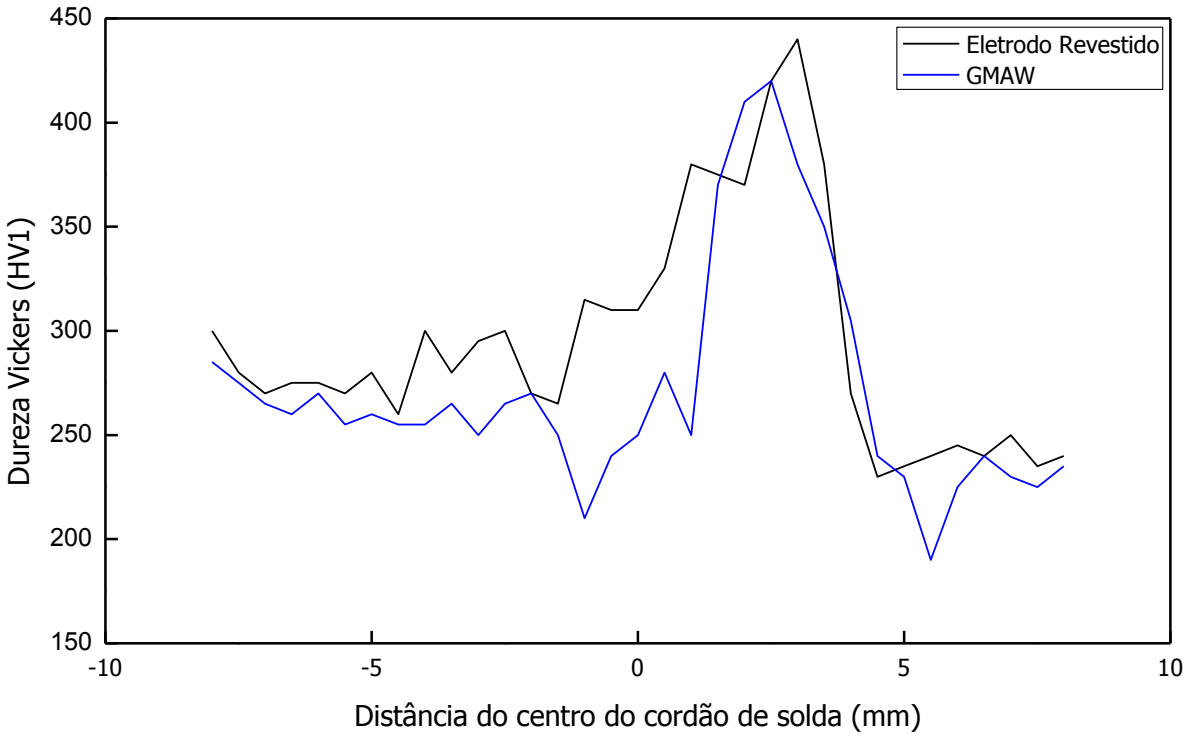


Figura IV.4 – Perfil de dureza Vickers obtido por YAYLA et al. [4].

IV.3.3 Ensaio de Impacto

Para ambos os processos de soldagem utilizados no presente trabalho, foram obtidos resultados para o ensaio de impacto acima do requerido pela norma do aço HY-80 [13], sendo observado um aumento na energia absorvida após a realização do TTPS, tanto para os resultados obtidos para o metal de solda quanto para os resultados para a ZTA, conforme pode ser verificado nas Figuras III.3 e III.4.

Os resultados de ensaio de impacto realizados com o entalhe posicionado na zona termicamente afetada para as juntas soldadas tanto pelo processo eletrodo revestido quanto pelo processo GMAW na condição como soldado foram bastante próximos, sendo estes cerca de 3 vezes superiores ao mínimo exigido. Após a realização do TTPS, observa-se uma melhoria significativa nos resultados de energia absorvida com entalhe posicionado na zona termicamente afetada, obtendo valores cerca de 3,3 vezes superior ao mínimo exigido para o processo GMAW na condição TTPS a 650°C e 3,5 vezes superior para o processo eletrodo revestido com TTPS a 650°C.

Comparando os resultados obtidos para o ensaio de impacto com o entalhe na zona termicamente afetada e com o entalhe no metal base, verifica-se que após o TTPS os valores obtidos no ensaio de impacto na zona termicamente afetada se aproximam dos resultados obtidos para o metal base, fato este explicado pelo revenimento sofrido pela microestrutura martensítica predominante na ZTA obtida para ambos os processos.

YUE et al. [57] realizaram um estudo onde aços de alta resistência e baixa liga foram soldados com diferentes energias de soldagem e observaram que quanto maior foi a energia de soldagem empregada, maior era a zona de grãos grosseiros da zona termicamente afetada e os melhores valores para a energia absorvida foram observados para as energias de soldagem abaixo de 2 kJ/mm. Logo os resultados do presente trabalho estão coerentes com o estudo de YUE et al. [57], pois as energias de soldagem observadas no presente trabalho foram 1,17 kJ/mm para o processo eletrodo revestido e 1,28 kJ/mm para o processo GMAW, gerando uma RGGZTA pouco extensa propiciando menores proporções de regiões grosseiras na zona termicamente afetada. SMITH et al. [58] também observaram um aumento nos valores da energia absorvida para o entalhe posicionado na zona termicamente afetada após o TTPS a 600ºC, sendo estes mais expressivos nas amostras obtidas com menor energia de soldagem, sendo este este aumento na energia absorvida atribuído as menores proporções de regiões com microestrutura grosseira, observadas nas amostras após o TTPS, por onde a trinca teria maior probabilidade de se propagar durante o ensaio de impacto [58].

Comparando os resultados obtidos para o ensaio de impacto na ZTA para as condições de TTPS a 600°C e 650°C, em ambos os processos, vê-se que os valores para o TTPS a 650°C foram superiores aos observados para o TTPS a 600°C. Sendo a temperatura de 650°C a utilizada para o revenimento do aço HY-80 durante a sua fabricação (Tabela I.2), esta tende a tornar a microestrutura da ZTA mais próxima do metal base na condição de como recebido, enquanto que a temperatura de 600°C é indicada para o alívio de tensões do aço HY-80, conforme a norma [13], gerando um alívio interno da martensita e, com isso, um aumento da energia absorvida, mas com uma influência inferior a da temperatura de revenimento para o aço HY-80 (650°C) na energia absorvida no ensaio de impacto Charpy-V.

A Tabela IV.2 apresenta os resultados obtidos por YAYLA et al. [4] para o ensaio de impacto com o entalhe posicionado na zona termicamente afetada em corpos de prova retirados a 3,0 mm da superfície, na condição de como soldado sendo o metal de base o aço HY-80.

Tabela IV.2 – Resultados dos ensaios de Impacto obtidos por YAYLA et al. [4], em joules.

Processo	Temperatura (°C)			
	-40	**-20**	**0**	**20**
Eletrodo Revestido	185	200	230	235
GMAW	85	125	160	160
Arco Submerso	220	225	270	235

Comparando os resultados apresentados na Tabela IV.2 com os do presente trabalho, para uma temperatura de teste a -20°C, vê-se que os obtidos no presente trabalho pelos processos GMAW e eletrodo revestido, para ensaio de impacto na zona termicamente afetada, foram superiores aos obtidos por YAYLA et al. [4], o que pode ser justificado pelo proposto por SMITH et al. [53], uma vez que a energia de soldagem utilizada por YAYLA et al. [4] foi cerca de 2,17 kJ/mm, produzindo uma maior RGGZTA. Cabe ressaltar que os valores obtidos por YAYLA et al. [4] para o ensaio de impacto a -20°C em amostras obtidas pelo processo arco submerso com nove passes de soldagem foi de 200 J, enquanto o resultado obtido por SMITH et al. [58] para as mesmas condições, número de passes e processo e com um aporte térmico igual a 2 kJ/mm foi de 208 J, podendo ser observado valores próximos de energia de impacto na zona termicamente afetada para energias de soldagem próximas.

Para os resultados de ensaio de impacto realizados com o entalhe posicionado no metal de solda, quatro são os principais fatores que colaboram para o aumento ou redução destes: composição química do metal de solda, percentual de regiões colunares e reaquecidas, a influência do TTPS e a microestrutura, sendo este tratado no item IV.2.

Em estudo realizado por RODRIGUES et al. [59], observou-se que ao variar a quantidade de níquel presente no metal de solda em uma faixa de 0,03% Ni a 2,93% Ni, sem a variação dos outros elementos presentes, houve um aumento na energia absorvida no ensaio de impacto realizado com o entalhe no metal de solda. Em estudo realizado por SILVA et al. [60], onde objetivou-se a variação do teor de manganês presente no metal de solda, verificou-se que quando ocorre um aumento no teor de manganês presente no metal de solda, há um incremento na energia absorvida no ensaio de impacto. Tal efeito também foi observado em trabalho realizado por JORGE et al. [51], onde houve a variação do teor de manganês entre 1,46% Mn e 2,43% Mn, sendo os melhores valores de energia absorvida no ensaio de impacto para teores de 1,46% Mn e não ocorrendo a variação do percentual de níquel que ficou próximo a 3% Ni. SURIAN et al. [62], mostraram que a variação da quantidade de cromo presente no metal de solda entre 0,04%Cr e 1,89%Cr, foi prejudicial a resistência a tenacidade para um aço com teor de carbono entre 0,040%C e 0,048%C e teor de manganês entre 1,37%Mn e 1,49%Mn. E outro estudo SURIAN et al. [53], analisando a variação da porcentagem de molibdênio presente no metal de solda em valores entre 0,00%Mo e 0,90%

Mo, com valores de manganês entre 1,00%Mn e 1,50%Mn, 1,90% Ni e 0,06% C, verificou-se que os melhores valores para o ensaio de impacto foram obtidos para 1,50% Mn e 0,25% Mo. Para valores superiores a 0,50% Mo, há uma redução na tenacidade do metal de solda de aços de alta resistência. Ao analisar o exposto pela literatura [51, 53, 59, 60, 62] a cerca da influência dos elementos de liga na tenacidade ao impacto de metais de solda de alta resistência, verifica-se que não há uma única faixa de combinação entre os elementos para se obter elevada resistência e alta tenacidade e que uma análise das influências de cada elemento individualmente não permite uma resposta conclusiva.

A Figura IV.5 apresenta os valores de energia absorvida em função do carbono equivalente segundo a literatura para metais de solda de alta resistência [40, 42-44, 46-56, 61, 63, 64] aos quais foram adicionados os resultados do presente trabalho, obtidos pelos processos de soldagem eletrodo revestido e GMAW para a condição de como soldado, para fins de comparação. Cabe salientar que os resultados de energia absorvida da literatura [40, 42-44, 46-56, 61, 63, 64] foram adquiridos por processos de soldagem diferentes.

Nota-se na Figura IV.5 uma grande dispersão nos resultados, fato este que pode ser explicado pela sinergia que ocorre entre os elementos de liga nos metais de solda de alta resistência, dependendo dos teores destes presentes e dos processos de soldagem, fornecendo metais de solda com energia de impacto variadas.

A dispersão apresentada na Figura IV.5 reforça o antes exposto que a obtenção dos melhores valores da tenacidade ao impacto não pode ser analisada apenas em função da quantidade de elementos de liga, mas deve-se levar em consideração outros fatores como percentuais de regiões colunares e reaquecidas e, principalmente, da microestrutura presente no metal de solda.

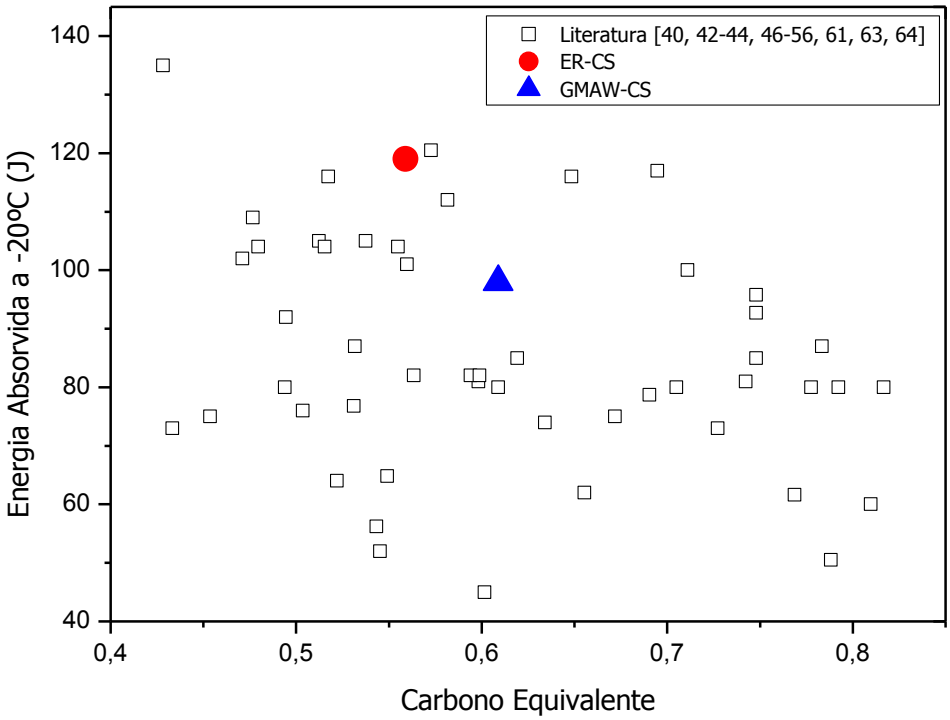


Figura IV.5 – Relação entre energia absorvida a -20°C e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [40, 42, 44, 46, 48-51, 55] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de como soldado.

A Figura IV.6 apresenta os valores da energia absorvida em função do carbono equivalente para metais de solda após o TTPS observados na literatura [42, 55-51, 53, 63] e no presente trabalho, onde verifica-se uma grande dispersão nos resultados apresentados.

Analisando as Figuras IV.5 e IV.6, nota-se que pelo grau dispersão dos resultados apresentados, não é possível realizar uma comparação com os resultados do presente trabalho, uma vez que nestas não é apresentada uma tendência de comportamento para os valores de energia absorvida, pois além dos elementos de liga presentes no metal de solda fatores como energia de soldagem e preaquecimento tem uma grande influência nas microestruturas presentes nos metais de solda, que serão fatores determinantes na energia absorvida durante o ensaio de impacto Charpy-V.

Segundo JORGE et al. [48] a execução do TTPS tende a produzir mudanças microestruturais que afetam a tenacidade, podendo em alguns casos melhorá-la e em outros casos fragilizar, sendo este efeito muito dependente da composição química e da microestrutura do metal de solda no estado como soldado. De fato VOGAS et al. [45,47] observaram uma queda na tenacidade ao impacto em metais de solda de alta resistência após o TTPS sendo a principal causa desta queda a precipitação de carbetos nos contornos de

grãos da austenita prévia. Esta precipitação nos contornos também foi observada por PINHEIRO et al. [46] após o TTPS.

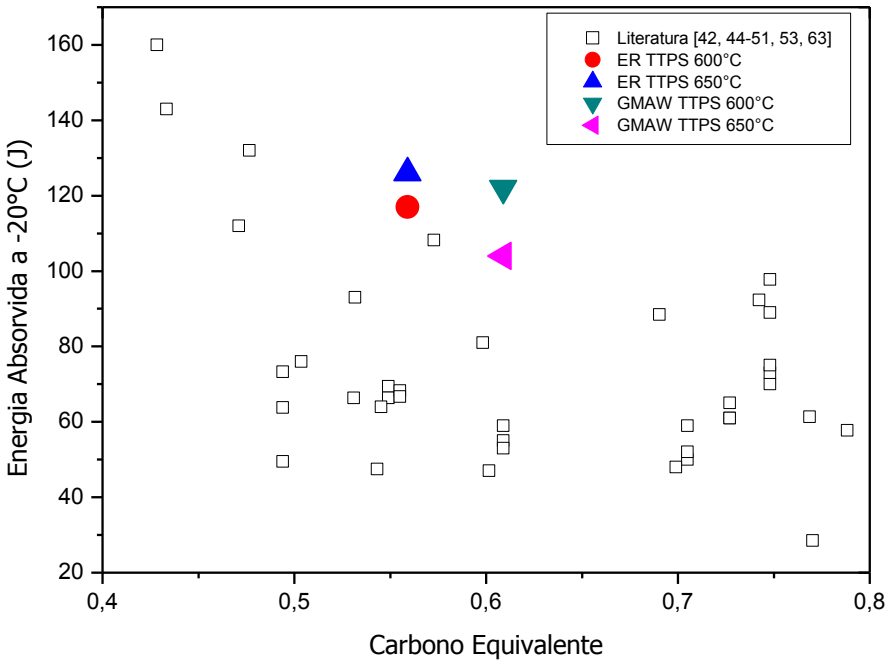


Figura IV.6 – Relação entre energia absorvida a -20°C e o carbono equivalente para metais de solda obtidos por diversos autores [42, 44-51, 53, 63] e no presente trabalho pelo processo eletrodo revestido e GMAW para a condição de TTPS.

O Tratamento Térmico Pós-Soldagem realizado nas juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, no presente trabalho, foi bastante satisfatório em todas as condições, uma vez que houve aumentos significativos nos valores de energia absorvida, conforme pode ser visto na Tabela III.4, não sendo observada a presença de microconstituintes A-M e nem a precipitação de carbetos nos contornos de grão, fatos estes que contribuem para a melhoria na tenacidade ao impacto observada no presente trabalho. Cabe ressaltar que o TTPS é mandatório no processo de soldagem de aços HY-80 segundo a norma [13].

Outro fator que contribui para o aumento da tenacidade do metal de solda são os percentuais de regiões colunares e reaquecidas obtidas para os processos eletrodo revestido e GMAW, explicitadas na Tabela III.7. Verifica-se que o metal de solda do processo GMAW apresenta menor porcentagem de região reaquecida, em relação ao metal de solda do eletrodo revestido. Um maior percentual de região reaquecida promovido pelo maior número de passes durante a soldagem, resulta em revenimentos adicionais na microestrutura dos passes anteriores, reduzindo as tensões internas das estruturas martensíticas e gerando um aumento da tenacidade.

FARNEZE et al. [51] realizaram um estudo comparativo de metais de solda com consumíveis de resistência ao escoamento de 110 Ksi, obtidos pelos processos eletrodo revestido e arame tubular e constataram que o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido apresentava 30% de região colunar e 70% de região reaquecida, sendo obtido para a energia absorvida o valor de 120,5 J a -20°C, enquanto o metal de solda obtido pelo processo arame tubular apresentava 50% de região colunar e 50% de região reaquecida, sendo obtido para a energia absorvida o valor de 56,2 J a -20°C. Pode-se verificar que o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido naquele trabalho [51], obteve um valor de energia absorvida superior a 2 vezes o valor da energia absorvida obtida pelo processo arame tubular, cabendo ressaltar que a microestrutura predominante no metal de solda obtido pelo processo arame tubular foi de martensita em contrapartida à existência de ferrita acicular e martensita na microestrutura do metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido. A existência de ferrita acicular no metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido é um fator que contribui para a elevação da energia absorvida no ensaio de impacto, pois esta microestrutura apresenta as melhores resistências ao impacto, demonstrando que a avaliação os percentuais de regiões colunares e reaquecidas devem ser acompanhadas da avaliação das microestruturas presentes nestas regiões, pois estas serão o fator principal no aumento ou redução da tenacidade ao impacto de metais de solda de aços de alta resistência.

Em estudo realizado por SURIAN et al. [53], foram obtidos metais de solda pelo processo eletrodo revestido com diferentes percentuais de regiões colunares e reaquecidas, onde os percentuais de regiões colunares variaram entre 22% e 59% e as regiões reaquecidas variaram entre 41% e 78%. Os melhores valores para a energia absorvida foram obtidos para os metais de solda com os maiores percentuais de regiões reaquecidas, sendo observadas as microestruturas: ferrita acicular, ferrita primária e ferrita de segunda fase, sendo a ferrita acicular existente em uma proporção média de 80%.

Logo, pode-se afirmar que maiores percentuais de regiões reaquecidas e menores percentuais de regiões colunares, em metais de solda de aços de alta resistência é um dos fatores determinantes para a obtenção de maiores valores de energia absorvida. Cabe salientar que as microestruturas existentes nestas regiões tem grande influência na tenacidade ao impacto obtida para o metal de solda de alta resistência, devendo sempre observar a não existência de microfases, pois estas tem um efeito nocivo na tenacidade ao impacto de metais de solda de alta resistência.

Comparando os resultados para ensaio de impacto nas condições de como soldado e após o TTPS a 600°C e 650ºC para a junta soldada pelo processo GMAW, observa-se um aumento na energia absorvida após o TTPS, sendo o maior aumento da energia de impacto observado para o TTPS a 600°C. Já no caso da junta soldada pelo processo eletrodo revestido, observa-se um aumento na energia absorvida após o TTPS, sendo o maior aumento

da energia de impacto observado para o TTPS a 650°C. Cabe ressaltar que o TTPS é mandatório e os resultados da energia absorvida a -20°C para a condição MIG após TTPS a 600ºC (121,7J) a apresenta um valor 50% superior ao mínimo exigido (81J) e apenas 3,7% inferior ao máximo valor obtido para a energia absorvida a -20ºC, quando utilizado o processo eletrodo revestido após TTPS a 650ºC (126,2J).

A Figura IV.7 apresenta os valores obtidos por YAYLA et at. [4], GIANETTO et al. [29] e RITTER et al. [64] para ensaios de impacto em metais de solda de juntas soldadas de aço HY-80, cujos corpos de prova foram retirados a 3,0 mm da superfície.

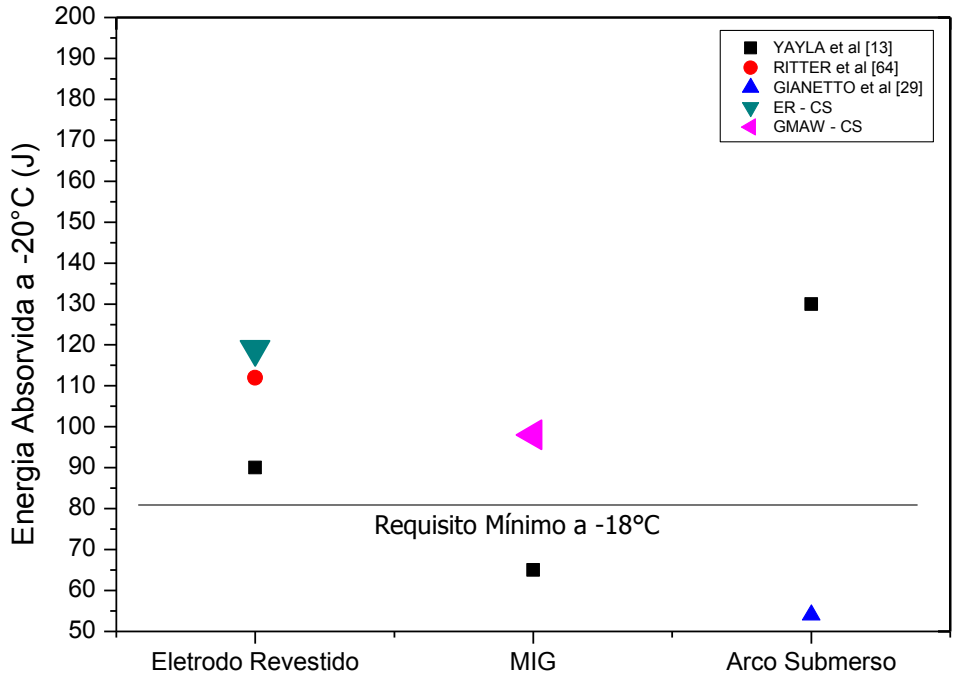


Figura IV.7 – Comparação entre os resultados de energia absorvida obtidos e os resultados obtidos por YAYLA et at. [4], GIANETTO et al. [29] e RITTER et al. [64].

Comparando os resultados do presente trabalho com os obtidos por YAYLA et al. [4], mostrados na Figura IV.7, verifica-se um ganho significativo, tanto para o processo GMAW (98 J) quanto para o processo eletrodo revestido (119 J) para o ensaio de impacto a -20°C, nos valores obtidos para a energia absorvida na condição CS. Após o TTPS, houve um ganho significativo em tenacidade, uma vez que os valores para a tenacidade se tornaram bem superiores aos mostrados na Figura IV.7, conforme pode ser visto quando comparado com os resultados apresentados na Tabela III.4.

De uma forma geral, os valores de energia absorvida obtidos para os metais de solda das juntas soldadas pelos processos eletrodo revestido e GMAW, foram acima dos mínimos exigidos para o HY-80 segundo a norma [13], sendo os valores de energia absorvida obtidos para o metal de solda da junta soldada pelo processo GMAW, tanto na condição CS quanto na condição TTPS, comparáveis aos obtidos para o metal de solda pelo processo eletrodo revestido, para todas as condições e temperaturas analisadas.

Com tudo isso, vê-se que é possível obter propriedades mecânicas adequadas para juntas de HY-80 soldadas com o processo GMAW, pois o único ensaio que demonstrou uma pequena diferença entre a soldagem com eletrodo revestido e GMAW, foi à tenacidade do metal de solda obtido pelo processo GMAW na condição de como soldado, mas este apresentou valores bem acima do mínimo exigido para o aço HY-80, sendo este cerca de 30% superior ao mínimo exigido (81 J).

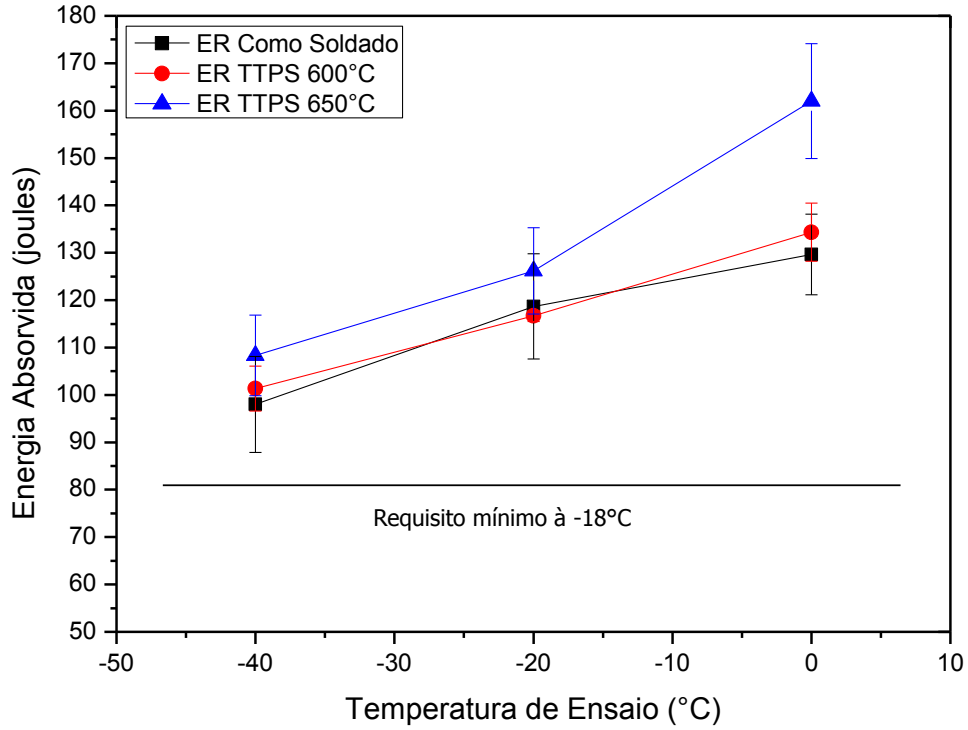


Figura IV.8 – Comparativo entre os ensaios de impacto na condição de como soldado e TTPS a 600°C e 650°C, para a soldagem pelo processo eletrodo revestido.

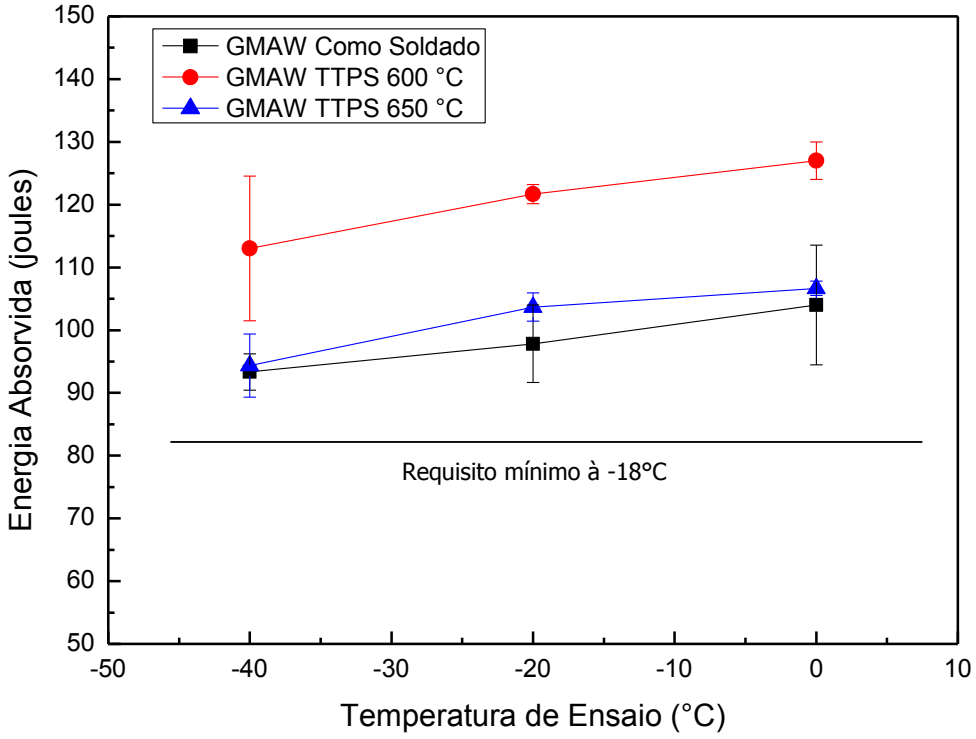


Figura IV.9 – Comparativo entre os ensaios de impacto na condição de como soldado e TTPS a 600°C e 650°C, para a soldagem pelo processo GMAW.

Embora o TTPS tenha melhorado a tenacidade, ele teve efeitos diferentes em cada processo, ou seja, para o metal de solda obtido pelo processo eletrodo revestido não foram observadas melhorias para a tenacidade após o TTPS como pode ser visto na Figura IV.8, mas para o metal de solda obtido pelo processo GMAW, observou-se uma melhoria acentuada da tenacidade com o TTPS a 600°C, como pode ser visto na Figura IV.9, enquanto o TTPS a 650°C apresentou um pequeno aumento da tenacidade em relação a condição de como soldado, mas inferior ao valor obtido para a temperatura de 600°C, sendo explicado pela extensiva precipitação de carbetos observada na microestrutura após o TTPS a 650°C, Figuras III.18 a III.20, enquanto no TTPS a 600°C ocorre um revenimento da martensita, melhorando os resultados do ensaio de impacto.

IV.4 Considerações sobre os Resultados

De uma forma geral, as propriedades mecânicas e o comportamento microestrutural para as amostras obtidas pelos processos eletrodo revestido e GMAW estão bem próximas, cabendo salientar que todas as propriedades mecânicas foram superiores a exigidas pela norma do aço HY-80 [13].

Conforme mostrado, os resultados para o ensaio de tração para todas as condições do presente estudo foram satisfatórias, com os corpos de prova rompendo no metal base.

Para os ensaios de impacto com o entalhe localizado na zona termicamente afetada (ZTA), os valores observados para a condição de como soldado foram cerca de 3 vezes superiores ao mínimo exigido e após o Tratamento Térmico Pós-Soldagem houve um incremento adicional no valor do ensaio de impacto aproximando-o do observado para o metal base.

Para o ensaio de impacto com o entalhe posicionado no metal de solda, verificou-se que todos os corpos de prova obtiveram resultados satisfatórios e acima do mínimo exigido, sendo a condição GMAW como soldado a que apresentou menor valor para a tenacidade, mas esta foi cerca de 30% superior ao mínimo exigido.

Para o perfil de dureza, observou-se que estes se comportaram de forma similar para ambos os processos e após o Tratamento Térmico Pós-Soldagem houve uma redução e homogeneidade nos resultados observados para o ensaio de dureza das amostras obtidas em ambos os processos.

Foram realizados TTPS a 600°C e 650°C, uma vez que a temperatura de 600°C é indicada para o alívio de tensões e a de 650°C é indicada para o revenimento do aço HY-80, segundo a norma [13], e a intenção foi à verificação destas temperaturas nas propriedades mecânicas e microestruturais do metal de solda, sendo observado que o TTPS a 600°C foi o que propiciou as melhores propriedades mecânicas e microestruturais para as juntas soldadas pelo processo GMAW.

Observando as microestruturas vê-se que há uma predominância no metal de solda de martensita revenida e bainita revenida e após o TTPS observa-se o aparecimento de precipitados nas regiões reaquecidas dos metais de solda em todas as condições analisadas.

Conforme pode ser observado na Tabela IV.3, dentre as condições estudadas a que apresentou melhores propriedades mecânicas com a manutenção da microestrutura característica, martensita e bainita, foi a condição de como soldado pelo processo GMAW após o TTPS a 600ºC, atendendo aos requisitos mínimos exigidos pela norma [13].

Tabela IV.3 – Resultados das propriedades mecânicas para todas as condições analisadas.

Propriedades Mecânicas	Condição						Requisito [13]
	Eletrodo Revestido			GMAW			
	CS *	TTPS 600°C	TTPS 650°C	CS*	TTPS 600°C	TTPS 650°C	
Limite de Resistência (MPa)	775	736	715	755	770	732	---
Limite de Escoamento (MPa)	624	663	568	599	637	590	552-690
Redução de Área (%)	75,5	77,3	77,7	71,4	75,3	69,5	50 mínimo
Energia Absorvida (J) ZTA a -20°C	235	272	282	234	256	265	81
Energia Absorvida (J) MS a -20°C	119	117	126	98	122	104	

(*)CS – Como Soldado.

Na comparação entre os processos eletrodo revestido e GMAW, realizada no presente trabalho, verifica-se que os valores obtidos para as propriedades mecânicas e microestruturais em ambos os casos foram bem próximos. Os valores de limite de escoamento e dureza não sofreram variações significativas entre os processos e a tenacidade apresentou valores acima dos limites mínimos exigidos para o metal de solda e para a ZTA [13]. Vale salientar que os corpos de prova utilizados no ensaio de tração romperam no metal de base.

A avaliação dos resultados das propriedades mecânicas e microestruturais permite verificar que os valores obtidos após a soldagem da junta pelo processo GMAW estão acima dos exigidos pela norma do aço HY-80 [13] e que o TTPS promoveu uma melhoria nas propriedades mecânicas, com destaque para o aumento da energia absorvida no ensaio de impacto e redução dos valores de dureza da ZTA, devido ao revenimento adicional na microestrutura martensítica e bainítica que compõe a junta soldada.

Logo, observando os resultados expostos no presente trabalho em comparação com exposto na literatura [1-13, 27-29, 58, 64], percebe-se que a soldagem pelo processo GMAW fornece juntas soldadas com propriedades mecânicas satisfatórias, manutenção da microestrutura característica e um ganho de produtividade de cerca de 2,5 vezes em comparação com o processo eletrodo revestido. Dentre as amostras obtidas pelo processo GMAW, a condição com TTPS a 600°C foi a que apresentou as melhores propriedades de resistência à tração, limite de escoamento e com uma energia absorvida inferior apenas 3,7% a máxima observada dentre as condições estudadas (eletrodo revestido após TTPS a 650°C) com o ensaio realizado a -20°C, requisito da norma [13], cabendo ressaltar que a soldagem pelo processo GMAW forneceu propriedades similares às do processo eletrodo revestido para a ZTA do aço HY-80.

Conclusões

A análise e discussão dos resultados verificados neste estudo permitiram a obtenção das seguintes conclusões:

a) Todos os resultados obtidos no presente trabalho foram acima dos mínimos exigidos pela norma para o aço HY-80;
b) O TTPS a 600°C foi benéfico para a junta soldada pelo processo GMAW, sendo esta a temperatura que promoveu melhores resultados de tenacidade para o metal de solda, uma vez que o TTPS a 650°C apresentou um metal de solda com uma extensa precipitação de carbetos;
c) O TTPS não apresentou benefício para a tenacidade ao impacto da junta soldada pelo processo eletrodo revestido;
d) A temperatura recomendada para o TTPS é 600°C e;
e) É possível obter juntas soldadas de aço HY-80 com propriedades mecânicas e microestruturais satisfatórias com a soldagem pelo processo GMAW e comparáveis às obtidas pelo processo de eletrodo revestido.

Sugestões para Trabalhos Futuros

As observações e conclusões realizadas no presente estudo permitem avaliar possíveis melhorias e estudos que incrementem no desempenho da soldagem do aço HY-80.

Desta forma, seguem abaixo algumas sugestões de forma a se obter resultados ainda melhores de produtividade e análise da soldagem do aço HY-80:

a) Análise da microestrutura do metal de solda por microscopia eletrônica de transmissão, para uma melhor observação microestrutural e avaliação dos precipitados formados após o TTPS;
b) Realizar a soldagem pelo processo MIG com a utilização de um outro consumível com o objetivo de obter melhores propriedades mecânicas para o metal de solda e;
c) Realizar a análise das tensões resíduas após o TTPS.

Referências Bibliográficas

[1] HOLTHAUS, J.E., KOUL, M.G. and MORAN, A.L.; "Properties and microstructure evaluation as a function of processing parameters: Large HY-80 steel casting for a US Navy submarine", *Engineering Failure Analysis*, 13, pp 1397-1409, 2006.

[2] BURCHER, R., RYDILL, L.; "Concepts in Submarine Design", Cambridge University College, Department of Mechanical Engineering, University College London, 1994.

[3] BRACARENSE, A.Q. e LIU, S.; "Desenvolvimento da Soldagem em Aços de Alta Resistência e Baixa Liga", *Soldagem e Materiais*, Arquivo Técnico, Vol.02, nº02, pp. 18-32, 1994.

[4] YAYLA, P., KALUC, E. and URAL, K.; "Efects of welding processes on the mechanical properties of HY 80 steel weldments", *Materials and Design*, vol. 28, pp. 1898 – 1906, 2007.

[5] AWS Welding HandBook, volume 4 – Metals and weldability - chapter 01, American Welding Society, 2007.

[6] ELLIS, D.J.; The Effect of Titanium Inclusions on HY-80 GMA Weld Deposits, Master Science in Mechanical Engineering, Naval Postgraduate School, United State Navy, B.S.M.E., Ohio State University, 1990.

[7] BIRD, J.; "Improving the Toughness of High Strength GMA Welds", *Marine Structure*, vol. 6, pp. 461-474, 1993.

[8] ROEPKE, C. and LIU, S.; "Hybrid Laser Arc Welding of HY-80 Steel", *Supplement to the Welding Journa*l, vol. 88, pp. 159-167, August 2009.

[9] DEB, P., CHALLENGER, K. D.; "TEM Characterization of HY-80 Steel Microstructures after Small Plastic Strains", *Metallography*, vol. 17, pp. 253-272, 1984.

[10] DEB, P., CHALLENGER, K. D., CLARK, D. R.; "Transmission Electronic Microscopy Characterizations of Preheated and Non-Preheated Shielded Metal Arc Welding of HY-80 Steel", *Material Science and Engineering*, vol. 77, pp. 155-167, 1986.

[11] GORNI, Antonio Augusto, MEI, Paulo Roberto.; "Aços Alternativos ao HY-80 sem a Necessidade de Aplicação de Têmpera e Revenido", *Revista Metalurgia e Materiais*, n. 56, vol. 4, PP. 287-293, 2003.

[12] ASM Metals HandBook – Volume 1 – Properties and Selection: Irons Steels and High Performance Alloy, American Society Materials, 1990.

[13] Military Specification – MIL-S-16216K, 1987, "Steel Plate, Alloy, Structural, High Yield Strength (HY-80 and HY-100)", Departament of Defense, United States of America.

[14] NÚÑEZ, M.M.G.; Avaliação do comportamento em corrosão dos aços API 5LX70 e API 5LX80 em meio contendo CO_2 por técnicas de análises superficiais e eletroquímicas, Dissertação de M.Sc., PUC-Rio, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2006.

[15] SILVA, M.C.; DETERMINAÇÃO EXPERIMENTAL DA TENACIDADE A FRATURA DA ZONA TERMICAMENTE AFETADA DE JUNTA SOLDADA DE AÇO API 5L X80, Tese de D.Sc., Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, Departamento de Engenharia Naval e Oceânica, São Paulo, SP, Brasil, 2009.

[16] VIEIRA, A.A.H.; Avaliação Microestrutural de Aços da Classe API5LX80 Submetidos a Diferentes Ciclos Térmicos, Dissertação de M.Sc., PUC-Rio, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica do Departamento de Ciência dos Materiais e Metalurgia, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

[17] SHIGA, C., KAMADA, A., HATOMURA, T., HIROSE, K., KUDOH, J. e SIKENE, T.; "Development of Large Diameter High Strength line Pipes for Low Temperature Services", *Kawasaki Steel Thecnical Report*, nº04, December, 1981.

[18] MCGRATH, J.T., BOWKER, J.T., LETTS, M.W., GIANETTO, J.A. and ORR, R.F.; "Microstructural/Properties Relationships in HAZ of HSLA-80 Steels", IIW Doc. IX-1517-88.

[19] KRISHNADEV, M.R., MCGRATH, J.T., BOWKER, J.T., VASUDEVAN, V.K. and CHALLENGER, K.D.; "Influence of Variability in Base Plate Alloy Chemistry and Processing on HAZ Toughness and Microstructure in Advanced Copper-HSLA Steels", *Recent Trends in Welding Science and Technology, Gatlimburg*, Tn, 14-18, ASM, pp. 799-803, May, 1989.

[20] GODOY, J.C., CAVALHEIRO, B.C., e SALANI, M.; "Tenacidade na Junta Soldada de Aços API-DNV, Fabricados por Laminação Controlada Seguida de Resfriamento Acelerado", *Conferência de Tecnologia de Soldagem e Inspeção*, Centro de Tecnologia SENAI-RJ – CTS Solda, 2008.

[21] SANT'ANNA, P.C.; INFLUÊNCIA DE TRATAMENTOS TÉRMICOS INTERCRÍTICOS NA MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO API 5L X65, Tese de D.Sc., Universidade Estadual de São Paulo, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Campinas, SP, Brasil, 2006.

[22] GORNI, A.A., DA SILVEIRA, J.H.D., e REIS, J.S.S.; "Metalurgia dos Aços Microligados Usados em Tubos Soldados de Grande Diâmetro", *Corte e Conformação de Metais*, Março de 2010, pp. 50-63.

[23] MCDONALD, E.P.; "Factors Influencing the Microstructure and Mechanical Properties of Ultra Low Carbon Bainitic 100 Tungsten Inert Gas Multipass Weldments", Master of Science in Mechanical Engineering, Naval Postgraduate School, Monterey, California, September 1992.

[24] GORNI, A.A.; Desenvolvimento de Aços Alternativos aos Materiais Temperados e Revenidos com Limite de Resistência entre 600 e 800 MPa, Tese de D.Sc., Universidade Estadual de São Paulo, Faculdade de Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia de Materiais, Campinas, SP, Brasil, 2001.

[25] ARAÚJO, C.A.; "Comparação entre Sequências de Soldagem Progressiva e Passo Reverso através de Análise Numérica e Experimental", Dissertação de M.Sc., COPPE-UFRJ, Pós-Graduação em Engenharia Oceânica, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Setembro de 2007.

[26] MASUBUCHI, K.; "Analysis of Welded Structures", 2 ed., New York, *Pergammon Press*, 1980.

[27] HAIDEMENOPOULOS, G.N.; "Heat Flow and Material Degradation During Laser Metal Formings", Submitted to the Departament of Ocean Engineering in Partial Fulfillment of the Requiriments for the Degrees of Master Science in Naval Architecture and Marine Engineering and Master of Science in Materials Science and Engineering, Massachusetts Institute of Technology (MIT), June, 1985.

[28] SÁ, A.L.C.; "Análise Microestrutural e de Propriedades Mecânicas de um Aço do Tipo HY-80 com os Processos Eletrodo Revestido e Arame Tubular", Dissertação de M.Sc., COPPE-UFRJ, Pós-Graduação em Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Rio de Janeiro, RJ, Brasil, Novembro de 1999.

[29] GIANETTO, J.A., SMITH, N.S., MCGRATH, J,T. and BOWKER, J.T.; "Effect of composition and energy input on structural and properties and high strength weld metal", *Welding Journal*, Res Supp, nov, 1992.

[30] AMERICAN BUREAU OF SHIPPING, Rules for Materials and Welding, Part 2, USA, 2012.

[31] METALS HANDBOOK; "Welding, Brazing and Soldering", v. 6, 9 ed., American Society for Metals, 1983.

[32] MODENESI, P. J.; Estimativa de Custos em Soldagem, Belo Horizonte, UFMG, 2001.

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

[34] MYERS, D.; "Metal Cored Wire: Advantages and Disadvanantages", *Welding Journal*, September 2002, pp.39-42.

[35] OKUMURA, T.; TANIGUSGI, C.; Engenharia de Soldagem e Aplicações, Rio de Janeiro, Livros Técnicos e Científicos Editora, 1982.

[36] GARCIA, R.P. e SCOTTI, A.; "Uma Metodologia para Análise Comparativa da Capacidade Produtiva entre Arames Maciços (MIG/MAG) e Tubulares (Eletrodo Tubular)", *Soldagem e Inspeção*, Vol.16, No. 2, p.146-155, Abr/Jun 2011.

[37] MOREIRA, A.F., GALLEGO, J., TOKIMATSU, R.C., YAMAKAMI, W.J. e VENTRELLA, V.A.; "Caracterização do Metal de Solda Obtido com Arame Sólido AWS E70S-6 em Função da Adição de CO2 no Gás de Proteção", *17ºCBECMat – Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais*, 15 a 19 de Novembro de 2006, Foz do Iguaçu, Paraná, Brasil.

[38] FARNEZE, H.N.; Estudo Comparativo de Metais de Solda de Alta Resistência Obtidos pelos Processos Eletrodo Revestido e Arame Tubular, Dissertação de M.Sc., CEFETRJ, Diretoria de Pesquisa e Pós-Graduação, Coordenadoria do Programa de Pós-Graduação em Tecnologia , Rio de Janeiro, RJ, Brasil, 2007.

[39] PECLY, P.H.R. and ANTUNES, E.S.; "CT-20 Estudo Econômico Comparativo entre os Processos de Soldagem Arame Tubular (Semi-Automatizado e Mecanizado) e Eletrodo Revestido", *XXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem*, 25 a 26 de Novembro de 2002, São Paulo – SP.

[40] KEEHAN, E., KARLSSON, L., ANDRÉN, H.-O., BHADESHIA, K.D.H.; "New Developments with C-Mn-Ni High-StrengthnSteel Weld Metals, Part A - Microstructure", *Welding Research*, pp.200-210, September, 2006.

[41] RAMIREZ, J.E.; "Characterization of High-Strength Steel Weld Metals: Chemical Composition, Microstructure and Nonmetallic Inclusions", *Welding Journal*, March 2008, Vol.87, p.65-75.

[42] 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 and Forum*, v. 758, p. 21-32, 2013.

[43] LORD, M., JENNINGS, G.; “Effect of Interpolas temperature on properties of High Strength Weld Metal”, *Svetsaren*, Nº01, 1999.

[44] JORGE, J.C.F., SALVADOR, L.S.F. e BOTT, I.S.; “Efeito da Composição Química e TTPS nas Propriedades de Metal de Solda de Alta Resistência”, *XXIV Encontro Nacional de Tecnologia da Soldagem, XI Congresso Latino Americano e V Ibero-Americano de Soldagem*, 20 a 23 de Setembro de 1998, Fortaleza, Ceará, Brasil.

[45] VOGAS, P.V.B.D., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S.: “CT 40 – Influência do Preaquecimento e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades de Metal de Solda de Alta Resistência obtido pelo Processo Arame Tubular”, *XXXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem*, Associação Brasileira de Soldagem, 15 a 18 de Outubro de 2012, Ouro Preto, MG, Brasil.

[46] PINHEIRO, M.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., BOTT, 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”, *7º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 20 a 24 de Maio de 2013, Penedo, Itatiaia – Rio de Janeiro – Brasil.

[47] VOGAS, P.V.B.D., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S.; “Avaliação de Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Alta Resistência Obtido por Processo de Arame Tubular Tipo Flux Cored para Soldagem de Amarras de Aço de Ancoragem de Plataformas de Petróleo Offshore”, *7º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 20 a 24 de Maio de 2013, Penedo, Itatiaia – Rio de Janeiro – Brasil.

[48] JORGE, J.C.F., FARAGASSO, S.M., SOUZA, L.F.G. e BOTT, I.S.: “Efeito do Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Utilização em Equipamentos de Ancoragem”, *Soldagem e Inspeção São Paulo*, Vol. 18, Nº02, p. 137-148, Abr/Jun 2013.

[49] GOMES, A.J.M., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S., JORGE, J.C.F.: “CT 41 – Estudo de Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência com Diferentes Tratamentos Térmicos Pós-Soldagem”, *XXXVIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem*, Associação Brasileira de Soldagem, 15 a 18 de Outubro de 2012, Ouro Preto, MG, Brasil.

[50] GOMES, A.J.M., JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., BOTT, I.S.; “Propriedades Mecânicas de Metal de Solda de Aço de Extra Alta Resistência para Reparos de Componentes de Amarração de Plataformas”, *7º COBEF – Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação*, Associação Brasileira de Engenharia e Ciências Mecânicas, 20 a 24 de Maio de 2013, Penedo, Itatiaia – Rio de Janeiro – Brasil.

[51] 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 e Inspeção São Paulo*, vol. 14, nº2, p. 151-160, Abr/Jun 2009.

[52] KEEHAN, E., KARLSSON, L., ANDRÉN, H.O., SVENSSON, L.E.; "New Developments with C-Mn-Ni in Hihg Strength Steel Weld Metals - Part B, Mechanical Properties", *Welding Journal*, October 2006, p.218-224.

[53] SURIAN, E., RISSONE, M.R., DE VEDIA, L.; "Influence of Molybdenum on Ferritic High Strength SMAW All-Weld-Metal Properties", *Supplement to the Welding Journal*, April 2005, p. 53-62.

[54] RISSONE, N.M.R., SVOBODA, H.G., SURIAN, E.S., and DE VEDIA, L.A.; "Influence of Procedure Variables on C-Mn-Ni-Mo Metal Cored Wire Ferritic All-Weld-Metal", *Supplement to the Welding Journal*, September 2005. p.139-148.

[55] KEEHAN, E., KARLSSON, L. e ANDRÉN, H.-O.; "Influence of Carbon, Manganese and Nickel on microstructure and properties of strong steel weld metal. Part 1 – Effect of Nickel content", *Science and Technology of Welding and Joining*, Nº1, vol.11, pp.1-8, 2006.

[56] KEEHAN, E., KARLSSON, L., ANDRÉN, H.-O., BHADESHIA, K.D.H.; "Influence of Carbon, Manganese and Nickel on microstructure and properties of strong steel weld metal. Part 2 – Impact Toughness gain resulting from manganese reductions", *Science and Technology of Welding and Joining*, Nº1, vol.11, pp.9-18, 2006.

[57] YUE, X., LIPPOLD, J.C., ALEXANDROV, B.T., and BABU, S.S.: "Continuous Cooling Transformation in the CGHAZ of Naval Steels", *Supplement to the Welding Journal*, Welding Journal, March 2012, pp.67-75.

[58] SMITH, N.J., McGRATH, J.A., GIANETTO, J.A., and ORR, R.F.: "Microstructure/Mechanical Property Relationships of Submerged Arc Welding in HLSA 80 Steel", Welding Research Supplement, *Welding Journal*, March 1989, pp.112-120.

[59] RODRIGUES, C.R. e MACHADO, I.G.; "Influência do Níquel nas Propriedades Mecânicas do Metal de Solda", *XXVI CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem*, de 03 a 06 de Setembro de 2000, Curitiba, Paraná.

[60] SILVA, C.G., SOUZA, L.F.G., JORGE, J.C.F., e BOTT, I.S.; "Caracterização Microestrutural e Mecânica de Metal de Solda do Sistema Cr-Mo com Diferentes Teores de Mn", *Soldagem e Inspeção*, Ano 8. No.3, Setembro de 2003.

[61] JORGE, J.C.F., SOUZA, L.F.G., FILHO, O.R.S., FILHO, A.M.F.S., e BOTT, I.S.; "CT-47 Influência da Composição Química e Tratamento Térmico Pós-Soldagem nas Propriedades Mecânicas e Microestruturais de Metais de Solda de Alta Resistência", *XXXIII CONSOLDA – Congresso Nacional de Soldagem*, 27 a 30 de Agosto de 2007, Caxias do Sul, RS.

[62] SURIAN, E., TROTTI, J., CASSANELLI, A., and DE VEDIA, L.A.; "Influence of Chromium on the Mechanical Properties and Microstructure of Weld Metal from a High Strength SMA Electrode", *Supplement to the Welding Journal*, March 1994.

[63] SVENSSON, L.R.; "Consumibles for Welding High Strength Steels", *Svetsaren*, Nº01, 1999.

[64] RITTER, J.C., and DIXON, B.F.; "Improved Properties in Welded HY-80 Steel for Australian Warships", *Welding Journal*, March 1987, pp. 33-44.