

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

ESCOLA DE ENGENHARIA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA DE MINAS, METALÚRGICA
E DE MATERIAIS - PPGE3M

DAVI SCHÄFER MARON

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NO PROCESSO DE
SOLDAGEM MAG ROBOTIZADA DO AÇO DOCOL 1000DP**

Porto Alegre

2018

DAVI SCHÄFER MARON

**ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NO PROCESSO DE
SOLDAGEM MAG ROBOTIZADA DO AÇO DOCOL 1000DP**

Dissertação submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Mestre em Engenharia, modalidade Acadêmica

Orientador: Prof. Dr. Afonso Reguly

Porto Alegre

2018

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Reitor: Rui Vicente Oppermann

Vice-Reitora: Jane Fraga Tutikian

ESCOLA DE ENGENHARIA

Diretor: Prof. Luiz Carlos Pinto Silva Filho

Vice-Diretora: Carla Schwengber ten Caten

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO

Coordenador: Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coordenador Substituto: Prof. Dr. Afonso Reguly

Maron, Davi Schäfer

Estudo da Influência do Aporte Térmico no
Processo de Soldagem MAG Robotizada do Aço DOCOL
1000DP / Davi Schäfer Maron. -- 2018.

100 f.

Orientador: Afonso Reguly.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal do
Rio Grande do Sul, Escola de Engenharia, Programa de
Pós-Graduação em Ciência dos Materiais, Porto Alegre,
BR-RS, 2018.

1. Engenharia de Materiais. 2. Aços de Alta
Resistência. 3. Aços Bifásicos. 4. Solda MAG. 5.
Revenimento Martensita. I. Reguly, Afonso, orient.

II. Título.

DAVI SCHÄFER MARON

ESTUDO DA INFLUÊNCIA DO APORTE TÉRMICO NO PROCESSO DE SOLDAGEM
MAG ROBOTIZADA DO AÇO DOCOL 1000DP

Esta Dissertação foi analisada e julgada adequada para a obtenção do título de Mestre em Engenharia e aprovada em sua forma final pelo Orientador e pela Banca Examinadora designada pelo Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Prof. Dr. Afonso Reguly

Prof. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Aprovado em: ___/___/___

BANCA EXAMINADORA

Prof. Dr. Guilherme Vieira Braga Lemos - UFRGS _____

Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira - UFRJ _____

Prof. Dr. Marcelo Favaro Borges - UFRGS _____

Dedico essa dissertação aos meus pais Elmo Arlindo Maron e Dilma Schäfer Maron pela vida, educação, cultura e pelo exemplo de fé em Jesus Cristo.

AGRADECIMENTOS

À liderança da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS pelo imenso apoio e pelas palavras de motivação mencionadas no princípio do planejamento do curso de mestrado e no desenvolvimento do presente trabalho.

Ao professor orientador Telmo Strohaecker (*in memoriam*) e professor Afonso Reguly pelo estímulo, dedicação e confiança depositada durante o desenvolvimento do trabalho.

Ao senhor N. Yurioka da Nippon Steel - Japão pela atenção e transmissão de conhecimento que foram fundamentais para a realização desse trabalho.

Aos colegas Daniel Pinheiro, Rodrigo Carlesso, Tiago Mezzomo e Gustavo Laste verdadeiros companheiros e amigos nas longas viagens entre Porto Alegre e Horizontina. Meu agradecimento pelo trabalho em equipe, suporte e motivação durante o curso das disciplinas e pelas valiosas contribuições no desenvolvimento desse trabalho.

Aos amigos e colegas de trabalho Valtair Alves, Vanderlei da Rosa, Mauri Beck, Rafael Perinazzo, Diogo Gazola, Gerson Kuhn, Luis Baldissera, Rodrigo Petermann e Alexandre Heirich pelo apoio, suporte, compartilhamento de conhecimento e disponibilização de recursos para que esse trabalho se tornasse realidade.

Aos amigos do Lamef Jefferson Haag, Vagner Machado Costa, Cristian Pohl Meinhardt e equipe pelo suporte prestado nos trabalhos de laboratório os quais foram fundamentais para a realização desse trabalho.

A João Preichardt e equipe da SSAB e Ronaldo Cardoso Junior e equipe da ESAB que não mediram esforços no compartilhamento de conhecimento, disponibilização de literaturas, e no envio de materiais para que o desenvolvimento desse trabalho fosse possível.

A minha família: pais, irmãos, avós e esposa que estão sempre comigo me oferecendo apoio. Meu agradecimento e reconhecimento.

“Ore como se tudo dependesse de Deus.
Trabalhe como se tudo dependesse de ti.”

Martin Lutero

RESUMO

Aços bifásicos vêm sendo utilizados recentemente na indústria automotiva objetivando reduções de peso e aprimoramento de consumo de combustível. Esses aços oferecem alta resistência mecânica sem afetar a conformabilidade. A microestrutura de um aço bifásico é constituída por uma matriz ferrítica macia, que oferece ductilidade, e uma segunda fase martensítica dura, responsável pela resistência mecânica. Processos de soldagem por fusão, como MAG (do inglês, *Metal Active Gas*), são utilizados para uniões soldadas de aços bifásicos; entretanto, o aporte térmico proveniente da solda pode causar a decomposição da fase dura do aço em martensita revenida. Isso pode reduzir a eficiência da junta soldada, causando falhas prematuras em regiões onde o abrandamento da martensita ocorre. O principal objetivo deste trabalho foi estudar o impacto de diferentes aportes térmicos na soldagem MAG robotizada de aços bifásicos de alta resistência. Os aportes térmicos foram determinados de forma progressiva dentro da faixa recomendada para o eletrodo de solda utilizado. Buscou-se utilizar aportes térmicos reduzidos para minimizar os efeitos do revenimento da martensita presente no metal de base. A soldagem MAG robotizada foi realizada em juntas de topo na posição plana utilizando fonte de potência inversora com corrente pulsada. O metal de base foi um aço de alta resistência bifásico DOCOL 1000DP, e o eletrodo utilizado classificado como AWS A5.28 ER120S-G possuindo propriedades mecânicas apropriadas para esse processo de soldagem. A velocidade de deslocamento da tocha de soldagem, bem como a vazão do gás de proteção (82% Ar e 18% CO₂) foram idênticos para todos os corpos de prova. Foram utilizados cinco aportes térmicos distintos, de forma crescente, para confecção dos corpos de prova com a variação dos parâmetros de tensão e corrente de soldagem. A faixa dos aportes térmicos de soldagem foi de 0,12 a 0,33 kJ/mm. Para avaliação de propriedades mecânicas e microestruturais do material soldado, corpos de prova foram submetidos a ensaio de tração, criação do perfil de microdureza das juntas soldadas bem como a análise por microscopia ótica para avaliação das microestruturas. Os resultados dos ensaios mecânicos mostram que, com o aumento do aporte térmico, o limite de resistência mecânica das amostras sob ensaio de tração apresentou redução. Essa redução da resistência mecânica chegou até 26% em relação ao metal de base. Isso se deve ao revenimento da martensita presente no aço sob estudo. Da mesma forma, o valor mínimo do

perfil de dureza teve redução gradativa, proporcional ao aumento do aporte térmico utilizado no processo de soldagem. A menor dureza encontrada entre as amostras ensaiadas, foi 34% menor que o metal de base. A relação entre limite de resistência/dureza mínima ZAC, se mostrou muito próxima para as amostras testadas sob diferentes aportes térmicos variando em uma faixa de 0,26 a 0,28.

Palavras chave: Engenharia de materiais. Aços de alta resistência. Aços bifásicos. Solda MAG. Microdureza. Revenimento martensita.

ABSTRACT

Dual-phase steel have recently been used for automotive manufacturing intending to reduce the vehicle weight and improve fuel economy. Those steels offer higher strength not compromising the formability. The DP steel microstructure is comprised of a ferrite matrix, which provides ductility, and a second hard martensite phase, responsible for the steel strength. Fusion welding process, such as metal arc welding (GMAW), are used to join dual-phase steels; however, the heat input from the welding process can cause tempering of the hard martensite phase. This can reduce the weld joint efficiency, causing premature failures localized in the region where tempered martensite occurs. The main purpose of this work was to study the impact of different heat inputs on dual-phase steels GMAW robotic welding. The heat inputs were determined on progressive method in a range recommended by the welding wire manufacturer. The heat inputs definition intends to determine low heat inputs to minimize the effect of the martensite tempering presented on the steel. The robotic GMAW welding was performed horizontally using a butt joint applying pulsed arch. The metal base was a dual-phase steel DOCOL 1000DP and the welding wire was classified as AWS A5.28 ER120S-G having appropriated mechanical proprieties. The travel speed of the welding torch and the gas (82% Ar and 18% CO₂) flow were uniform for all samples. Were used five welding heat inputs in progressive way varying the parameters such as voltage and current. The range of weld heat input was between 0.12 and 0.33 kJ/mm. For evaluation purposes the samples were submitted to tensile test and hardness profile definition. In addition, the samples passed by optical microscopy analysis to evaluate the microstructures. The results show that the increasing the welding heat input has a good relationship with the reduction of the ultimate strength of the samples. This reduction on the weld joint strength reached 26% when compared with the base metal strength. This fact could be explained by martensite tempering. In the same way, the smaller value of the hardness profile of the samples had gradual reduction proportional to the increase of the weld heat input. The ratio between weld strength/minimum HAZ hardness presented confident results for all samples on the range of 0.26 and 0.28.

Keywords: Material Science. Ultra-high strength steels. Dual-phase steels. GMAW welding. Microhardness. Martensite tempering.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Microestrutura esquemática do aço bifásico.....	25
Figura 2 - Típica microestrutura de um CR 590 DP.....	25
Figura 3 - Curva tensão x deformação de engenharia para aços DP e HSLA.....	26
Figura 4 - Temperatura em função do tempo durante o recozimento contínuo dos aços bifásicos.....	27
Figura 5 - Caminho no resfriamento na produção dos aços bifásicos.....	29
Figura 6 - Processo de soldagem MAG.....	31
Figura 7 - Esquema básico do processo de soldagem MAG.....	32
Figura 8 - Diagrama esquemático das várias subzonas da zona afetada pelo calor aproximadamente correspondendo a uma liga de 0,15% C indicado no diagrama de equilíbrio Fe-Fe ₃ C.....	38
Figura 9 - Curva típica de dureza para um aço de alta resistência. O centro do cordão de solda está a 10 mm.....	39
Figura 10 - Máxima redução de dureza versus volume de fração de martensita. Onde HMB é a dureza do metal de base e Hmin é a dureza mínima.....	40
Figura 11 - Revenimento da martensita com o respectivo aporte térmico representado pela constante de tempo.....	42
Figura 12 - Fluxograma de atividades realizadas no estudo do impacto de diferentes aportes térmicos na soldagem MAG robotizada para aços de alta resistência bifásico Docol 1000DP45.....	46
Figura 13 - Espectrômetro de emissão ótica Shimadzu PDA-7000.....	46
Figura 14 - Microscópio ótico metalúrgico Olympus modelo BX51M.....	47
Figura 15 - Dimensões do corpo de prova para caracterização das propriedades mecânicas do metal de base.....	47
Figura 16 - Máquina de ensaio de tração Instron – 5585H.....	48

Figura 17 - Dimensões em milímetros do corpo de prova para confecção das juntas soldadas	49
Figura 18 - Disposição dos corpos de prova para soldagem	51
Figura 19 - Fixação dos corpos de prova.....	52
Figura 20 - Posição da tocha de soldagem em relação ao eixo do cordão de solda	52
Figura 21 - Distribuição dos corpos de prova na placa soldada	55
Figura 22 - Dimensões individuais dos corpos de prova.....	56
Figura 23 - Máquina de corte STRUERS modelo DISCOTOM-2.....	57
Figura 24 - Máquina de embutimento SIMPLIMET 2000.....	58
Figura 25 - Politriz BUEHLER modelo ECOMET 4.....	58
Figura 26 - Lupa binocular WILD HEERBRUGG modelo M3.....	59
Figura 27 - Posicionamento dos pontos para determinação do perfil de dureza da junta soldada	60
Figura 28 - Equipamento de teste de microdureza marca Shimadzu tipo M.....	60
Figura 29 - Micrografia ampliada (a) 500 vezes e (b) 1000 vezes do aço Docol 1000DP. Ferrita (α) e martensita (α')	62
Figura 30 - Macrografia do corpo de prova 1.....	65
Figura 31 - Macrografia do corpo de prova 2.....	65
Figura 32 - Macrografia do corpo de prova 3.....	66
Figura 33 - Macrografia do corpo de prova 4.....	66
Figura 34 - Macrografia do corpo de prova 5.....	66
Figura 35 - Corpos de prova confeccionadas a partir da chapa soldada utilizando aporte térmico do corpo de prova D2	68
Figura 36 - Fratura dos corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3	69
Figura 37 - Macrografia da fratura do corpo de prova D1-1	70
Figura 38 - Macrografia da fratura do corpo de prova D1-2.....	70

Figura 39 - Falta de fusão na raiz da solda das amostras D1-2 e D1-3	71
Figura 40 - Fratura dos corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3	72
Figura 41 - Macrografia da fratura do corpo de prova D2-2	72
Figura 42 - Fratura dos corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3	73
Figura 43 - Macrografia da fratura do corpo de prova D3-1	74
Figura 44 - Fratura dos corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3	75
Figura 45 - Macrografia da fratura do corpo de prova D4-3	75
Figura 46 - Fratura dos corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3	76
Figura 47 - Macrografia da fratura do corpo de prova D5-1	77
Figura 48 - Limites de escoamento e resistência médios para os corpos de prova D1, D2, D3, D4 e D5.....	77
Figura 49 - Microestruturas das juntas soldadas	78
Figura 50 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D1 de 0,12 kJ/mm. MS = martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) - 360 HV5, RCG = martensita e ferrita primária em contornos de grão PF(G) - 315 HV5, RRG = martensita, e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) e ferrita primária em contornos de grão PF(G) - 200 HV5	79
Figura 51 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D2 de 0,16 kJ/mm. MS = martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) - 355 HV5; RCG = martensita e ferrita - 320 HV5; RRG = ferrita e agregados de carbonetos - 210 HV5	80
Figura 52 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D3 de 0,22 kJ/mm. MS = martensita - 370 HV5; RCG = martensita e constituinte MA - 325 HV5; RRG = ferrita poligonal agregados de carbonetos e MA 210 HV5.....	81
Figura 53 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D4 de 0,27 kJ/mm. MS = ferrita primária em contornos de grão PF(G) e martensita - 310 HV5; RCG = bainita inferior FS(LB) e ferrita de Widmanstätten com carbonetos não alinhados FS(NA) - 280 HV5; RRG = ferrita poligonal PF e agregados de carbonetos - 205 HV5	82

Figura 54 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D5 de 0,33 kJ/mm. MS = ferrita primária em contornos de grão PF(G) (em maior volume em relação a D4) e martensita - 270 HV5; RCG = bainita superior FS(UB) - 240 HV5; RRG = ferrita e agregados de cementita - 195 HV5.....	83
Figura 55 - Perfis de microdureza: (a) aporte térmico D1 0,12 kJ/mm, (b) aporte térmico D2 0,16 kJ/mm, (c) aporte térmico D3 0,22 kJ/mm, (d) aporte térmico D4 0,27 kJ/mm e (e) aporte térmico D5 0,33 kJ/mm	86
Figura 56 - Revenimento da martensita com o respectivo aporte térmico representado pela constante de tempo	89
Figura 57 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3 com aporte térmico de 0,12 kJ/mm	99
Figura 58 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3 com aporte térmico de 0,16 kJ/mm	99
Figura 59 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3 com aporte térmico de 0,22 kJ/mm	100
Figura 60 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3 com aporte térmico de 0,27 kJ/mm	101
Figura 61 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3 com aporte térmico de 0,33 kJ/mm	101

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Efeito dos elementos de liga nos aços DP.....	26
Tabela 2 - Composição química do aço Docol 1000DP.....	46
Tabela 3. Propriedades Mecânicas do aço Docol 1000DP.....	46
Tabela 4 - Cotas do corpo de prova ilustrados na figura 23.....	47
Tabela 5 - Propriedades do eletrodo.....	49
Tabela 6 - Parâmetros de soldagem iniciais para confecção dos corpos de prova.....	54
Tabela 7 - Composição química do aço Docol 1000DP por espectrometria ótica.....	61
Tabela 8 - Propriedades Mecânicas do aço Docol 1000DP submetido a ensaio de tração.....	62
Tabela 9 - Composição química do eletrodo.....	63
Tabela 10 - Parâmetros de soldagem para a confecção dos corpos de prova preliminares.....	64
Tabela 11 - Parâmetros de soldagem para confecção dos corpos de prova finais.....	67
Tabela 12 - Comparativo entre os aportes térmicos propostos e finais.....	67
Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3 com aporte térmico de 0,12 kJ/mm.....	69
Tabela 14 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3 com aporte térmico de 0,16 kJ/mm.....	71
Tabela 15 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3 com aporte térmico de 0,22 kJ/mm.....	73
Tabela 16 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3 com aporte térmico de 0,27 kJ/mm.....	74
Tabela 17 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3 com aporte térmico de 0,33 kJ/mm.....	76
Tabela 18 - Resumo das microestruturas e as referidas dureza do MS, RCG e RRG.....	85

Tabela 19 - Relação entre limite de resistência e dureza mínima na ZAC.....	87
Tabela 20 - Fatores ϕ e τ relacionados ao revenimento de martensita.....	88

LISTA DE SIGLAS

AHSS – Advanced High Strength Steel

ASTM - American Society for Testing and Materials

AWS – American Welding Society

ESAB – Fabricante de equipamentos e consumíveis de solda e corte

FSV – Future Steel Vehicle

GMAW – Gas Metal Arc Welding

HSLA – High Strength Low Alloy

MAG – Metal Active Gas

SSAB – Fabricante de aços sueca

ULSAB – Ultra Light Steel Auto Body

LISTA DE SÍMBOLOS

γ – Austenita

Ar3 - Temperatura de início de transformação

c - Calor específico do aço

C – Largura do corpo de prova da junta soldada

C.P. – corpos de prova

CA – Continuous Annealing

C γ – Conteúdo de carbono na austenita

DP – Dual-phase

E – Energia de soldagem

I – Corrente de soldagem

k – representa a barreira de energia para a transformação de revenimento na equação Avrami

MS – metal de solda

Ms - Temperatura de início de formação de martensita

n - o parâmetro relacionado com a taxa de transformação de revenimento na equação de Avrami

Q – Aporte térmico

Q_{net} - Potência de soldagem líquida

R² - coeficiente de correlação

RCG – região crescimento de grãos

RRG – região de refino de grãos

t – Tempo de revenimento

T_0 - Temperatura ambiente

T_{AC1} ou A_{C1} - Temperatura de austenitização

T_{an} - Temperatura de recozimento

U - Tensão de soldagem

v - Velocidade de soldagem

ZAC - Zona afetada pelo calor

α - Ferrita

α' - Martensita

η - Eficiência do arco

λ - Condutividade térmica

ρ - Densidade do aço

τ - Constante de tempo

Φ - Fração de volume de transformação da martensita

SUMÁRIO

RESUMO.....	28
ABSTRACT	30
LISTA DE ILUSTRAÇÕES.....	32
LISTA DE TABELAS	36
LISTA DE SIGLAS.....	38
LISTA DE SÍMBOLOS	39
SUMÁRIO.....	41
1. INTRODUÇÃO	21
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	23
2.1 INTRODUÇÃO.....	23
2.2 AÇOS BIFÁSICOS	24
2.2.1 Processamento de Aços Bifásicos.....	27
2.2.1.1 Aços Bifásicos Laminados a Frio	27
2.2.1.2 Aços Bifásicos Laminados a Quente	29
2.3 DESAFIOS NA APLICAÇÃO DOS AÇOS AHSS.....	30
2.4 SOLDAGEM MAG EM AÇOS BIFÁSICOS.....	30
2.5 ZONA AFETADA PELO CALOR – ZAC	37
2.6 QUALIFICAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS	43
3. MATERIAIS E METODOLOGIA.....	44
3.1 METAL DE BASE	45
3.2 METAL DE ADIÇÃO.....	49

3.3	PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM.....	50
3.4	CARACTERIZAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS.....	54
4.	RESULTADOS E DISCUSSÕES	61
4.1	COMPOSIÇÃO QUÍMICA.....	61
4.2	ANÁLISE METALOGRÁFICA DO METAL DE BASE	61
4.3	ENSAIO DE TRAÇÃO DO METAL DE BASE.....	62
4.4	COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO ELETRODO.....	63
4.5	VALIDAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM PROPOSTOS.....	64
4.6	SOLDAGEM FINAL DOS CORPOS DE PROVA	67
4.7	ENSAIO DE TRAÇÃO	68
4.8	ANÁLISE METALOGÁFICA DAS JUNTAS SOLDADAS.....	78
5.	CONCLUSÕES	90
6.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
7.	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	93
8.	APÊNDICE	99

1. INTRODUÇÃO

A crise do petróleo e créditos de carbono deram início à era de economia de energia. A busca constante por redução de peso em estruturas na indústria: automotiva, de implementos agrícolas e rodoviário está motivando fabricantes de aços a desenvolver materiais de alta resistência que atendam essa crescente demanda. No ramo de implementos agrícolas redução de peso dos equipamentos proporcionado pela aplicação de aços de alta resistência diminuem a compactação do solo, aumenta a capacidade de colheita, reduz o consumo de combustível, reduz emissões, além de aumentar a eficiência operacional do agronegócio. No ramo de implementos rodoviários, redução de peso gera o aumento de capacidade de carga, aumentando assim a eficiência de operadores logísticos. Na indústria automotiva, redução de peso em veículos leva a diminuição do consumo de combustível e de emissões. Além de redução de peso, os aços de alta resistência possuem vantagens diferenciadas na absorção energia em um potencial impacto. Esse fato traz à indústria automotiva um nível de excelência em termos de segurança, diminuindo assim riscos de danos aos passageiros de um automóvel em uma potencial colisão.

Na indústria, os processos de soldagem mais utilizados são o arco com proteção por gás e eletrodo consumível (MIG/MAG), resistência elétrica e LASER. O processo de automação do processo de soldagem e a utilização de robôs visa reduzir custos, com aumento de produtividade e aprimorado níveis de qualidade e confiabilidade do produto.

Um ponto fundamental na solda por fusão desses aços é a tendência de criação de uma região na junta soldada, com dureza inferior ao metal de base, notadamente na zona afetada pelo calor, difícil de ser evitada. Juntas soldadas de aços de alta resistência demandam a utilização de consumíveis específicos para esse fim. Existe também a necessidade de um controle aprimorado de parâmetros de soldagem para garantir aportes térmicos controlados para que as propriedades mecânicas não sejam comprometidas. O desenvolvimento de consumíveis deve acompanhar o crescente avanço dos aços de alta resistência.

A soldagem a arco elétrico com gás de proteção, denominado pela *American Welding Society* (AWS) como *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) e também conhecido como MAG (do inglês, *Metal Active Gas*) é largamente utilizada pela indústria na soldagem de uma ampla

variedade de materiais ferrosos e não ferrosos. Esse processo se faz através de um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo consumível (alimentado continuamente) e a peça a ser soldada que é isolada da atmosfera pelo fluxo de um gás. Há um grande interesse em melhorar os procedimentos de soldagem visando o controle de aportes térmicos em aços de alta resistência para a obtenção de soldas de alta qualidade.

Um processo de soldagem a arco robotizado desempenha um papel importante na fabricação de produtos. No entanto, a otimização de parâmetros de soldagem para utilização de aportes térmicos reduzidos em aços de alta resistência ainda é um obstáculo para garantir a qualidade elevada de soldagem. Consequentemente, definições incorretas de parâmetros de soldagem podem gerar altos aportes térmicos e que levam a redução de resistência mecânica de juntas soldadas de aços de alta resistência. Essa redução pode levar a falha prematura de um componente gerando assim prejuízos, riscos de acidentes e insatisfação de clientes.

A determinação de aportes térmicos adequados juntamente com o conhecimento dos parâmetros envolvidos no processo de soldagem garantirá a qualidade e confiabilidade da junta soldada de aços de alta resistência. Além disso, disponibiliza dados importantíssimos para novos desenvolvimentos de produtos com ambições cada vez maiores em redução de peso e aumento de eficiência.

A dissertação proposta, desenvolvida através de um trabalho acadêmico, visa atender expectativas de profissionais na área de engenharia de desenvolvimento de novos produtos e engenharia da soldagem. Dessa forma, a dissertação tem como objetivo relacionar as principais variáveis envolvidas no processo de soldagem MAG robotizada para aços de alta resistência, com os resultados obtidos através de experimentos aplicáveis a novos desenvolvimentos e produtos.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

A revisão da literatura aborda a utilização dos aços de alta resistência e conceitos fundamentais de obtenção e processamento de aços bifásicos, mais conhecidos como aços DP ou *Dual Phase*. A presente revisão também apresenta o processo de soldagem MAG aplicado aos aços DP. Por fim, são abordados conceitos fundamentais a respeito da zona afetada pelo calor e a sua relação com a resistência mecânica de juntas soldadas com aços bifásicos.

2.1 INTRODUÇÃO

A crise energética e os créditos de carbono lideraram o início da era de economia de energia. A redução de massa em automóveis é uma das maneiras mais eficientes na redução de consumo de combustível e de emissões. Uma redução de peso de 10% pode trazer de 3 a 7% em economia no consumo de combustível (XIAODONG ET AL., 2009).

Há uma década, um grupo de trinta e cinco companhias globais fabricantes de aços criou um vasto programa para projetar, construir e testar o veículo ULSAB (*Ultra Light Steel Auto Body*). ULSAB provou ser mais leve, estruturalmente sólido, seguro, executável e acessível. Um dos maiores avanços para o sucesso do ULSAB foi um grupo de novos tipos de aços e graus chamados Aços Avançados de Alta Resistência - AHSS (*Advanced High Strength Steel*) (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009).

Com o passar dos anos, desde o ULSAB, o sucesso do AHSS vem motivando as companhias fabricantes de aços em pesquisas de novos tipos de AHSS. Em 2008, *WorldAutoSteel* começou outro programa chamado FSV (*Future Steel Vehicle*). Este programa iria beneficiar a disponibilidade destes novos aços de alta resistência (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009).

Um dos principais atrativos para a utilização de aços de alta resistência no ramo automotivo é o seu melhor desempenho na absorção da energia de impacto. Isso ameniza riscos de danos em uma potencial colisão, aumentando, assim a segurança dos passageiros. Além disso, esses aços atendem o requisito da indústria automotiva por aços de maior

resistência mecânica com boa conformabilidade (CHOVET ET AL., 2005; WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009).

O uso de aços de alta resistência permite um menor custo de material uma vez que a redução de peso compensa o maior custo da tonelada dos aços de alta resistência. Isto traz uma forte motivação no uso dos aços de alta resistência em outras áreas como em estruturas, por exemplo (SPERLE, 2006).

2.2 AÇOS BIFÁSICOS

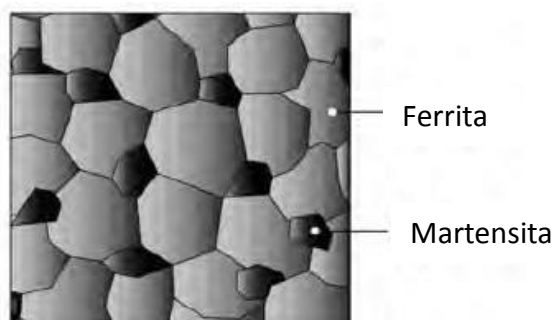
Dentre os aços AHSS, os aços bifásicos ou *DP* são os que possuem a mais vasta utilização na indústria automotiva (BHATTACHARYA, 2011). O fato foi demonstrado no projeto da *WorldAutoSteel FSV* (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2011). Isso se deve à relativa facilidade de fabricação e a excelente combinação de resistência e ductilidade (BHATTACHARYA, 2011).

Os aços bifásicos são constituídos de uma matriz ferrítica macia contendo uma segunda fase martensítica dura (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009; CHOVET, 2005; SENUMA, 2001). As chapas de aços DP se tornam dúcteis pela ferrita e sua resistência é controlada pela quantidade de martensita contida (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009; SENUMA, 2001). Quanto maior a proporção de martensita, mais acentuada é a geração de discordâncias na ferrita ao redor da martensita e maior será a resistência mecânica do material (KRAUSS, 2005).

Os aços bifásicos possuem uma faixa de limite de escoamento de 550 a 1000 MPa. Geralmente essa família de aços avançados possui uma relação limite de escoamento/limite de resistência na ordem de $\frac{1}{2}$ (KUZIAK ET AL., 2008).

A figura 1 ilustra uma microestrutura esquemática de um aço bifásico, contendo ferrita e ilhas de martensita. A fase de ferrita macia é geralmente contínua, dando a esses aços excelente ductilidade. Quando estes aços deformam, as deformações estão concentradas na fase ferrita de menor resistência circundante as ilhas de martensita, propiciando altas taxas de encruamento exibidos por estes aços (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009).

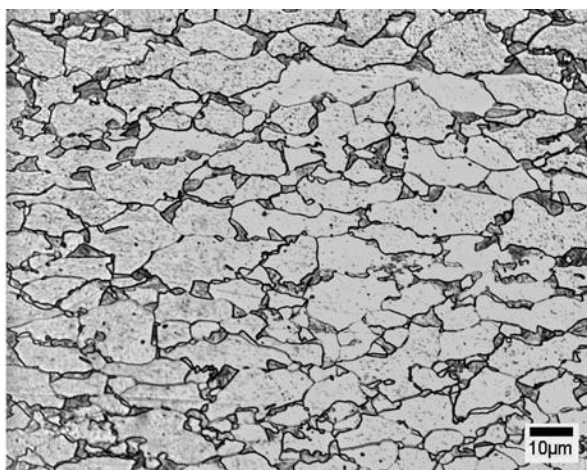
Figura 1 - Microestrutura esquemática do aço bifásico



Fonte: WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009

A figura 2 representa a microestrutura de um aço bifásico CR 590 DP.

Figura 2 - Típica microestrutura de um CR 590 DP



Fonte: BHATTACHARYA, 2011

A composição básica do aço bifásico é carbono e manganês, em algumas vezes, um certo volume de cromo e molibdênio são adicionados para aumentar a temperabilidade. Aço bifásico, também chamado aço parcialmente martensítico, quando a fração de volume da martensita excede a fração de 20% (XIAODONG ET AL., 2009).

Elementos de liga como vanádio e nióbio podem ser adicionados individualmente ou em combinação (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009). A Tabela 1 lista os principais elementos de liga utilizados nos aços DP bem como os efeitos e a razão da adição.

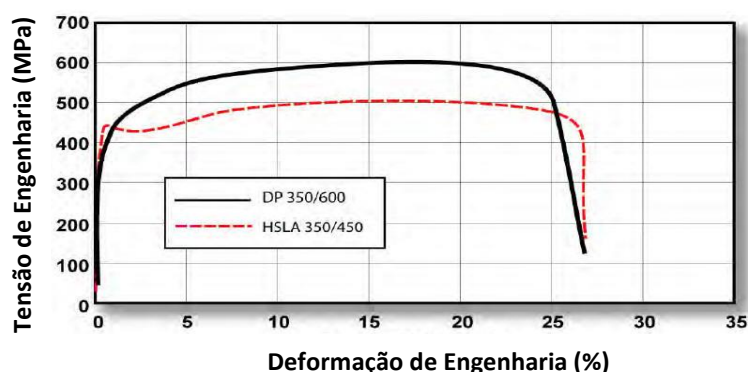
Tabela 1 - Efeito dos elementos de liga nos aços DP.

Elementos de liga	Efeitos e razões da adição
C (0,06-0,15%)	Estabilizador da austenita Fortalece a martensita Determina a distribuição de fases
Mn (1,5-2,5%)	Estabilizador da austenita Solução sólida reforçador da ferrita Retarda formação da ferrita
Si	Promove transformação da ferrita
Cr, Mo até 0,4%)	Estabilizador da austenita Retarda a formação de perlita e bainita
V (até 0,06%)	Estabilizador da austenita Refina microestrutura
Nb (até 0,04%)	Estabilizador da austenita Reduz a temperatura Ms Refina a microestrutura e promove a transformação da ferrita de austenita não recristalizada

Fonte: Kuziak (2008)

A taxa de encruamento mais o excelente alongamento promovem aos aços bifásicos limites de resistência mais elevados quando comparados aos aços convencionais de limite de escoamento similares. O aço DP exibe maior taxa inicial de encruamento, maior limite de resistência e menor relação tensão de escoamento/tensão resistência em relação ao aço HSLA de mesmo limite de escoamento (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009). A figura 3 ilustra esse comportamento dos dois aços.

Figura 3 - Curva tensão x deformação de engenharia para aços DP e HSLA



Fonte: WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009

2.2.1 Processamento de Aços Bifásicos

Modernos aços de alta resistência são produzidos por complexos processos envolvendo processamento termomecânico seguido de resfriamento controlado. Alternativamente, o recozimento contínuo após laminação a frio vem sendo aplicado (KUZIAK ET AL., 2008).

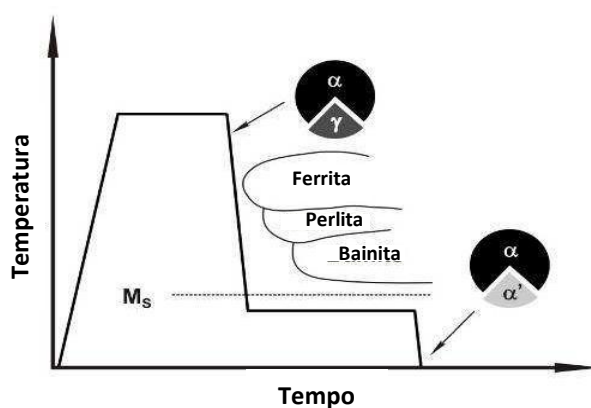
Nos aços bifásicos, compostos por ferrita mais martensita, são produzidos pelo resfriamento controlado de fase austenítica de duas fases: ferrita mais austenita para transformar uma porção de austenita em ferrita antes que um rápido resfriamento transforme o restante de austenita em martensita (KUZIAK ET AL., 2008).

A seguir será feita uma revisão dos processos de laminação a quente e a frio presentes na fabricação dos aços bifásicos.

2.2.1.1 Aços Bifásicos Laminados a Frio

Após o processo de laminação a frio, a chapa de aço é submetida a um tratamento térmico especial chamado de recozimento contínuo (do inglês, *Continuous Annealing*, ou CA) (LI, 2011), conforme ilustração da figura 4.

Figura 4 - Temperatura em função do tempo durante o recozimento contínuo dos aços bifásicos



Fonte: KUZIAK, 2008

Os aços bifásicos, laminados a frio, vêm sendo desenvolvidos utilizando as vantagens de linhas contínuas de recozimento e têmpera por jatos de água (BHATTACHARYA, 2011). Um tratamento térmico em duas etapas é aplicado incluindo um recozimento intercrítico e posterior têmpera (KUZIAK ET AL., 2008).

Durante o processo de recozimento, a chapa de aço é aquecida a uma temperatura ligeiramente acima da A_{c1} . Durante esse estágio, cerca de 15% da microestrutura é composta de ferrita e perlita que se transforma em austenita (KUZIAK ET AL., 2008).

Todos os aços desenvolvidos são baseados no recozimento na região de temperatura de duas fases (intercrítica) e no consequente incremento do conteúdo de carbono na austenita em comparação com a média do conteúdo do carbono no aço. Quanto mais o aço está próximo da temperatura de recozimento A_{c1} , maior é o conteúdo de carbono na austenita (C_γ) e maior é a sua temperabilidade. Assim, efeitos da temperatura de recozimento e taxa de resfriamento estão inter-relacionadas. A mais baixa temperatura de recozimento na região $\alpha + \gamma$ e, assim sendo o maior C_γ , menor taxa de resfriamento permitida que deixa a transformação em martensita o ocorrer evitando a transformação em perlita e/ou bainita (BHATTACHARYA, 2011).

Depois disso, a chapa é temperada devido à ação de jatos de água causando a transformação de austenita para martensita. A taxa de resfriamento é rápida o suficiente em uma faixa de temperatura entre 220 e 350°C (LI, 2011). Como resultado, a microestrutura final contém predominantemente ferrita e martensita em adequadas proporções (KUZIAK ET AL., 2008).

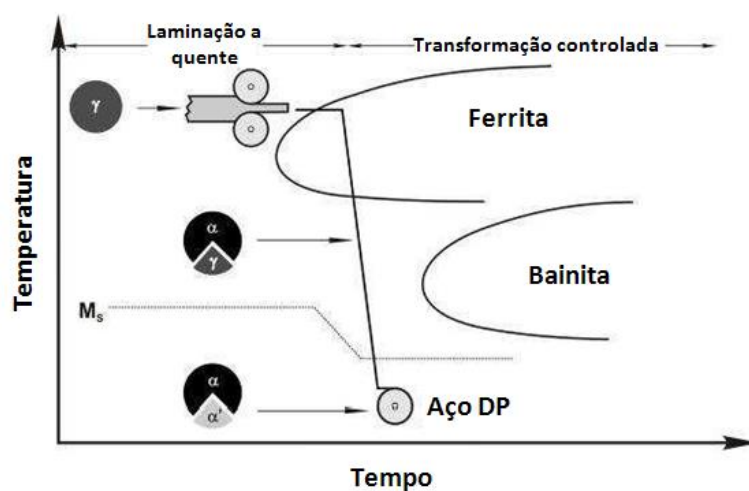
Têmpera direta em faixas de temperaturas intercríticas permite alcançar alta resistência dos aços sem a utilização de elementos de liga onerosos. Pela têmpera em água diretamente de regiões intercríticas, mas sem um lento resfriamento inicial, qualquer fração de volume de martensita desejada pode ser obtido, o qual será igual ao montante de austenita formada. Entretanto, as propriedades finais de aços em têmpera direta em água são sensíveis a flutuação de parâmetros de recozimento, os quais afetam o montante da austenita formada (BHATTACHARYA, 2011).

Maiores frações de volume de martensita serão obviamente necessários para aços de mais alta resistência e os parâmetros de processo devem ser ajustados de acordo para alcançar as propriedades desejadas (BHATTACHARYA, 2011).

2.2.1.2 Aços Bifásicos Laminados a Quente

O caminho de resfriamento na tecnologia de laminação a quente dos aços bifásicos é esquematicamente mostrado através da figura 5.

Figura 5 - Caminho no resfriamento na produção dos aços bifásicos



Fonte: KUZIAK, 2008

O processo de laminação ocorre a uma temperatura de aproximadamente $A_{r3} + 40$ °C (KUZIAK ET AL., 2008).

A temperatura da laminação a quente pode ser ajustada para a menor temperatura de estabilidade da austenita para acelerar o processo de resfriamento (KUZIAK ET AL., 2008) e a taxa de resfriamento deve ser ajustada de modo a permitir que ocorra, em resfriamento contínuo, uma transformação de 80% de austenita em ferrita, de modo a promover o enriquecimento de C da austenita remanescente (LI, 2011).

No entanto, essa taxa de resfriamento deve ser maior do que aquela que corte o “cotovelo” do diagrama CCT. Assim, evita-se a formação de bainita em perlita e conseqüentemente, a austenita remanescente possa se transformar em martensita (LI, 2011).

Deve ser destacado o fato que, com o aumento do teor de C na austenita remanescente, o “cotovelo” da curva CCT se desloca para a direita, facilitando a transformação de austenita remanescente em martensita, ou seja, aumentando assim a temperabilidade. Depois disso, a tira de aço é rapidamente resfriada para a temperatura de bobinamento o qual deve ser inferior a M_s (KUZIAK ET AL., 2008).

2.3 DESAFIOS NA APLICAÇÃO DOS AÇOS AHSS

Do ponto de vista metalúrgico, uma questão-chave na solda por fusão de aços de alta resistência é a tendência de criação de uma região de menor dureza em relação ao metal de base na zona afetada pelo calor, fato este que é muito difícil de evitar (CHOVET ET AL., 2005).

Outro obstáculo de interesse é a conformabilidade. Em geral, aços de alta resistência possuem baixa conformabilidade e geralmente tem uma pequena ou nenhuma capacidade de conformação por estampagem de formas com certo grau de complexidade. A distorção de peças estampadas, causadas por deflexão de superfície e retorno elástico dificultam o uso de chapas de aço de alta resistência (WORLD STEEL ASSOCIATION, 2009).

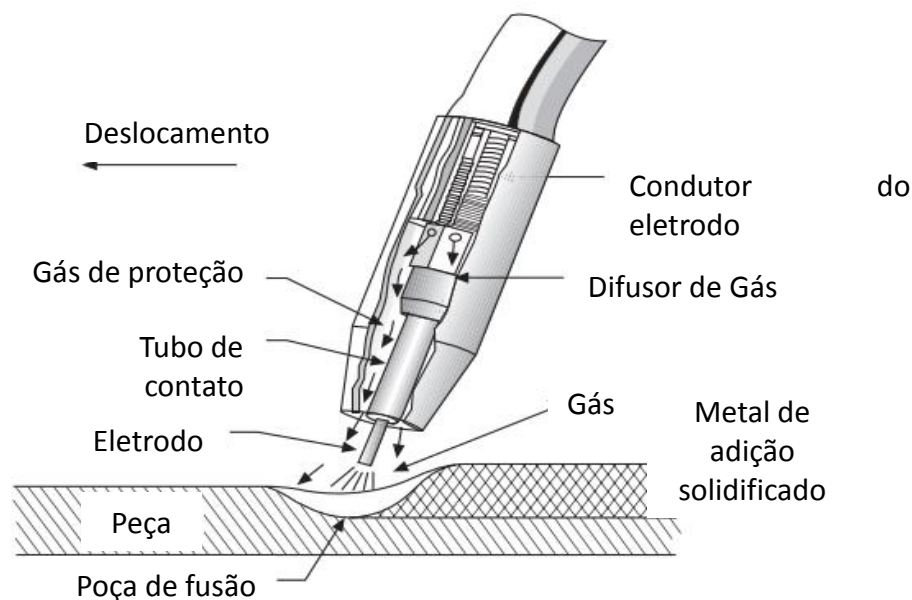
A utilização de aços de alta resistência leva geralmente a utilização de espessuras de chapas com dimensões reduzidas. A diminuição de espessura poderá reduzir a rigidez estrutural de um componente mecânico correndo-se o risco de colapso. Modificações de projeto deverão estar presentes para adequar a geometria das peças para o aumento da rigidez estrutural do componente.

2.4 SOLDAGEM MAG EM AÇOS BIFÁSICOS

No processo de soldagem MAG (no inglês: “*Metal Active Gas*”) ou GMAW (no inglês: “*Gas Metal Arc Welding*”) um eletrodo consumível na forma de um arame é alimentado até uma tocha ou pistola de solda a uma velocidade previamente definida. O arame passa através do tubo de contato da pistola e adquire a corrente de soldagem. O arame consumível mantém o arco e fornece material de adição à junta. O metal a ser soldado é blindado da atmosfera pelo fluxo de um gás ativo, geralmente um gás puro CO_2 ou uma mistura de $Ar+CO_2$ ou $Ar+CO_2+O_2$ que reage com o metal líquido constituído pela gota e a

poça de fusão (MACHADO, 1996; ALTSHULLER, 1998). A figura 6 ilustra o processo de soldagem MAG.

Figura 6 - Processo de soldagem MAG



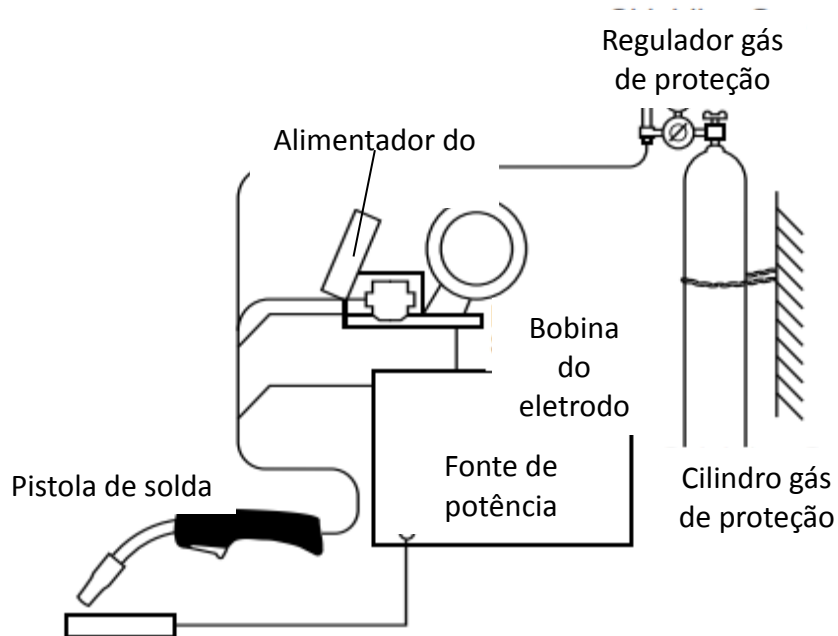
Fonte: AHMED, 2005

A figura 7 ilustra o sistema básico do processo de soldagem MAG. É muito usado na soldagem robotizada, produz soldas com qualidade, limpas sem escória, pouco respingos e altas taxas de deposição com baixo custo (MACHADO, 1996; KIM ET AL., 2007; JANK ET AL.).

As especificações dos eletrodos ou arames de solda maciços são regidas pela norma AWS A5.28 (2005) e os arames tubulares pela norma AWS A5.29 (2009) para soldagem de aços baixa liga. A sua classificação e especificação estão baseadas na sua composição química e nas propriedades mecânicas do metal de solda e do tipo de gás a ser empregado. O desenvolvimento de consumíveis acompanha os avanços dos materiais como os aços de alta resistência. Arames maciços são os mais comuns no processo de soldagem MAG de aços de alta resistência. Solda MAG como a utilização de arames tubulares está crescendo. Esses arames foram desenvolvidos no sentido de aumentar a produtividade e ampliar a seleção de arames que são adequados para a soldagem de aços de alta resistência. O maior benefício do

uso de arames tubulares para a soldagem é que eles reduzem o risco de certos defeitos de soldagem comparados com arames sólidos (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Figura 7 - Esquema básico do processo de soldagem MAG



Fonte: LINCOLN ELECTRIC, 2012

Metais de adição com resistência mecânica inferior ao do metal de base podem ser utilizados em um número de casos de solda de aços de alta resistência. Estes possuem menor custo, boa disponibilidade e geralmente possuem maior facilidade na soldagem. Quando utilizados, a solda deve ser aplicada em uma região de baixos níveis de tensões da peça. Podem ser utilizados com um metal secundário de menor resistência mecânica ou quando há um requerimento de menor dureza do metal de adição. Uma vez que a soldagem com eletrodos de resistência inferior possui menor grau de dificuldade e conseqüentemente há menor risco de defeitos de soldagem em relação a eletrodos de maior resistência mecânica. Defeitos em soldagem possuem um efeito negativo na resistência em fadiga. Metais de adição de resistência inferior em relação ao metal de base podem não resistir a carregamentos estáticos, e eletrodos de mesma resistência são necessários por esta razão (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Vários tipos de gases de proteção podem ser utilizados em soldagem MAG aplicados a aços de alta resistência: dióxido de carbono puro ou misturas de gases, usualmente argônio com aditivos de CO₂ ou CO₂ e O₂. Gases de proteção para solda MAG são regidos pela norma AWS A5.32 (2011).

O grande benefício do uso de CO₂ é que o mesmo é mais barato que mistura de gases. Este gás também aumenta o aporte térmico comparado à mistura de gases o qual, por sua vez, reduz o risco de falta de fusão. Este gás possui algumas desvantagens tais como: a utilização somente para solda em curto circuito, pode causar uma grande quantidade de respingos e demanda ajustes finos de regulagens de parâmetros para garantir resultados satisfatórios de soldagem (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Uma mistura de gases de argônio e CO₂ (5-25%) oferece excelentes propriedades de soldagem. Mistura de gases podem ser utilizadas para solda por curto circuito e por aerossol (*spray*). Grandes teores de CO₂ (20-25%) na mistura de gases promovem aprimorada penetração da solda, enquanto que baixos teores (5-8%) promovem menor volume de respingos de solda e possibilidade de utilização de corrente pulsante durante a soldagem (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Segundo Alves (2009), as misturas binárias contendo de 2 a 5% de oxigênio apresentam no processo de soldagem MAG menor aporte térmico. De acordo com Perini (2008) uma forma de minimizar a taxa de aquecimento é diminuir a quantidade de CO₂. Esses fatos influenciam diretamente na largura da ZAC e no perfil de dureza da junta soldada pelo processo MAG.

A energia de soldagem é a razão entre a quantidade de energia imposta por unidade de comprimento da solda pelo deslocamento de uma fonte de calor, por exemplo, um arco, expressa em joules por milímetros (J/mm) (MACHADO, 1996; WU ET AL., 2007; WAHAB ET AL., 1998; WAND ET AL., 2009).

A equação (1) é geralmente utilizada para o cálculo da energia de soldagem E no processo de soldagem MAG:

$$E = \frac{U.I}{v} \quad (1)$$

Sendo a tensão U (V), corrente I (A) e velocidade de soldagem v (mm/min).

Para o cálculo do aporte térmico empregado no processo de soldagem, a eficiência do arco deve ser levada em conta. A equação (2) é então utilizada para o cálculo de aporte térmico Q :

$$Q = \eta \cdot E \quad (2)$$

A eficiência do arco η para o processo de soldagem MAG é de 0.8.

A importância do conhecimento do aporte térmico utilizado está associada ao fato que o aporte térmico deve ser restrito quando a solda é aplicada em aços de alta resistência para garantir que as propriedades mecânicas não sejam comprometidas. Baixo aporte térmico é benéfico quando um aço de alta resistência é soldado, no que se refere à resistência mecânica (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

A voltagem é regulada na unidade de fornecimento de energia e deve ser ajustada para se adequar a taxa de alimentação do arame de solda selecionado. O valor da voltagem varia com o tipo e diâmetro do arame e do gás de proteção empregado. A regra geral é que gases de proteção ricos em argônio requerem menores níveis de voltagem que gases de proteção com altos teores de CO_2 . Soldas com CO_2 puro demandam os mais altos valores comparados com outros gases de proteção (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Na solda MAG, a corrente é afetada pelo diâmetro do arame de soldagem selecionado, a taxa de alimentação do arame e extensão do eletrodo. Para uma dada corrente, a profundidade de penetração, perfil de solda e taxa de deposição variam com o diâmetro do arame. Um diâmetro de arame menor resulta em maior penetração e produtividade. A corrente também é afetada pela extensão do eletrodo. Como uma regra geral, quando a soldagem é realizada com baixa corrente (curto-circuito) a extensão do eletrodo deve ser pequena (10-15 mm), enquanto que altas correntes – aerossol (spray) demanda maiores extensões de eletrodo (15-25 mm), em parte devido à alta carga térmica no bocal de solda. Se a extensão do eletrodo recomendada é excedida o risco de falta de fusão é significativamente aumentado, uma vez que a corrente de soldagem diminui com o aumento da extensão do eletrodo (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

O modo de transferência por curto-circuito ocorre pela deposição do arame de solda mediante repetidos curtos-circuitos elétrico. Contato físico do eletrodo ocorre com a poça de fusão, e o número de eventos de curto circuito pode ocorrer até 200 vezes por segundo. A corrente entregue pela fonte de potência sobe e este fato é acompanhado por um aumento da força magnética aplicada no final do eletrodo. O campo magnético, o qual circunda o eletrodo, exerce força para tirar a gota fundida da extremidade do eletrodo (LINCOLN ELECTRIC, 2012). Esse modo de transferência possui baixo aporte térmico e possui versatilidade em diversas posições de soldagem. Possui relativamente baixa taxa de deposição, falta de fusão em chapas espessas e tendência de ocorrência de respingos de solda (MILLER, 2012).

O modo de transferência globular ocorre pela deposição do eletrodo em uma combinação de curto-circuito e gravidade assistida por grandes gotas. As maiores gotículas possuem um formato irregular. Durante o processo há uma transição no qual o curto-circuito termina e começa o modo de transferência globular. A transferência globular caracteristicamente dá uma aparência das gotículas fundidas de grande irregularidade de formato e que possuem tamanho maior que o diâmetro do arame de solda. O desprendimento das gotículas fundidas não segue um fluxo axial em relação ao eletrodo, e elas podem até cair fora do caminho de soldagem ou se mover em direção ao tubo de contato. Forças de jato catódico, que movem as gotículas para cima da peça são responsáveis pelo formato irregular e pelo movimento giratório para cima das gotículas fundidas (LINCOLN ELECTRIC, 2012). O processo é de difícil controle, o volume de respingos de solda é grande e possui restrições quanto à posição de soldagem (LINCOLN ELECTRIC, 2012; MILLER, 2012).

O modo de transferência por aerossol permite o maior aporte térmico. O arame de solda é continuamente alimentado e é depositado em um alto nível de energia resultando em uma corrente de pequenas gotículas fundidas. As gotículas são impulsionadas axialmente na direção do arco. Para a maioria dos diâmetros dos metais de adição, a modificação para o modo de transferência por aerossol toma lugar na corrente de transição de globular para aerossol. Uma corrente de finas gotículas de metal que viajam axialmente da extremidade do eletrodo caracteriza o modo axial de aerossol de transferência de metal. A alta fluidez da poça de fusão restringe o uso para posições horizontais e planas de soldagem (LINCOLN ELECTRIC, 2012). Possui alta taxa de deposição, boa fusão e penetração. O cordão de solda

possui boa aparência e o processo é capaz de utilizar arames de grande diâmetro. Possui níveis de respingo de solda muito baixos (MILLER, 2012).

O modo de transferência aerossol pulsado foi desenvolvido por duas razões: controle de respingos de solda e eliminação de defeitos de fusão incompleta, comum nos modos de transferência globular e curto-circuito. A corrente de soldagem alterna entre um pico de corrente e uma corrente de fundo mais baixa, e este controle dinâmico da corrente resulta em uma corrente média mais baixa que encontrada em transferência por aerossol. O tempo, o qual inclui o pico de corrente e a corrente de fundo, é um período. E este período é conhecido como um ciclo (Hz). A corrente mais alta excede a corrente de transição de globular para aerossol, e a corrente mais baixa é reduzido a um valor mais baixo que é visto comumente em transferência por curto-circuito. Idealmente, durante o pico de corrente, o mais alto ponto do período, uma única gotícula de metal fundido é desprendida e transferida através do arco. O decaimento para a menor corrente, conhecida como de fundo, promove estabilidade de arco e é largamente responsável por todo o aporte térmico da solda. A frequência dos períodos aumenta em proporção com a velocidade de alimentação do arame. Tomadas em conjunto eles produzem uma corrente média, a qual aproveita esse uso em uma vasta gama de espessuras de material. Os reduzidos níveis de energia reduzem distorções. Esse processo produz baixos níveis de emissões de fumos. É muito utilizado em processos automatizados e robotizados. Equipamentos para suportar esse processo são geralmente mais onerosos. Alta energia de arco requer equipamentos de proteção individuais apropriados e requer o uso de cortinas para controlar as emissões ao redor do processo produtivo (LINCOLN ELECTRIC, 2012).

Levando em conta a velocidade de soldagem do processo MAG, se a mesma for muito baixa, a poça de fusão pode ser muito larga (incontrolável), o qual pode causar o avanço da poça de fusão para frente do arco. O arco então não irá fundir o metal de base, mas sim aquecer o metal de adição aplicado anteriormente. Isso traz um alto risco de baixa penetração ou, no pior caso, falta de fusão. Baixas velocidades de soldagem também causam alto aporte térmico, o qual pode comprometer as propriedades mecânicas da junta soldada. Se a velocidade de soldagem for muito alta, a peça a ser soldada pode ser insuficientemente aquecida. O material de adição pode então ficar na superfície da peça, com fusão incompleta

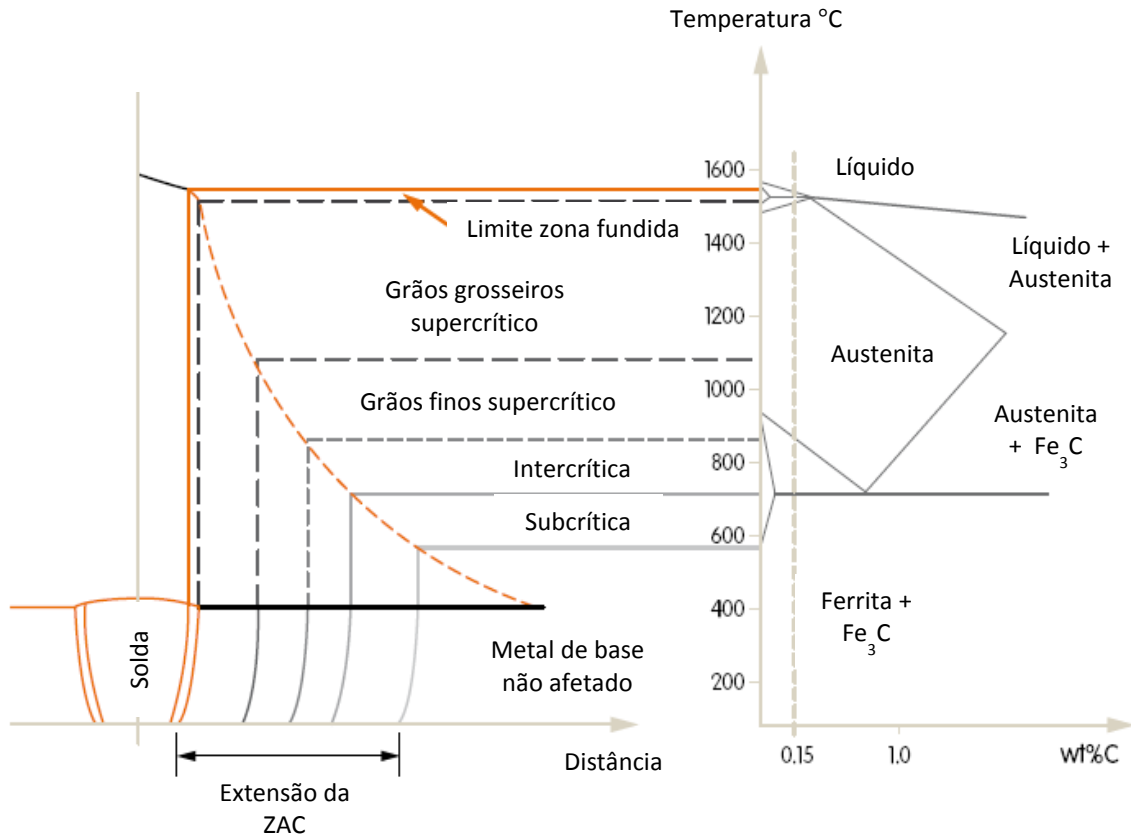
entre o metal de adição e o metal de base. Se a velocidade de soldagem é muita alta, um filete de solda alto e estreito irá ocorrer (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Alves (2009) constatou que relatou que a relação entre tensão e corrente de soldagem é descrita através de uma equação de segundo grau, mas podendo ser linearizada com um erro desprezível.

2.5 ZONA AFETADA PELO CALOR – ZAC

Quando elementos estruturais são unidos por fusão de soldagem o material das placas deve ser aquecido até o ponto de fusão e então resfriado novamente rapidamente sob condições e restrições impostas pela geometria da junta. Como resultado deste severo ciclo térmico a microestrutura e propriedades do metal na região próxima da solda são alteradas. Este volume de material, ou zona, é usualmente referenciado como a Zona Afetada pelo Calor - ZAC. A ZAC pode ser convencionalmente dividida em um número de subzonas e isso é ilustrado para o caso de um aço transformável na figura 8 (EASTERLING, 1992; BLONDEAU, 1988).

Figura 8 - Diagrama esquemático das várias subzonas da zona afetada pelo calor aproximadamente correspondendo a uma liga de 0,15% C indicado no diagrama de equilíbrio Fe-Fe₃C



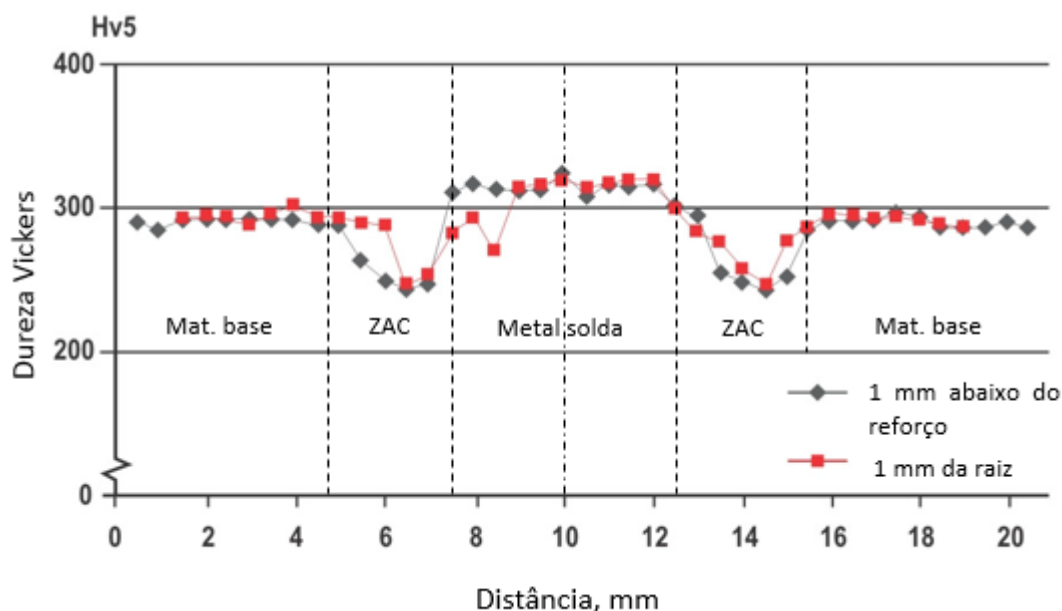
Fonte: EASTERLING, 1992

Para componentes estruturais onde a resistência da junta soldada é importante, é recomendado utilizar metal de adição de mesma resistência do metal de base. Quando aços de alta resistência são soldados regiões de baixa dureza serão formadas na zona afetada pelo calor – ZAC conforme ilustração da figura 9. Isso ocorre devido a alterações na microestrutura. A largura e a dureza da ZAC são determinadas principalmente pela espessura da chapa, aporte térmico e temperatura de trabalho (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

Se o aporte térmico é muito alto, a largura da zona afetada pelo calor irá aumentar e a dureza irá cair. A falha irá ocorrer nas zonas de menor dureza da ZAC e a resistência da junta soldada será menor que o metal de base. Isso ocorre mesmo com a utilização de um metal de adição com mesma resistência mecânica do metal de base (SSAB TUNNPLAT AB, 2004).

A redução da dureza na região subcrítica da ZAC é um fenômeno causado pelo revenimento da martensita dos aços bifásicos. Esse fenômeno irá ser investigado no prosseguimento do presente trabalho.

Figura 9 - Curva típica de dureza para um aço de alta resistência. O centro do cordão de solda está a 10 mm



Fonte: SSAB TUNNPLAT AB, 2004

Diversas são as metodologias desenvolvidas para descrever a distribuição da dureza na ZAC (KASUYA, 2007; ARATA ET AL., 1979; YURIOKA, 2002; BAYOUMI, 1991). Todas elas somente levam em conta o pico de dureza da junta soldada, mas não consideram a região da ZAC de dureza inferior em relação ao metal de base.

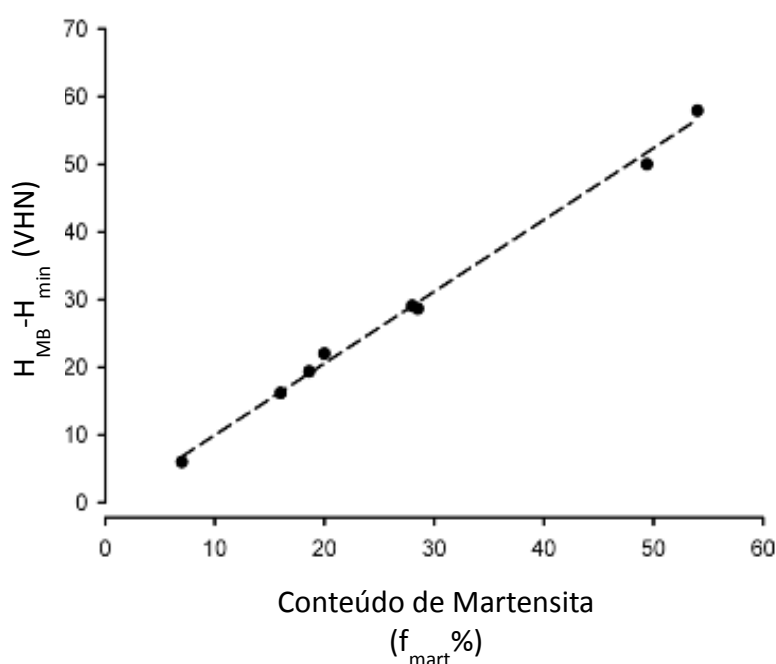
Embora exista um considerável número de trabalhos realizados para caracterizar os efeitos de diferentes materiais e parâmetros de processamento na redução de dureza da ZAC, não há estudo sistemático examinando como composição química e microestrutura dos aços bifásicos afetam a cinética de reações de revenimento da martensita que ocorrem durante os curtos períodos de soldagem (BIRO ET AL., 2010; XIA ET AL., 2008).

Os aços bifásicos são caracterizados por uma matriz microestrutural macia de ferrita que contribui na ductilidade do aço e de martensita dura metaestável que determina a resistência. A resistência mecânica dos aços bifásicos possui relação direta com o teor de

martensita e a diminuição das propriedades mecânicas devido à redução da dureza da junta soldada é maior em aços de maiores limites de escoamento (XIA ET AL., 2008; KAPUSTKA ET AL., 2008).

Xia et al. (2008) comprovou a relação direta entre o conteúdo de martensita e o fenômeno de redução de dureza na região subcrítica da ZAC para juntas soldadas de aços bifásicos. Este fato é ilustrado pela figura 10.

Figura 10 - Máxima redução de dureza versus volume de fração de martensita. Onde HMB é a dureza do metal de base e Hmin é a dureza mínima



Fonte: XIA ET AL., 2008

A redução de dureza da ZAC é inevitável em aços bifásicos e ocorre devido ao revenimento da martensita na zona subcrítica da ZAC onde as temperaturas experimentadas durante a solda excedam a temperatura A_{c1} do material (BIRO ET AL., 2010). Devido a alteração não significativa da fase ferrita nos aços bifásicos em temperaturas acima de A_{c1} , somente a martensita contribui para o revenimento ou fenômeno de redução da dureza do metal de base observado nessa família de aços. Como o revenimento da martensita fundamentalmente altera a microestrutura do aço bifásico, as propriedades mecânicas desta área da ZAC são caracterizadas pela diminuição da tensão de escoamento e resistência e um aumento da ductilidade. A redução de dureza da ZAC direciona a localização da falha para a

região subcrítica da ZAC em tensões abaixo da tensão de limite de resistência do metal de base (BIRO ET AL., 2010).

A máxima redução de dureza foi encontrada na área da ZAC onde o pico de temperatura é correlacionado a temperatura A_{c1} dos aços. Aportes térmicos de soldagem reduzidos diminuem ciclos térmicos que não revinam na sua totalidade a martensita em aços bifásicos. O aumento da possibilidade de revenimento ocorre com o incremento do aporte térmico (BIRO ET AL., 2010).

Uma equação desenvolvida por Xia et al. (2008), derivada da análise da condução térmica transiente de Rosenthal, define uma constante de tempo τ que representa o tempo requerido para aquecer o metal de base da temperatura ambiente até a temperatura A_{c1} , definido pela equação (3).

$$\tau = \frac{1}{4\pi e \lambda \rho c} \frac{[Q_{net} / (vd)]^2}{(T_{AC1} - T_0)^2} \quad (3)$$

Onde:

Q_{net} = potência de soldagem líquida (W);

v = velocidade de soldagem (mm/s);

d = espessura da chapa (mm);

λ = condutividade térmica (30 W/m.K);

ρ = densidade do aço (7860 kg/m³);

c = calor específico do aço (680 J/kg.K);

T_{AC1} = temperatura de austenitização (K);

T_0 = temperatura ambiente (K).

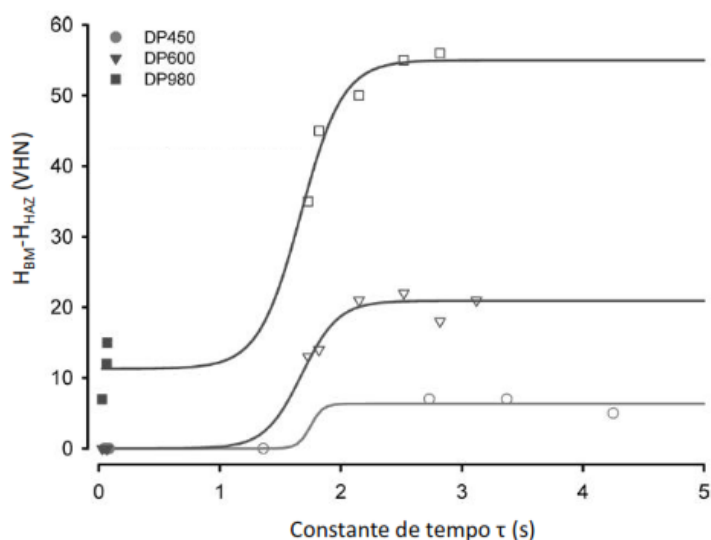
O aumento no tempo necessário para aquecer a ZAC até a A_{c1} diretamente corresponde a um aumento no tempo no qual esta região da ZAC irá permanecer em temperaturas suficientes para revenir a martensita (XIA ET AL., 2008).

A T_{AC1} é a temperatura na A_{c1} a qual pode ser estimada pelo uso da equação (4), dada por Yurioka (2011):

$$T_{AC1}(\text{°C}) = 750.8 - 26.6C + 17.6Si - 11.6Mn - 22.9Cu - 23Ni + 24.1Cr + 22.5Mo - 39.7V - 5.7Ti + 232.4Nb - 169.4Al - 894.7B \quad (4)$$

Quando o revenimento da martensita durante a soldagem é então plotado com a constante de tempo o mesmo ocorre em um padrão no formato de “S”, necessitando um tempo mínimo para iniciar a revenimento e assim reduzir a dureza na ZAC até um valor mínimo de dureza. Xia et al. (2008) em sua investigação na soldagem de três aços bifásicos ilustrou a curva “S” apresentada na figura 11.

Figura 11 - Revenimento da martensita com o respectivo aporte térmico representado pela constante de tempo



Fonte: XIA ET AL., 2008

A análise da redução da dureza na ZAC revela que a martensita do metal de base se decompõe em cementita e ferrita. Mas a martensita não se decompõe imediatamente quando o material atinge a temperatura A_{c1} . Ao invés disso, quando o material é revenido por curto período, a martensita é decomposta parcialmente e esta transformação progride com o tempo em que a solda foi realizada à temperatura de revenimento τ . Finalmente, depois da formação das partículas de carbeto, eles crescem com o aumento da temperatura de revenimento até a decomposição completa da martensita. Esse padrão de nucleação local, crescimento e

saturação da transformação podem ser bem descritos pela equação de transformação de Avrami (2010) definido pela equação (5):

$$\phi = 1 - \exp(-kt^n) \quad (5)$$

Onde ϕ é a fração de volume da martensita que está sendo transformada, k é o parâmetro apropriado para representar a barreira de energia para a transformação de revenimento, t o tempo de revenimento (utiliza-se τ) e n é o parâmetro relacionado com a taxa de transformação.

Para descrever a decomposição da martensita utilizando a equação de Avrami, o parâmetro ϕ foi definido como zero quando o material está em seu estado natural e definido como um, quando o material está totalmente revenido ou quando ele chega a sua menor dureza. Essa definição pode ser retratada pela equação (6):

$$\phi = \frac{H_{base} - H}{H_{base} - H_{min}} \quad (6)$$

Onde H_{base} é a dureza do metal de base, H_{min} é a mínima dureza medida na ZAC para um dado material (quando há revenimento total da martensita) e H é a dureza mínima de certa amostra de uma junta soldada do material. O uso do parâmetro ϕ é baseado na hipótese que a dureza de um material é a média da dureza individual das fases presentes pelo seu respectivo volume percentual na microestrutura do aço. Assim, a alteração da dureza observada na ZAC subcrítica é assumida devido somente a mudança de volumes percentuais da martensita, ferrita e fases de martensita revenida como há em materiais revenidos. Entretanto, é possível que durante o revenimento, tensões internas presentes em aços bifásicos são aliviadas. Neste caso, as alterações nas tensões internas irão também ser incorporadas no parâmetro ϕ (BIRO ET AL., 2010).

2.6 QUALIFICAÇÃO DE JUNTAS SOLDADAS

A norma AWS A5.28 (2005), Especificação de Eletrodos para Aços Baixa Liga para Solda MAG, requer alguns testes para classificação de cada especificação contida nessa

norma. O propósito destes testes é determinar a composição química, propriedades mecânicas e solidez do metal de solda.

A norma mencionada requer análise química do eletrodo e solicita teste radiográfico da junta soldada conforme norma ASTM E 1032 (2006).

A norma também requer ensaio de tração conforme especificação AWS B4.0 (2007). A norma ASTM E8/E8M (2011) também pode ser utilizada como referência para confecção de corpos de prova para ensaio de tração do metal de base para caracterização do mesmo. A norma AWS D14.3 (2005) rege especificação de soldas para equipamentos para terraplanagem, construção e agricultura.

A norma AWS A5.28 (2005) pode requerer, para algumas classificações de eletrodos, teste de impacto conforme a norma AWS B4.0 (2007). O teste de hidrogênio difusível é requerido somente quando especificado pelo comprador ou quando o fabricante especifica a designação de hidrogênio difusível no rótulo. A norma que rege esse teste é a AWS A4.3 (1992).

Um teste muito utilizado para caracterização de juntas soldadas é o teste de dureza. A norma DIN EN 1043-1 (1996) – Teste de Dureza de Soldas em Materiais Metálicos poderá ser utilizada como referência e esse teste não é requerido pela norma AWS A5.28 (2005). A preparação das amostras segue a norma ASTM E3-11 (2011) – Guia Padrão para Preparação de Amostras Metalográficas.

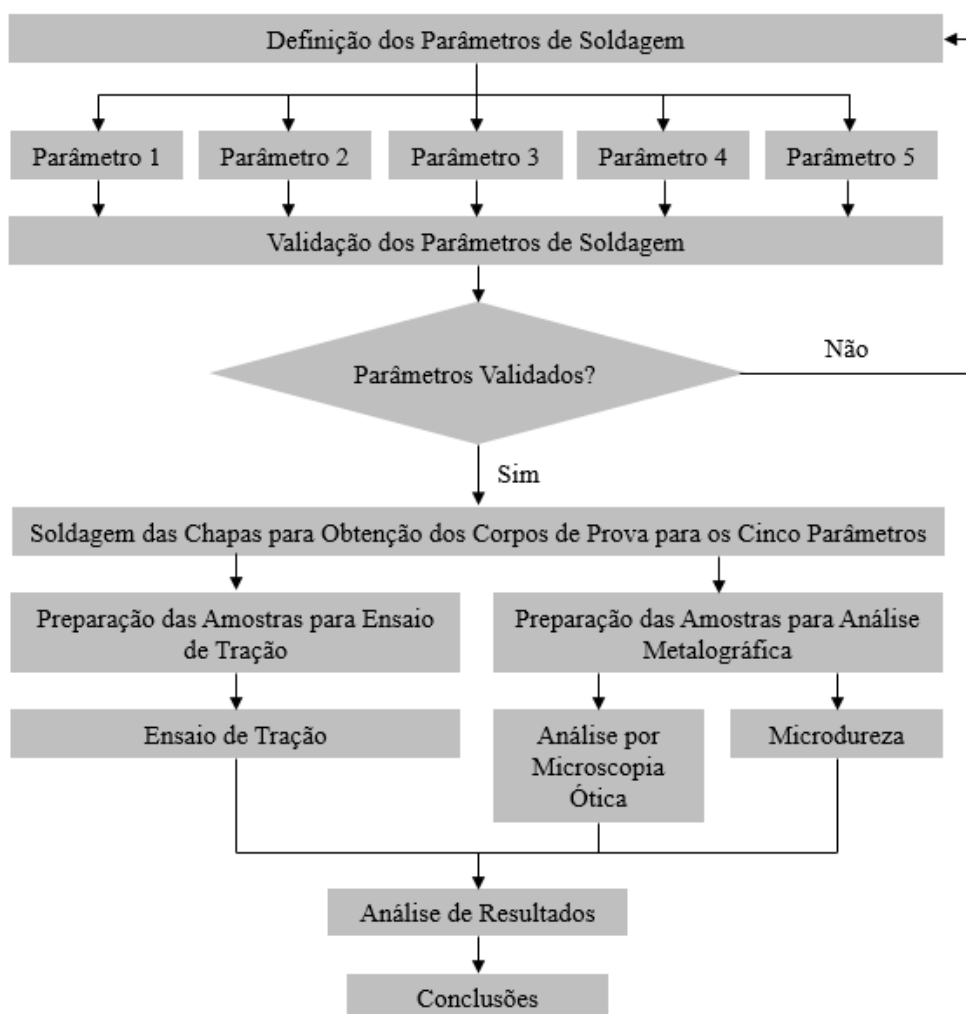
3. MATERIAIS E METODOLOGIA

Nesse capítulo são apresentados os materiais, equipamentos e a metodologia empregada no estudo da influência de diferentes aportes térmicos na soldagem MAG

robotizada para aços bifásicos de alta resistência. No presente trabalho, as juntas soldadas foram validadas pelos métodos de ensaio de tração, análise microestrutural por microscopia ótica e microdureza.

A figura 12 ilustra o fluxograma de atividades que foram realizadas no presente trabalho.

Figura 12 - Fluxograma de atividades realizadas no estudo do impacto de diferentes aportes térmicos na soldagem MAG robotizada para aços de alta resistência bifásico Docol 1000DP



Fonte: Elaborada pelo autor

3.1 METAL DE BASE

As soldagens foram realizadas em chapas de aço de alta resistência bifásico laminado a frio com 2 mm de espessura. O aço foi fornecido pela fabricante sueca de aços SSAB com o

nome comercial Docol 1000DP. Os valores típicos de composição química e propriedades mecânicas foram disponibilizados pelo fornecedor e são apresentados na Tabela 2 e Tabela 3.

Tabela 2 - Composição química do aço Docol 1000DP

Elementos Químicos (%)						
C	Si	Mn	P	S	Al (total)	Nb
0,15	0,50	1,50	0,010	0,002	0,040	0,015

Fonte: SSAB Swedish Steel (2012)

Tabela 3. Propriedades Mecânicas do aço Docol 1000DP

Limite de Escoamento (MPa)		Limite de Resistência (MPa)		Alongamento (%)
mín.	máx.	mín.	máx.	mín.
700	950	1000	1200	7

Fonte: SSAB Swedish Steel (2012)

Amostras do metal de base foram submetidas à análise de espectrometria ótica. A análise foi realizada com o espectrômetro de emissão ótica da marca Shimadzu modelo PDA-7000 do Laboratório de Materiais da John Deere Brasil, unidade de Horizontina/RS. A figura 13 ilustra o espectrômetro utilizado.

Figura 13 - Espectrômetro de emissão ótica Shimadzu PDA-7000



Fonte: Elaborada pelo autor

Um corpo de prova do aço bifásico Docol 1000DP foi preparado, seguindo a norma ASTM E3-11 (2011), para determinação da microestrutura através de análise metalográfica. Os resultados foram avaliados com auxílio de um microscópio ótico metalúrgico Olympus

modelo BX51M, ilustrado pela figura 14, de propriedade do Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS.

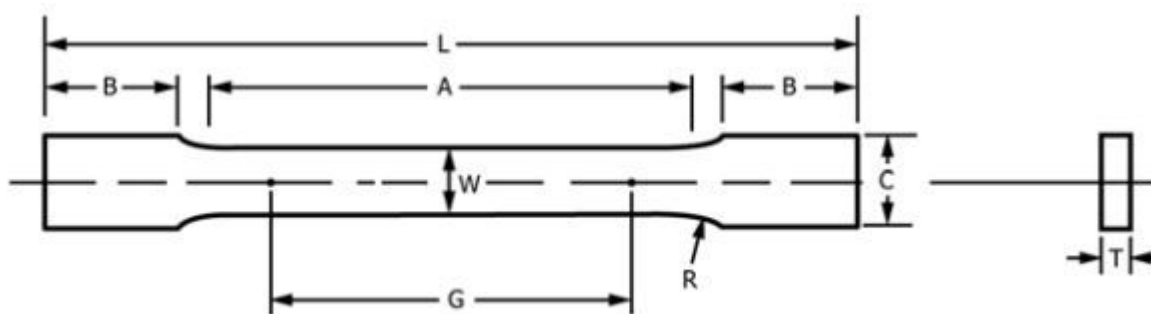
Figura 14 - Microscópio ótico metalúrgico Olympus modelo BX51M



Fonte: Elaborada pelo autor

Três corpos de prova do aço bifásico sob estudo foram submetidos ao ensaio de tração para determinação das propriedades mecânicas de acordo com a norma ASTM E8/E8M (2011). As dimensões do corpo de prova estão ilustradas na figura 15. As dimensões da figura estão descritas na Tabela 4.

Figura 15 - Dimensões do corpo de prova para caracterização das propriedades mecânicas do metal de base



Fonte: ASTM E8/E8M, 2011

Tabela 4 - Cotas do corpo de prova ilustrados na figura 23.

Cota	Dimensão (mm)
G	50 +/-0,1

W	12,5 +/-0,2
T	2
R	12.5
L	200
A	60
B	58.5
C	20

Fonte: ASTM E8/E8M (2011)

Os corpos de prova foram submetidos ao ensaio de tração no Laboratório de Metalurgia Física – LAMEF, da Universidade Federal do Rio Grande do Sul – UFRGS.

A máquina de ensaio de tração utilizada foi a Instron – 5585H com capacidade de 250 kN conforme ilustração da figura 16.

Figura 16 - Máquina de ensaio de tração Instron – 5585H



Fonte: Elaborada pelo autor

As amostras do aço para confecção das juntas soldadas foram cortadas por processo mecânico de guilhotina, em placas retangulares de 125 por 250 milímetros. O sentido de laminação foi orientado perpendicularmente em relação à maior dimensão do corpo de prova conforme ilustrado pela figura 17.

Figura 17 - Dimensões em milímetros do corpo de prova para confecção das juntas soldadas






Fonte: Elaborada pelo autor

3.2 METAL DE ADIÇÃO

O metal de adição utilizado, possui 1 mm de diâmetro e obedece a norma AWS A5.28 (2005) com a classificação ER120S-G. O metal de adição é fornecido pela ESAB, que comercializa o mesmo com o nome comercial OK AristoRod 79 (2012). A classificação ER120S-G possui limite mínimo de tensão de escoamento, para a junta soldada, de 120 ksi ou 830 MPa. Mas essa classificação não define claramente limite mínimo para limite de resistência e alongamento. Esses limites devem ser definidos entre cliente e fornecedor. Para composição química, a classificação ER120S-G não especifica composição química mínima, mas exige que o metal de adição tenha um mínimo de um ou mais dos seguintes elementos químicos: 0,50% Níquel (Ni), 0,30% Cromo (Cr) ou 0,20% de Molibdênio (Mo).

As especificações do eletrodo OK AristoRod 79, fornecidos pelo fabricante ESAB, estão listados na Tabela 5 que relata a composição química do metal de adição e propriedades mecânicas do mesmo depois de soldado.

Tabela 5 - Propriedades do eletrodo

ARAME SÓLIDO OK	COMPOSIÇÃO DO ARAME (%)	APLICAÇÕES	PROPRIEDADES MECÂNICAS TÍPICAS		
OK AristoRod 79 SFA/AWS A5.28 ER120S-G EN 12534 G Mn4Ni2CrMo	C 0,10 Si 0,70 Mn 1,80 Cr 0,30 Ni 1,90 Mo 0,50	Arame sólido não cobreado, ligado ao cromo, níquel e molibdênio (0,3%Cr-1,9%Ni-0,5%Mo), indicado para soldagem GMAW de aços de alta resistência, como os aços temperados e revenidos e aços com laminação termo-mecanicamente controlada, como Domex 700MC, Optin 700MC e Weldom 700.	Ar + 20% CO₂ Como soldado: L.R. 900 MPa L.E. 810 MPa A 18% ChV (0 °C) 70J ChV (-20 °C) 60J ChV (-40 °C) 55J		
POSIÇÕES SOLDAGEM	DIÂM. (mm)	TENSÃO	FAIXA DE CORRENTE	DEPOS. (Kg/h)	GÁS DE PROTEÇÃO TIPO DE CORRENTE
	1,0 1,2	18 - 28 V 20 - 33 V	80 - 280 A 120 - 350 A	1,0-5,4 1,5-6,6	Ar + 5-25% CO ₂ EN 439 (M21)
					CC+
					

Fonte: ESAB (2018)

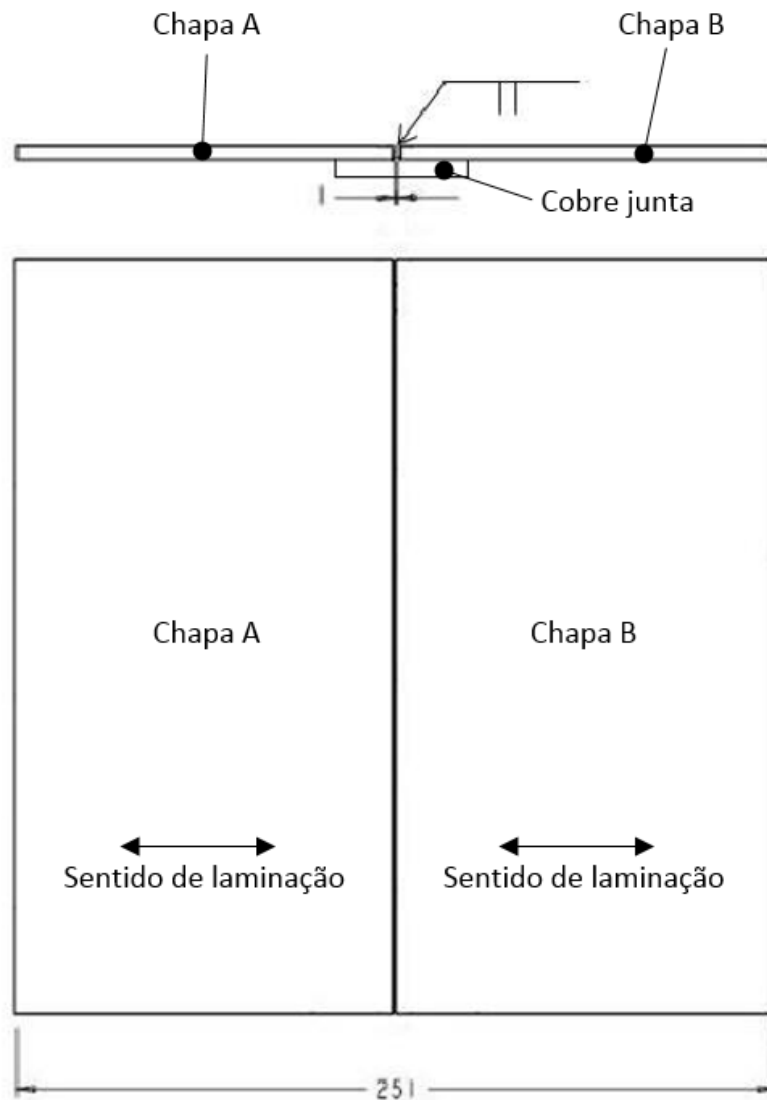
O limite mínimo de escoamento do eletrodo, quando soldado, é de 790 MPa. Este é superior ao metal de base, que possui limite de escoamento mínimo de 700 MPa.

O limite de resistência do metal de adição está em uma faixa mínima de 880 MPa e máxima de 1.080 MPa, com valores típicos reportados pelo fabricante em torno de 900 MPa. O metal de base possui limite mínimo de resistência de 1.000 MPa e máximo de 1.200 MPa. Dessa forma, o metal de adição possui valores de limite de resistência, quando soldado, levemente inferiores ao metal de base. A expectativa é que devido à ocorrência do revenimento da martensita presente no metal de base, a zona afetada pelo calor venha a reduzir o limite de resistência da junta soldada para valores ainda inferiores aos conhecidos para o metal de adição.

3.3 PROCEDIMENTO DE SOLDAGEM

Com a intenção de soldar os corpos de prova, as placas do metal de base, previamente cortadas, foram colocadas face a face formando uma junta de topo, conforme norma DIN EN ISO 6947 (2011). A distância entre as placas foi de um milímetro e foi utilizado uma cobre junta, conforme ilustração da figura 18.

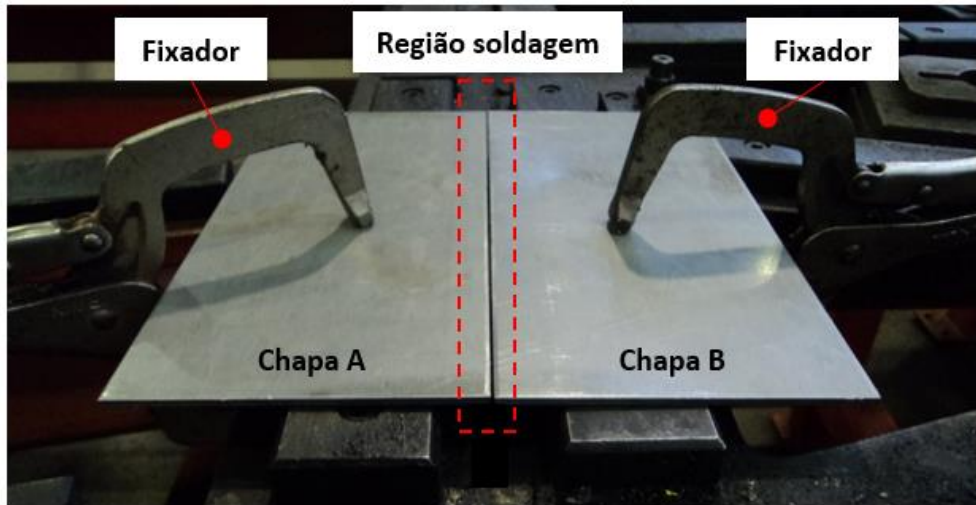
Figura 18 - Disposição dos corpos de prova para soldagem



Fonte: Elaborada pelo autor

Utilizando-se fixadores, as amostras foram acomodadas em uma bancada para posterior soldagem conforme ilustração da figura 19.

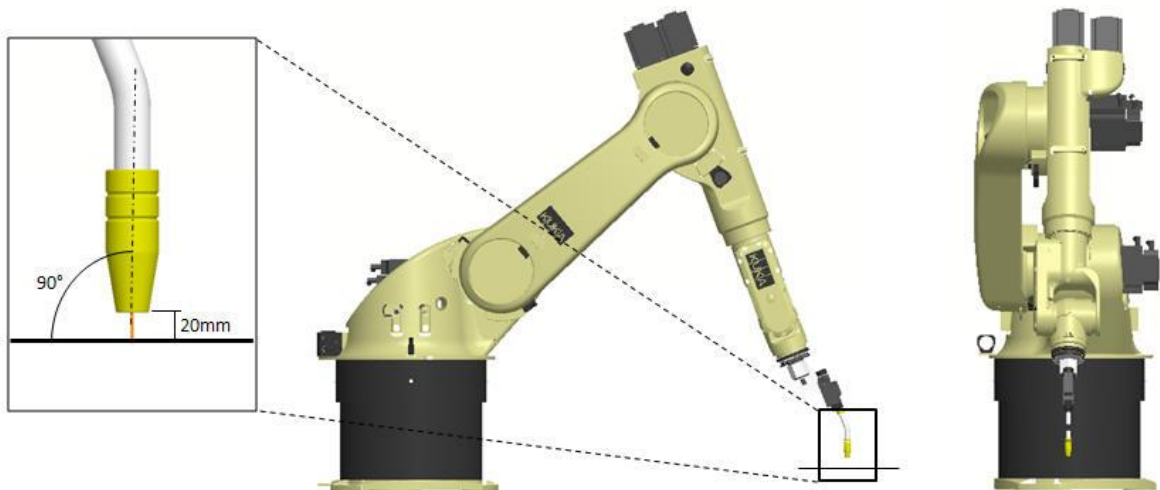
Figura 19 - Fixação dos corpos de prova



Fonte: CARLESSO, 2017

Os cordões de solda foram aplicados somente em um lado da junta. A tocha de soldagem da solda MAG foi posicionada perpendicularmente em relação à junta. A distância da extensão do eletrodo após o bico de contato foi definida em 20 mm, conforme ilustração da figura 20.

Figura 20 - Posição da tocha de soldagem em relação ao eixo do cordão de solda



Fonte: CARLESSO, 2017

Para garantir repetibilidade no processo de soldagem, foi utilizado o robô MOTOMAN modelo HP50-20. A fonte de potência utilizada para a soldagem, foi a Miller modelo Auto-Axcess 450. A soldagem foi realizada utilizando arco pulsado. A fonte é

trifásica, possui uma faixa de tensão de 10 a 44 Volts, com uma velocidade de alimentação do arame na faixa de 1,3 a 35,6 m/min, e pode operar com diâmetros de eletrodos de 0,8 a 1,6 mm (MILLER, 2012).

O gás de proteção utilizado na soldagem dos corpos de prova, foi o C18 do fornecedor White Martins, com composição de 82% Ar e 18% CO₂. A especificação do mesmo é definida pela norma AWS A5.32 (2011) que especifica gases de proteção para solda MAG. A vazão do gás na confecção dos corpos de prova foi uniforme na soldagem de todos os corpos de prova e fixada em 20 l/min.

Acessando o documento RQPS – Registro de Qualificação de Procedimento de Soldagem para MIG/MAG da empresa John Deere Brasil, unidade Horizontina/RS, o mesmo recomenda, para soldagem MAG de aços de baixo carbono dentro de uma faixa de espessura entre 2 e 6 mm, a velocidade de soldagem entre 50 e 90 cm/min. Para a soldagem dos corpos de prova desse estudo, foi definida uma velocidade de soldagem de 70 cm/min.

Visando garantir a melhor performance na deposição de metal de adição, o fornecedor do eletrodo ESAB OK AristoRod 79 (2012) de um milímetro de diâmetro, recomenda faixas de tensão e corrente de soldagem. Para corrente, a faixa recomendada é: 80 a 280 A. Para tensão, a faixa recomendada é: 18 a 28 V. Levando em conta os valores mínimos e máximos para a relação entre corrente e tensão de soldagem para o eletrodo e também a constatação de Alves (2009), Carlesso (2017) desenvolveu a equação (7) para relacionar as variáveis de tensão U e corrente I de soldagem:

$$U = 0,05.I + 14 \tag{7}$$

Utilizando essa relação matemática, é possível, para um valor determinado de corrente de soldagem, determinar a tensão de soldagem correspondente.

Para o cálculo do primeiro aporte térmico, utilizando-se a equação (7) e estipulando uma corrente inicial de 90 A, é possível determinar a tensão de soldagem correspondente de 18,50 V. Para o cálculo da energia do arco E , utilizou-se a equação (1). No presente caso é 0,14 kJ/mm. Fazendo-se uso da equação (2), que leva em conta a eficiência do arco no

processo de soldagem MAG, é possível calcular o aporte térmico Q . Na presente análise é 0,11 kJ/mm.

No presente trabalho foram considerados cinco aportes térmicos na confecção dos corpos de prova. O aporte térmico inicial foi 0,11 kJ/mm. Os demais aportes térmicos foram determinados em uma progressão linear crescente em um intervalo de 0,06 kJ/mm, até chegar a 0,35 kJ/mm.

Utilizando a equação (7) e atribuindo valores de corrente de soldagem, foi possível determinar valores de tensão de soldagem correspondentes para cada um dos aportes térmicos definidos. Utilizando uma velocidade de soldagem uniforme para todos os corpos de prova e fazendo uso das equações (1) e (2), foi possível determinar os valores de energia do arco E e aporte térmico Q para os cinco aportes térmicos, ilustrados pela Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de soldagem iniciais para confecção dos corpos de prova

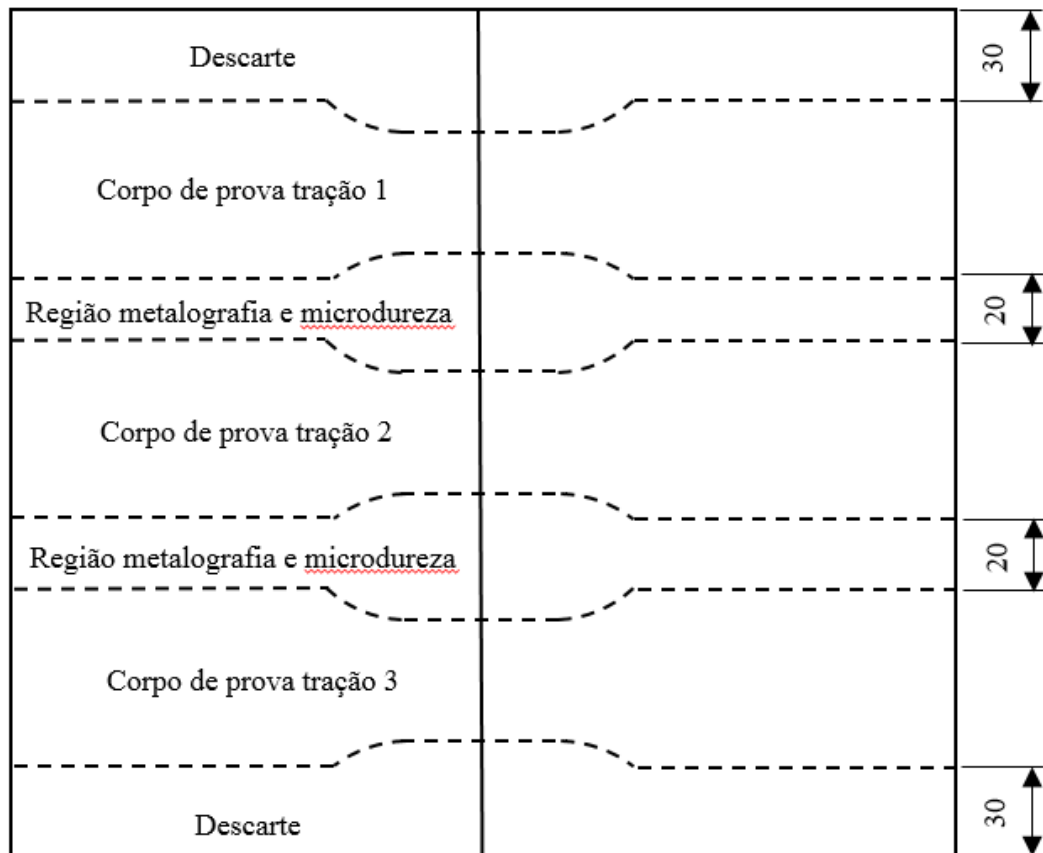
C.P.	E (kJ/mm)	Q (kJ/mm)	I (A)	U (V)
1	0,14	0,11	90,00	18,50
2	0,22	0,17	125,00	20,25
3	0,29	0,23	155,00	21,75
4	0,37	0,29	185,00	23,25
5	0,44	0,35	210,00	24,50

3.4 CARACTERIZAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS

Para cada placa soldada, foram confeccionados três corpos de prova para teste de tração para determinação das propriedades mecânicas da junta soldada, de acordo com a norma AWS B4.0 (2007). As amostras foram usinadas de tal forma que tiras metálicas provenientes do intervalo entre os corpos de prova foram reaproveitadas para a preparação dos corpos de prova para análise metalográfica.

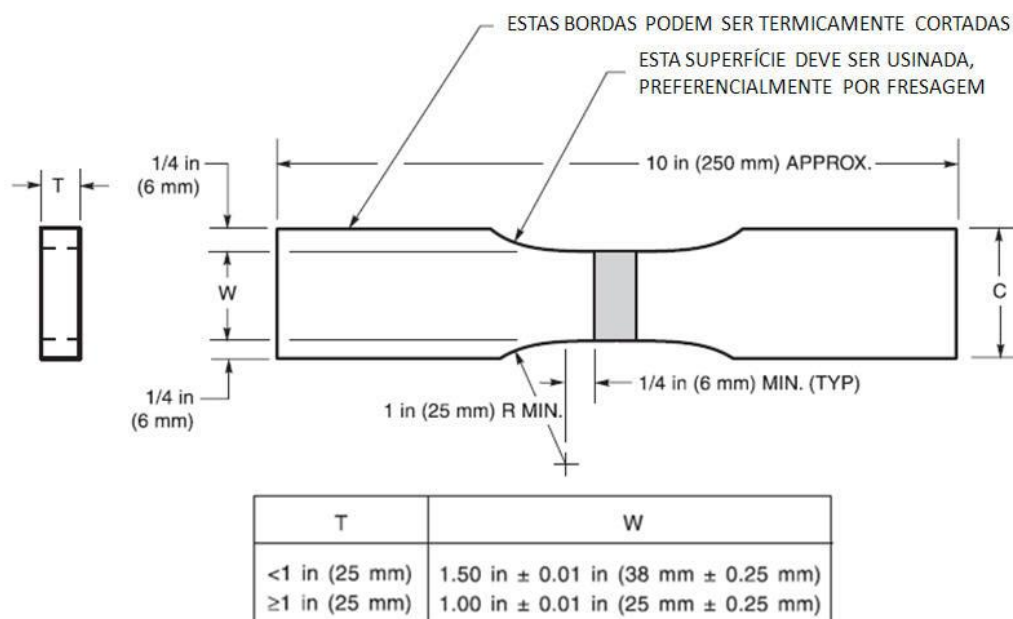
A figura 21 ilustra a distribuição dos corpos de prova nas placas soldadas com as dimensões em milímetros. As dimensões individuais dos corpos de prova seguem a norma AWS B4.0 (2007) conforme ilustração da figura 22.

Figura 21 - Distribuição dos corpos de prova na placa soldada



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 22 - Dimensões individuais dos corpos de prova



Fonte: AWS B4.0, 2007

Como a espessura da chapa de aço bifásico testado possui espessura de 2 mm, dessa forma inferior a 25 mm, a cota W mencionada na figura 22 é de 38 mm com tolerância de $\pm 0,25$ mm. A cota C ilustrada na mesma figura, possui a dimensão de 50 mm.

A borda do cordão de solda é referência para determinação do centro do raio de 25 mm mencionado pela figura 22. Como os aportes térmicos de soldagem não foram idênticos, a largura dos cordões de solda não terá a mesma dimensão. Portanto, a título de estimativa e para uniformização das dimensões para usinagem dos corpos de prova, a largura do cordão de solda foi estimada em 9 mm.

A norma AWS B4.0 (2007) solicita que, para o ensaio de tração, o reforço de solda seja removido mantendo a espessura do corpo de prova constante em toda a extensão.

Os ensaios de tração das amostras foram realizados no Laboratório de Metalurgia Física (LAMEF) da UFRGS. A máquina de ensaio de tração utilizada foi a Instron – 5585H com capacidade de 250 kN conforme ilustração da figura 16. Os ensaios foram realizados a uma temperatura ambiente de 25 °C e com uma taxa de deslocamento de 0,45 mm/min. Os ensaios seguiram as orientações da norma NBR ISO 6892 – Materiais Metálicos – Ensaio de Tração à Temperatura Ambiente.

Através do ensaio de três corpos de prova, para cada aporte térmico, foi possível mensurar a repetibilidade, através do desvio padrão, da relação entre o aporte térmico e a resistência mecânica da junta soldada.

Para análise metalográfica e de microdureza da junta soldada, corpos de prova foram confeccionados para os cinco aportes térmicos de solda que estão sendo analisados.

Utilizando como referência a norma ASTM E3-11 (2011) – Guia Padrão para Preparação de Amostras Metalográficas, foi criada uma macrografia da secção transversal do cordão, através do processo de corte e polimento das superfícies. As amostras foram preparadas no Laboratório de Materiais da John Deere Brasil unidade de Horizontina/RS. Utilizou-se a sequência de procedimentos e equipamentos listados a seguir.

Os corpos de prova preparados pela máquina de corte da marca STRUERS modelo DISCOTOM-2 conforme ilustração da figura 23.

Figura 23 - Máquina de corte STRUERS modelo DISCOTOM-2



Fonte: Elaborada pelo autor

Para realização do embutimento, foi utilizado a máquina SIMPLIMET 2000 da BUEHLER, conforme ilustração da figura 24.

Figura 24 - Máquina de embutimento SIMPLIMET 2000



Fonte: Elaborada pelo autor

Após a confecção das amostras por embutimento, as mesmas foram encaminhadas para a politriz ECOMET 4 da marca BUEHLER, ilustrada pela figura 25.

Figura 25 - Politriz BUEHLER modelo ECOMET 4



Fonte: Elaborada pelo autor

Na politriz, as amostras foram submetidas a um disco magnético abrasivo 300 mm 15 microns com água filtrada. Após essa etapa, as mesmas foram submetidas a um disco magnético abrasivo, diâmetro de 300 mm, com suspensão de diamante 9 microns.

Na sequência, as amostras foram polidas com pano para polimento de 6 microns com suspensão de diamantes de 6 microns. Finalmente, as mesmas foram polidas com pano para polimento 3 microns, com suspensão de diamante 3 microns.

As macrografias foram atacadas com Nital 3,5%. Na análise das imagens, foi usada uma lupa binocular marca WILD HEERBRUGG modelo M3 sendo as macrografias ampliadas seis vezes com auxílio de uma câmera fotográfica digital. A figura 26, ilustra a lupa binocular utilizada que pode ampliar imagens 4x, 6x, 16x e 40x.

Figura 26 - Lupa binocular WILD HEERBRUGG modelo M3

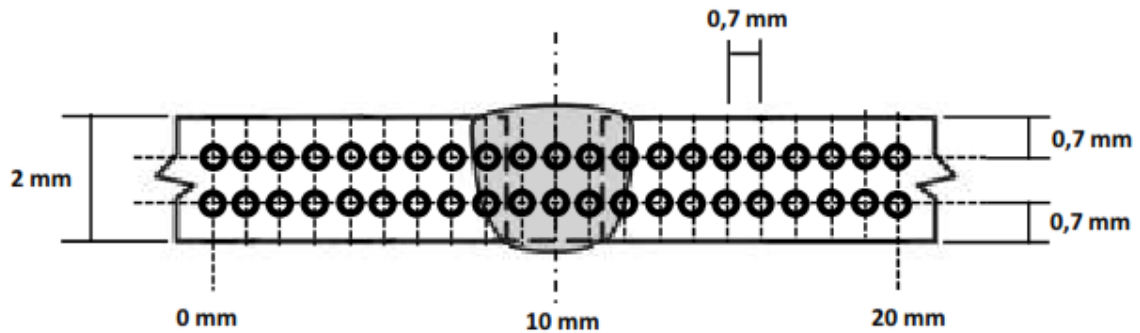


Fonte: Elaborada pelo autor

Após a confecção dos corpos de prova para macrografia, os mesmos foram submetidos ao teste de microdureza de acordo com a norma DIN EN 1043-1 (1996). Conforme ilustração da figura 27, tomando como referência o centro da junta soldada, foram tomados pontos de dureza em uma faixa de 10 mm à esquerda e 10 mm à direita do ponto de referência. Duas linhas de dureza são tomadas a 0,7 mm de ambas as superfícies. Os pontos de tomada de dureza são igualmente espaçados em 0,7 mm. O posicionamento dos pontos de tomada de dureza está de acordo com a referida norma, que recomenda esse espaçamento e

posicionamento para metais ferrosos para ensaio de dureza Vickers com aplicação de carga de 5 kgf – HV 5. Um gráfico foi criado para cada amostra analisada.

Figura 27 - Posicionamento dos pontos para determinação do perfil de dureza da junta soldada



Fonte: CARLESSO, 2017

Para a medição da dureza utilizou-se uma máquina de teste de microdureza da marca Shimadzu modelo tipo M. Ilustrado pela figura 28, o equipamento mede dureza Vickers com carga de 0,015 até 1.000 g.

Figura 28 - Equipamento de teste de microdureza marca Shimadzu tipo M



Fonte: Elaborada pelo autor

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

A apresentação e discussão dos resultados foram suportados pela execução dos experimentos propostos como análise de composição química, ensaios de tração, análise por microscopia ótica e medição de microdureza das juntas soldadas.

4.1 COMPOSIÇÃO QUÍMICA

Uma amostra do metal de base Docol 1000DP foi submetido à espectrometria ótica. Os resultados estão dispostos na Tabela 7.

Tabela 7 - Composição química do aço Docol 1000DP por espectrometria ótica

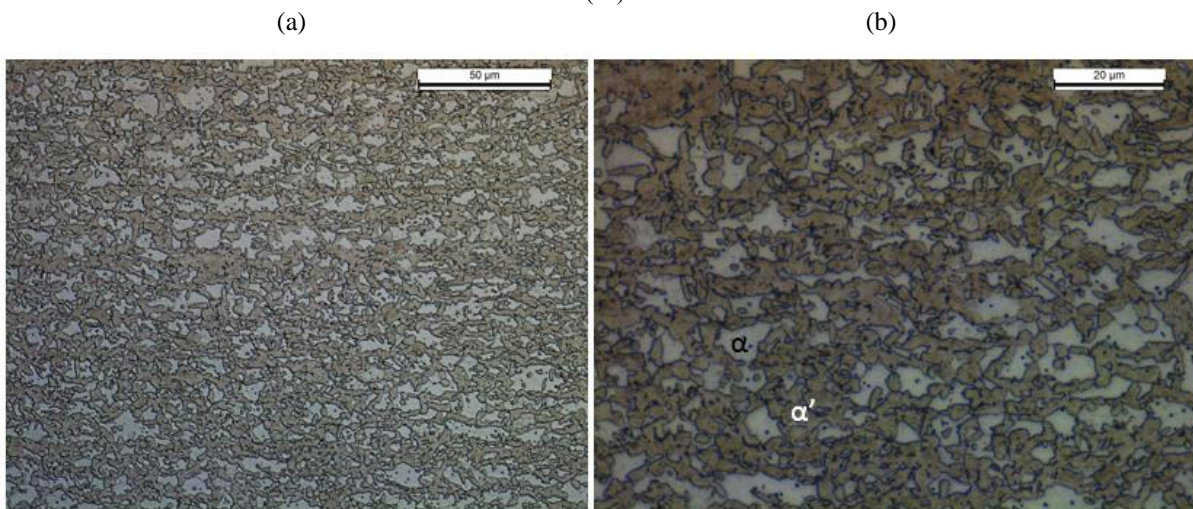
Elementos Químicos (%)							
C	Si	Mn	P	S	Al (total)	Nb	Ni
0,14	0,47	1,38	0,004	0,004	0,058	0,016	0,036
Cr	Mo	Cu	Co	Ti	V	B	Fe
0,039	0,0077	0,0014	0,0085	0,0043	0,011	0,00026	97,808

A composição química obtida é similar aos valores típicos indicados pelo fornecedor na Tabela 2. Os elementos químicos S e Al, apresentaram percentuais respectivamente, 0,004 % e 0,058 %, que são maiores que os valores especificados pelo fornecedor. O fornecedor especifica, respectivamente, 0,002 % e 0,040 %.

4.2 ANÁLISE METALOGRÁFICA DO METAL DE BASE

A figura 29 apresenta o resultado da análise metalográfica realizada no metal de base com uma ampliação em 500 e 1.000 vezes. O corpo de prova apresenta microestrutura constituída basicamente por ferrita e martensita.

Figura 29 - Micrografia ampliada (a) 500 vezes e (b) 1000 vezes do aço Docol 1000DP. Ferrita (α) e martensita (α')



Fonte: Elaborada pelo autor

4.3 ENSAIO DE TRAÇÃO DO METAL DE BASE

Os resultados do ensaio de tração do metal de base estão apresentados na Tabela 8.

Tabela 8 - Propriedades Mecânicas do aço Docol 1000DP submetido a ensaio de tração

C.P.	Limite de escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
1	742,4	1.026,0	16,7
2	726,2	1.012,6	14,0
3	734,6	993,9	12,7
Média	734,4	1.010,8	14,5
Desvio Padrão	8,1	16,1	2,0
Incerteza	21,9	41,7	5,1

O limite de escoamento médio dos três corpos de prova ensaiados foi de 734,4 MPa, com desvio padrão de 8,1 MPa e com incerteza de medição de 21,9 MPa. O valor médio está na faixa especificada pelo fornecedor que varia entre 700 e 950 MPa. O limite de resistência médio dos três corpos de prova ensaiados é de 1.010,8 MPa, com desvio padrão de 16,1 MPa e incerteza de 41,7 MPa. O corpo de prova 3 obteve um limite de resistência de 993,9 MPa. Esse valor está um pouco abaixo da faixa especificada pelo fornecedor que é de 1.000 a 1.200

MPa. Isso pode ser explicado devido à incerteza de medição. Os demais corpos de prova testados estão na faixa especificada pelo fornecedor. O alongamento percentual mínimo garantido pelo fornecedor é 7 %. O valor médio do alongamento para os três corpos de prova ensaiados foi de 14,5 %, com desvio padrão de 2,0 % e incerteza de medição de 5,1 %.

4.4 COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO ELETRODO

Para validar os dados fornecidos pela Tabela 5 o eletrodo OK AristoRod 79 foi depositado em uma chapa de 8 mm em diversos passes até formar uma deposição mínima de 16 mm. Após a deposição de material a amostra foi submetida à análise de espectrometria ótica. Os resultados na análise estão relatados na Tabela 9.

Tabela 9 - Composição química do eletrodo

Composição Química (%)	
C	0,09
Si	0,54
Mn	1,53
P	0,009
S	0,007
Cr	0,29
Mo	0,44
Ni	1,86
Al	0,0013
Co	<0,010
Cu	0,03
Nb	0,00
Ti	0,00
V	0,00
W	<0,010
Pb	<0,002
Sn	0,00
B	0,00

Confrontando as composições químicas da Tabela 5 fornecida pelo fornecedor e Tabela 9 medida em laboratório é possível perceber que todas as concentrações encontradas estão acima de valores mínimos de especificação do fornecedor. Somente para os elementos químicos Si e Mn estão levemente abaixo dos valores mínimos especificados pelo fornecedor

com 0,54 % e 1,53 % respectivamente. O fornecedor indica concentração de 0,70 % para o Si e 1,70 % para o Mn.

4.5 VALIDAÇÃO DOS PARÂMETROS DE SOLDAGEM PROPOSTOS

Diversas iterações foram realizadas para encontrar os parâmetros de tensão e corrente originalmente propostas pela Tabela 6. Algumas dificuldades foram encontradas e não foi possível ajustar a fonte de potência para encontrar valores idênticos aos propostos. Esse comportamento já era esperado, uma vez que a relação entre tensão e corrente de soldagem não é linear. Os valores atribuídos inicialmente foram simplificados considerando uma relação linear entre as duas variáveis. Os valores atribuídos de tensão e corrente no painel de controle, responsável pela automação do robô e da fonte de potência, não eram exatamente os mesmos exibidos no painel digital da fonte de potência. A fonte de potência também apresentava uma flutuação nos valores mostrados durante o processo de soldagem. Os valores descritos na Tabela 11 são valores médios ou valores que mais frequentemente eram exibidos no painel digital da fonte de potência durante a realização da soldagem. Os valores finais de aporte térmico e energia de soldagem ficaram muito próximos aos atribuídos originalmente.

A Tabela 10 ilustra os parâmetros de soldagem encontrados para a união dos corpos de prova preliminares.

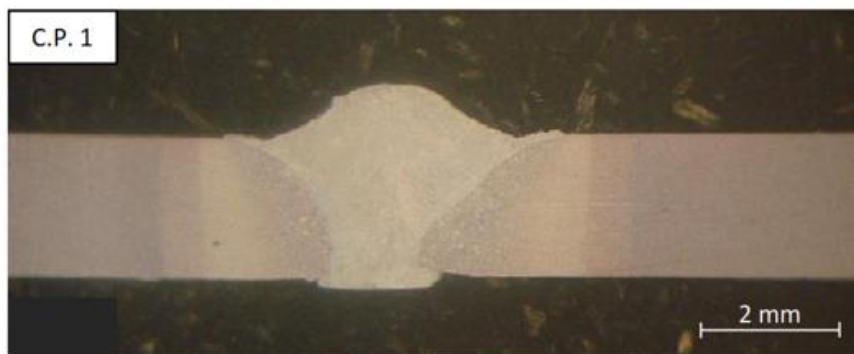
Tabela 10 - Parâmetros de soldagem para a confecção dos corpos de prova preliminares

C.P.	E (kJ/mm)	Q (kJ/mm)	I (A)	U (V)	v (m/min)
1	0,15	0,12	93,00	19,00	3,63
2	0,20	0,16	120,00	19,00	5,13
3	0,28	0,22	153,00	21,40	7,16
4	0,36	0,29	184,00	22,60	9,07
5	0,47	0,38	221,00	25,00	11,13

As amostras foram cortadas, embutidas, polidas e atacadas com Nital 3.5 % conforme procedimento descrito pela seção 3.4 Caracterização das Juntas Soldadas. Com a utilização de uma lupa binocular e auxílio de uma câmera fotográfica digital, imagens foram capturadas das macrografias das juntas soldadas com ampliação de dezesseis vezes as quais estão ilustradas

nas figuras 30 a 34. Todas as amostras tiveram boa fusão e penetração de solda, apresentando inexistência de mordeduras conforme ilustração das figuras. Os resultados foram satisfatórios e os aportes térmicos propostos serão utilizados na confecção dos corpos de prova finais. Todas as amostras apresentaram bom alinhamento entre as placas soldadas. Somente o corpo de prova 4 de aporte térmico 0,29 kJ/mm, representado pela figura 33, apresentou desalinhamento.

Figura 30 - Macrografia do corpo de prova 1



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 31 - Macrografia do corpo de prova 2



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 32 - Macrografia do corpo de prova 3



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 33 - Macrografia do corpo de prova 4



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 34 - Macrografia do corpo de prova 5



Fonte: Elaborada pelo autor

4.6 SOLDAGEM FINAL DOS CORPOS DE PROVA

As mesmas dificuldades encontradas na confecção dos corpos de prova preliminares, foram encontradas na confecção dos corpos de prova finais. Diversas iterações foram realizadas para encontrar os parâmetros de tensão e corrente de soldagem originalmente propostos pela Tabela 6. Mas não foi possível ajustar a fonte de potência para encontrar os valores idênticos. Como já mencionado, este fato já era esperado uma vez que a relação entre tensão e corrente de soldagem não é linear. A Tabela 11 descreve os parâmetros de soldagem finais, que foram denominados como: D1, D2, D3, D4 e D5.

Tabela 11 - Parâmetros de soldagem para confecção dos corpos de prova finais

C.P.	E (kJ/mm)	Q (kJ/mm)	I (A)	U (V)	v (m/min)
D1	0,16	0,12	93,0	19,5	6,25
D2	0,21	0,16	124,0	19,4	7,70
D3	0,27	0,22	155,0	20,3	9,58
D4	0,34	0,27	175,0	22,5	10,54
D5	0,41	0,33	190,0	25,4	12,14

Os valores finais de aporte térmico, tiveram uma variação em relação aos valores iniciais propostos, que se manteve em uma faixa de -6 % a 9 %. Fato este reportado pela Tabela 12.

Tabela 12 - Comparativo entre os aportes térmicos propostos e finais

Q proposto (kJ/mm)	Q final (kJ/mm)	Diferença (%)
0,11	0,12	+ 9
0,17	0,16	- 6
0,23	0,22	- 4
0,29	0,27	- 7
0,35	0,33	- 6

4.7 ENSAIO DE TRAÇÃO

A confecção dos corpos de prova para ensaio de tração, seguiu as orientações da seção 3.4 Caracterização das Juntas Soldadas. Conforme descrito nessa seção, as amostras foram usinadas de acordo com a norma AWS B4.0 (2007). Esta norma indica que os reforços de topo e de raiz da solda sejam removidos antes da realização dos ensaios de tração. A figura 35 mostra um grupo de corpos de prova preparados para os ensaios de tração.

Figura 35 - Corpos de prova confeccionadas a partir da chapa soldada utilizando aporte térmico do corpo de prova D2



Fonte: Elaborada pelo autor

Para cada chapa soldada com um aporte térmico, foram confeccionados três corpos de prova para a realização do ensaio de tração. Foram testados cinco aportes térmicos distintos, no que resultou em quinze corpos de prova.

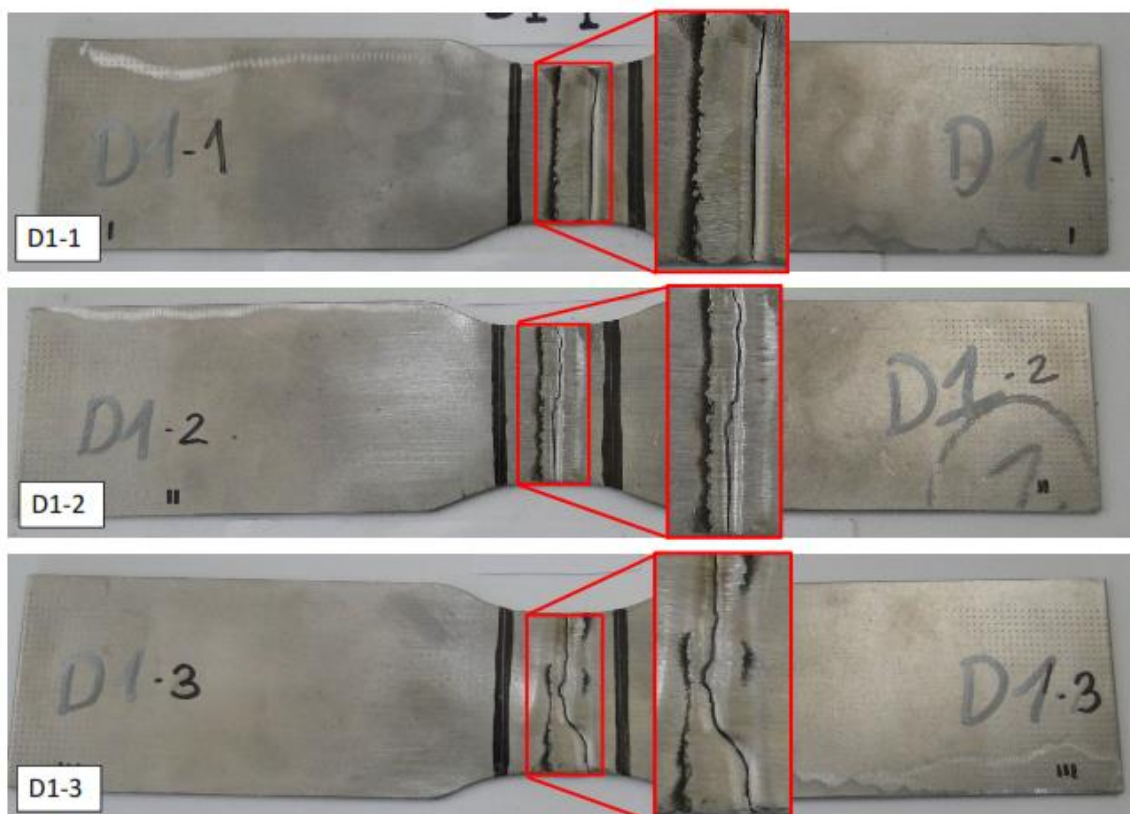
A Tabela 13 apresenta os resultados do ensaio de tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento bem como os respectivos valores de: média, desvio padrão e incerteza para o aporte térmico D1 de 0,12 kJ/mm.

Tabela 13 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3 com aporte térmico de 0,12 kJ/mm

C.P.	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
D1.1	639,3	775,8	15,0
D1.2	681,3	747,2	5,3
D1.3	565,6	736,6	7,0
Média	628,7	753,2	9,1
Desvio Padrão	58,5	20,3	5,2
Incerteza	145,9	52,4	12,8

A figura 36 ilustra a fratura dos corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3. A amostra D1-1 teve a fratura na ZAC e as demais amostras D1-2 e D1-3 tiveram a falha ocorrendo no metal de solda.

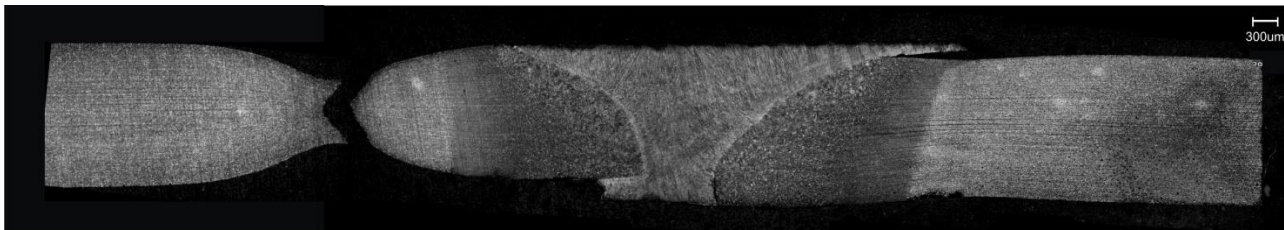
Figura 36 - Fratura dos corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 37 ilustra, em detalhes, a macrografia da fratura do corpo de prova D1-1 ocorrendo na ZAC.

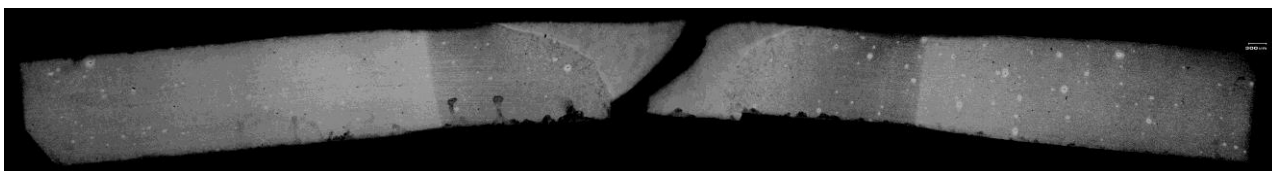
Figura 37 - Macrografia da fratura do corpo de prova D1-1



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 38 ilustra a macrografia da fratura do corpo de prova D1-2 ocorrendo no metal de solda.

Figura 38 - Macrografia da fratura do corpo de prova D1-2

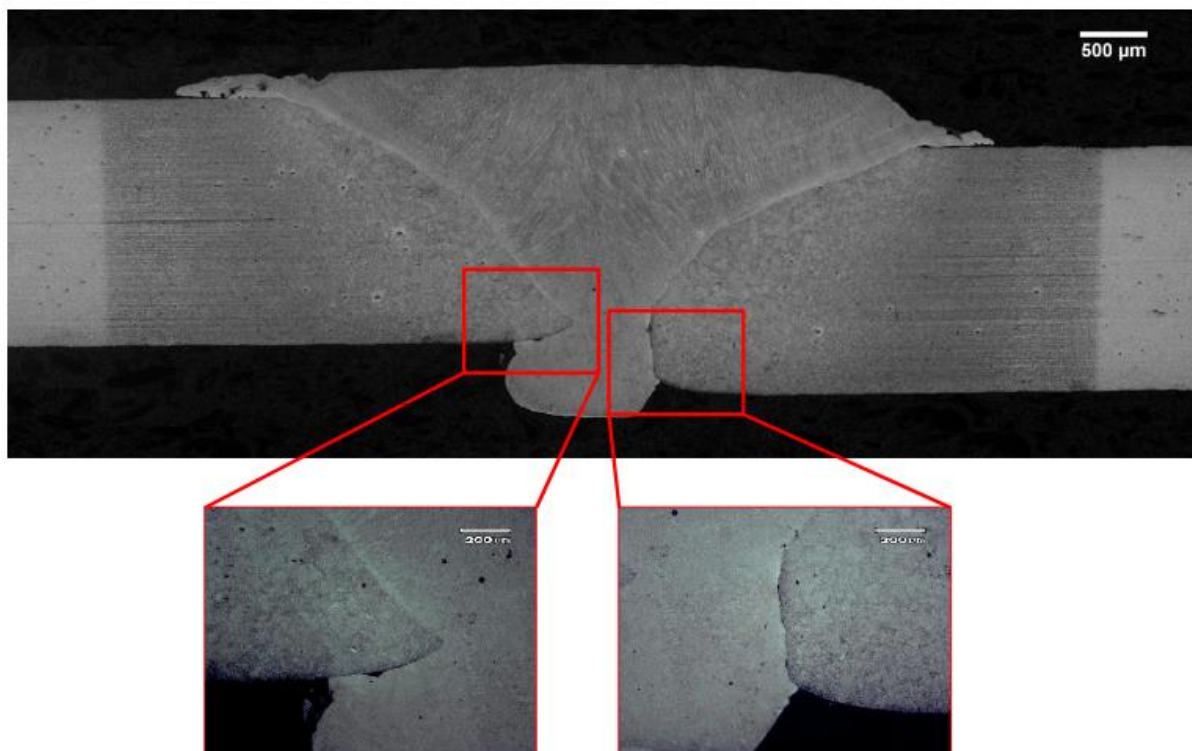


Fonte: Elaborada pelo autor

A macrografia da figura 37 apresenta um leve desalinhamento entre as chapas. Mesmo apresentando esse defeito, a fratura ocorreu na ZAC. A macrografia da figura 38, apresenta bom alinhamento entre as chapas, mas a falha ocorreu na região do metal de solda.

A ruptura ocorrida no metal de solda nas amostras D1-2 e D1-3 se deu a falta de fusão na raiz da solda conforme ilustrações da figura 39. Isso mostra que possivelmente houve leve flutuação do aporte térmico durante a soldagem. Com isso, houve diferentes taxas de fusão ao longo do processo de soldagem.

Figura 39 - Falta de fusão na raiz da solda das amostras D1-2 e D1-3



Fonte: Elaborada pelo autor

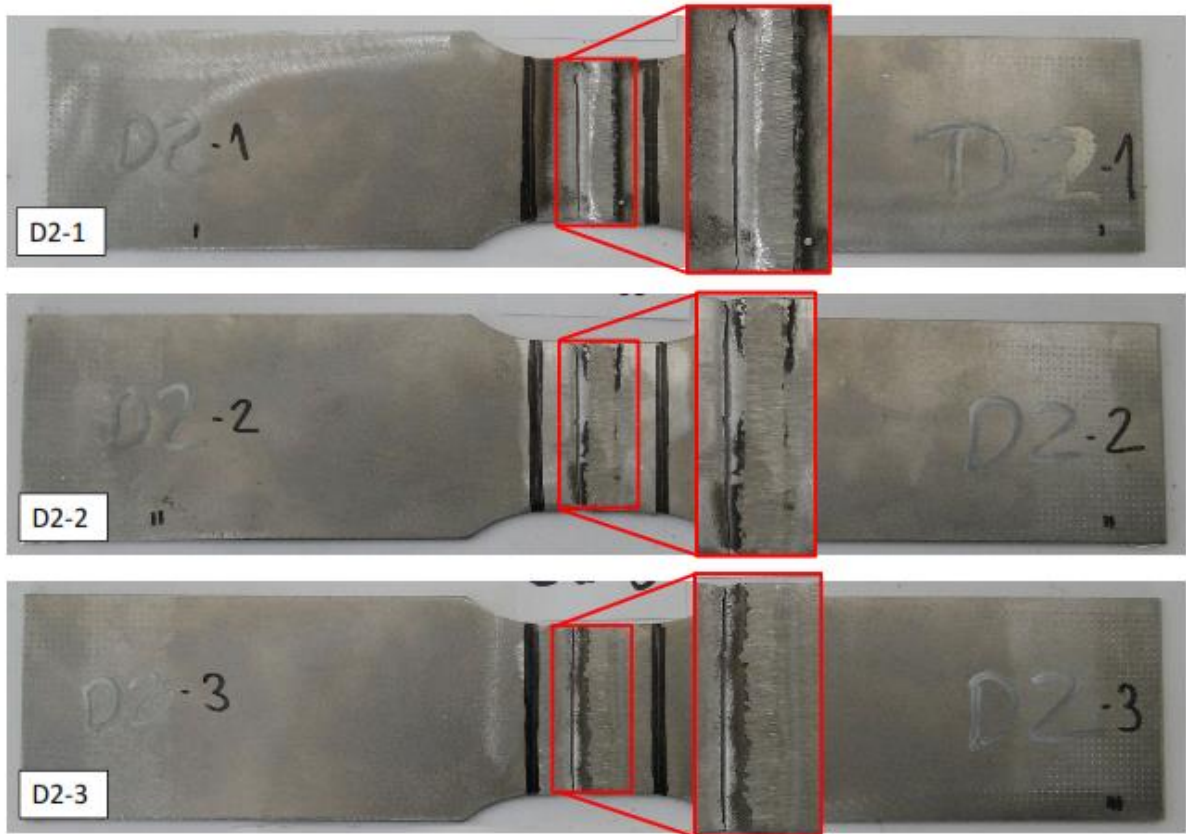
A Tabela 14 apresenta os resultados do ensaio de tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento bem como os respectivos valores de: média, desvio padrão e incerteza para o aporte térmico D2 de 0,16 kJ/mm.

Tabela 14 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3 com aporte térmico de 0,16 kJ/mm

C.P.	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
D2.1	540,1	774,3	10,3
D2.2	622,3	731,3	9,4
D2.3	528,0	723,2	6,7
Média	563,5	743,0	8,8
Desvio Padrão	51,3	27,5	1,9
Incerteza	127,9	69,6	4,7

A figura 40 ilustra a fratura dos corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3. Todas as fraturas ocorreram na ZAC.

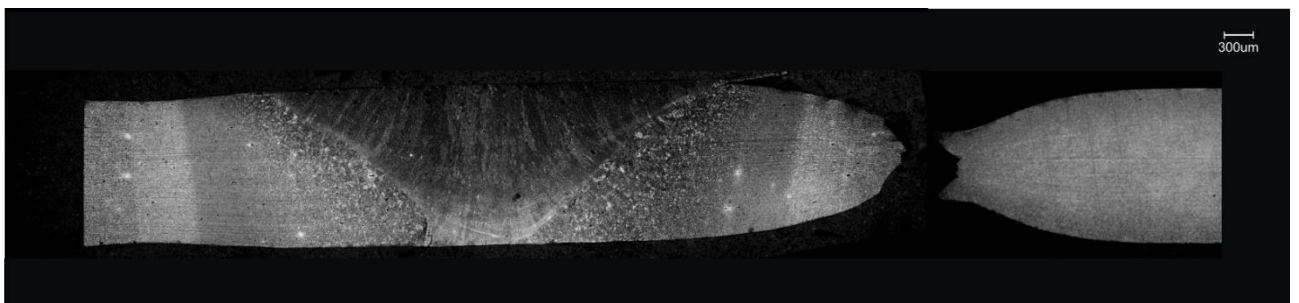
Figura 40 - Fratura dos corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 41 mostra a macrografia da fratura do corpo de prova D2-2.

Figura 41 - Macrografia da fratura do corpo de prova D2-2



Fonte: Elaborada pelo autor

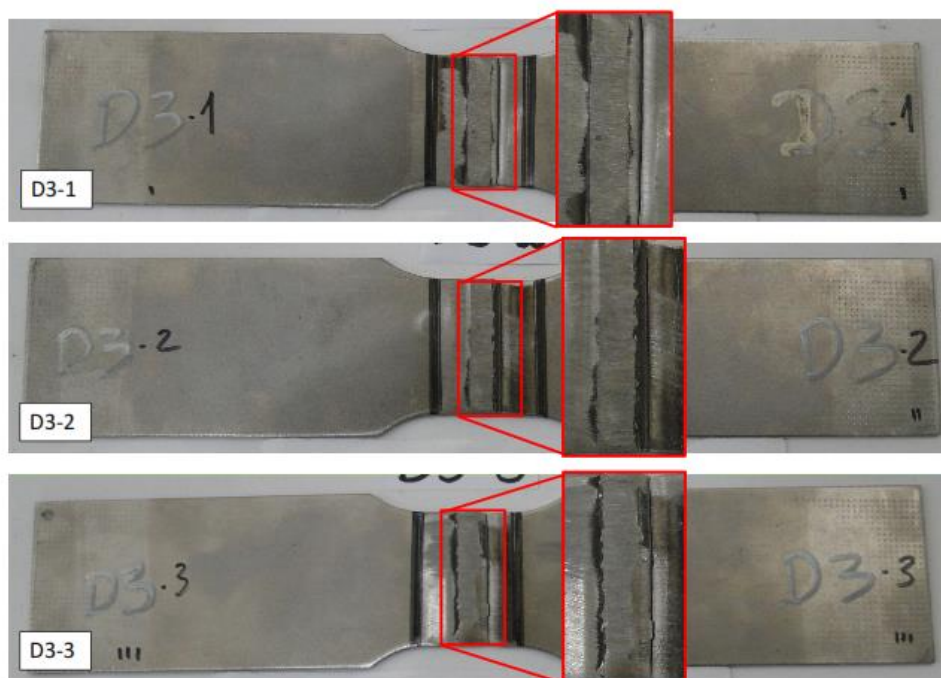
A Tabela 15 apresenta os resultados do ensaio de tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento bem como os respectivos valores de: média, desvio padrão e incerteza para o aporte térmico D3 de 0,22 kJ/mm.

Tabela 15 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3 com aporte térmico de 0,22 kJ/mm

C.P.	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
D3.1	615,9	813,4	7,6
D3.2	624,8	819,6	7,9
D3.3	606,9	812,7	9,0
Média	615,8	815,2	8,2
Desvio Padrão	8,9	3,8	0,7
Incerteza	18,6	8,8	1,8

A figura 42 ilustra a fratura dos corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3. Todas as fraturas ocorreram na ZAC.

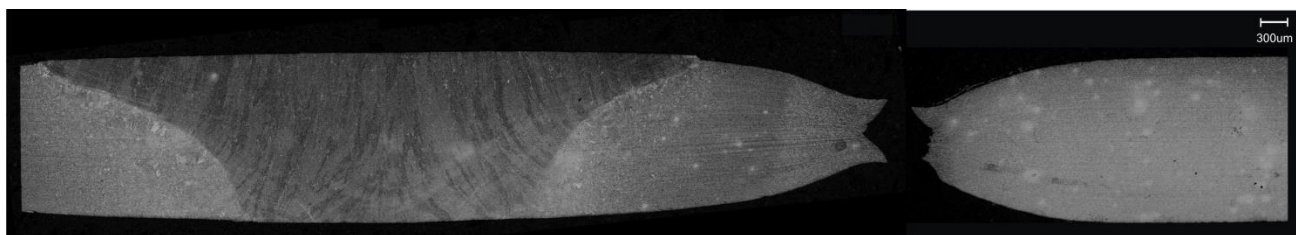
Figura 42 - Fratura dos corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 43 mostra a macrografia da fratura do corpo de prova D3-1.

Figura 43 - Macrografia da fratura do corpo de prova D3-1



Fonte: Elaborada pelo autor

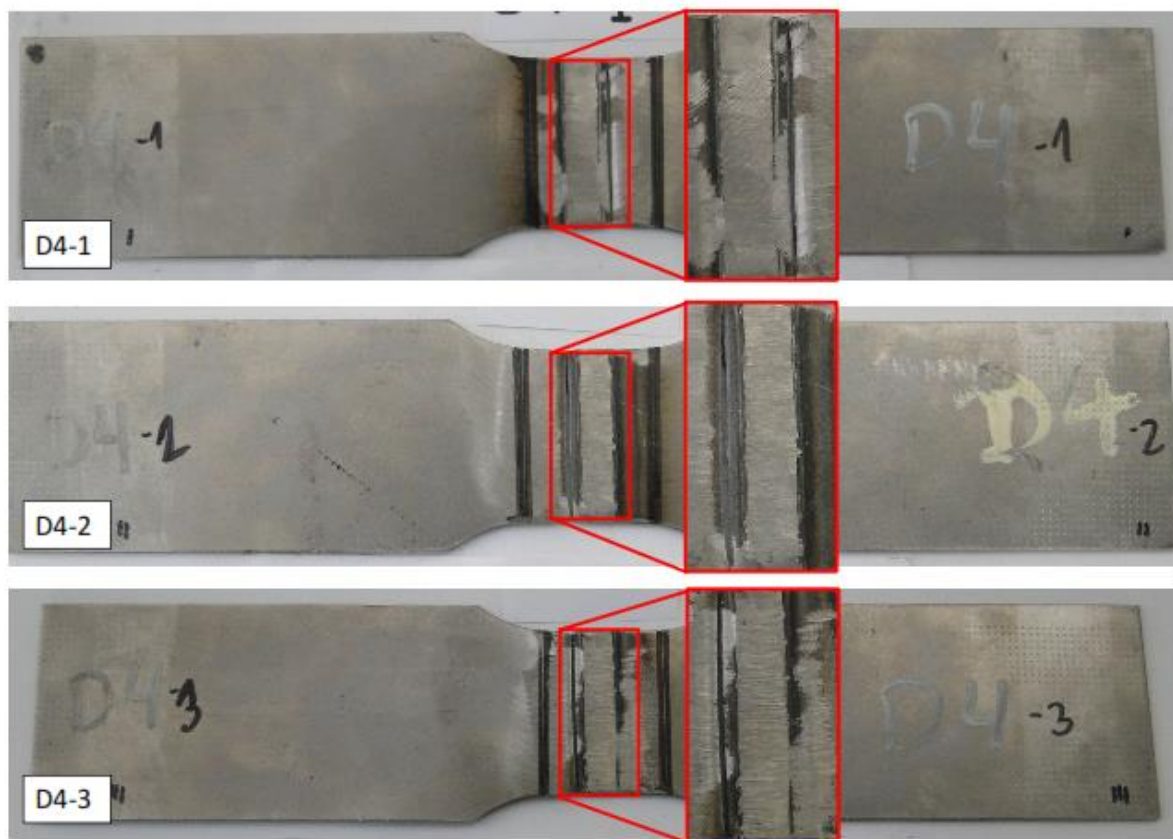
A Tabela 16 apresenta os resultados do ensaio de tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento bem como os respectivos valores de: média, desvio padrão e incerteza para o aporte térmico D4 de 0,27 kJ/mm.

Tabela 16 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3 com aporte térmico de 0,27 kJ/mm

C.P.	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
D4.1	573,3	775,6	11,4
D4.2	547,2	744,7	10,4
D4.3	580,5	774,3	9,8
Média	567,0	764,9	10,5
Desvio Padrão	17,5	17,5	0,8
Incerteza	43,9	45,9	2,0

A figura 44 ilustra a fratura dos corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3. Todas as fraturas ocorreram na ZAC.

Figura 44 - Fratura dos corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 45 mostra a macrografia da fratura do corpo de prova D4-3.

Figura 45 - Macrografia da fratura do corpo de prova D4-3



Fonte: Elaborada pelo autor

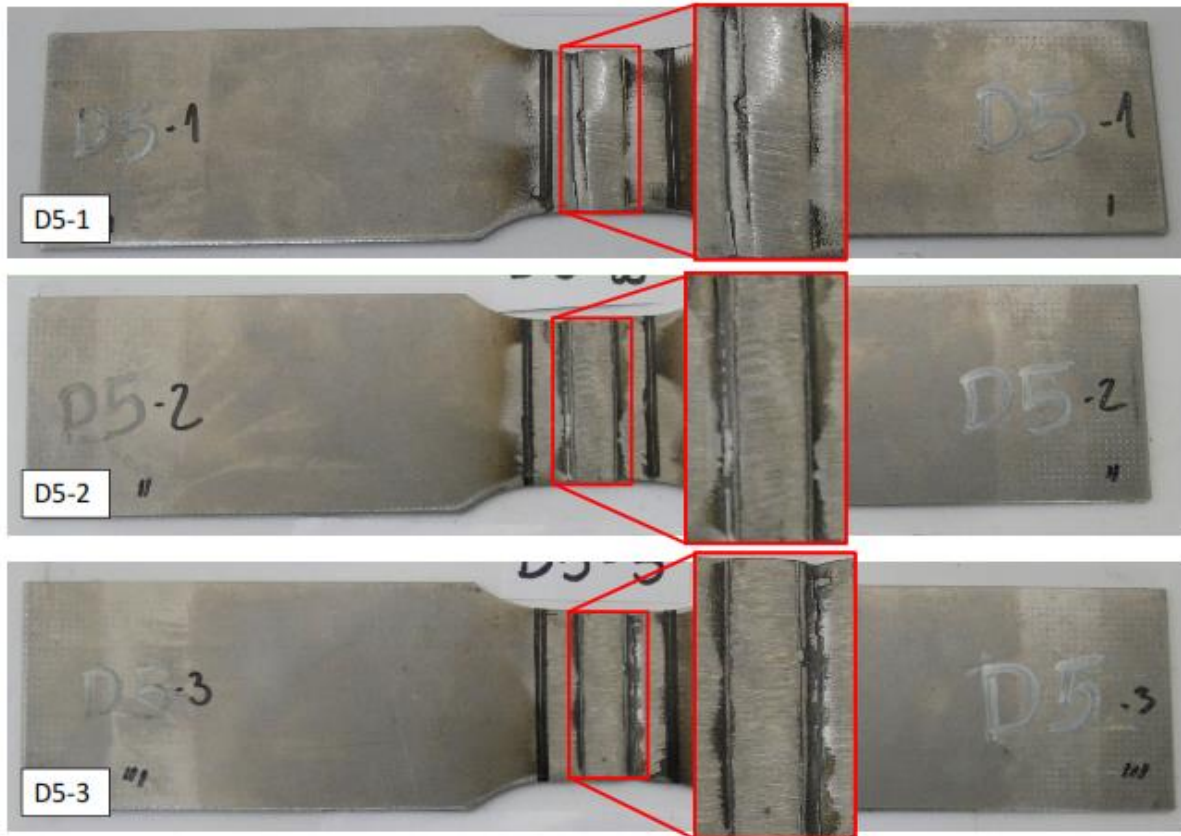
A Tabela 17 apresenta os resultados do ensaio de tração: limite de escoamento, limite de resistência e alongamento bem como os respectivos valores de: média, desvio padrão e incerteza para o aporte térmico D5 de 0,33 kJ/mm.

Tabela 17 - Resultados dos ensaios de tração para os corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3 com aporte térmico de 0,33 kJ/mm

C.P.	Limite de Escoamento (MPa)	Limite de Resistência (MPa)	Alongamento (%)
D5.1	539,8	740,7	13,1
D5.2	571,4	751,7	12,2
D5.3	555,3	756,6	15,3
Média	555,5	749,7	13,5
Desvio Padrão	15,8	8,1	1,6
Incerteza	40,8	16,0	4,0

A figura 46 ilustra a fratura dos corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3. Todas as fraturas ocorreram na ZAC.

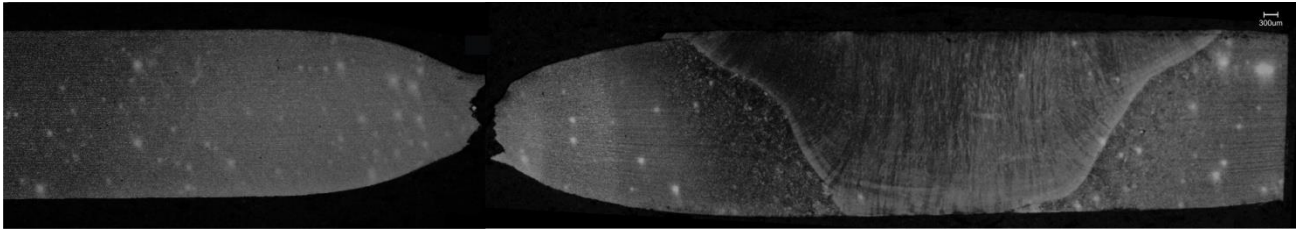
Figura 46 - Fratura dos corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 47 mostra a macrografia da fratura do corpo de prova D5-1.

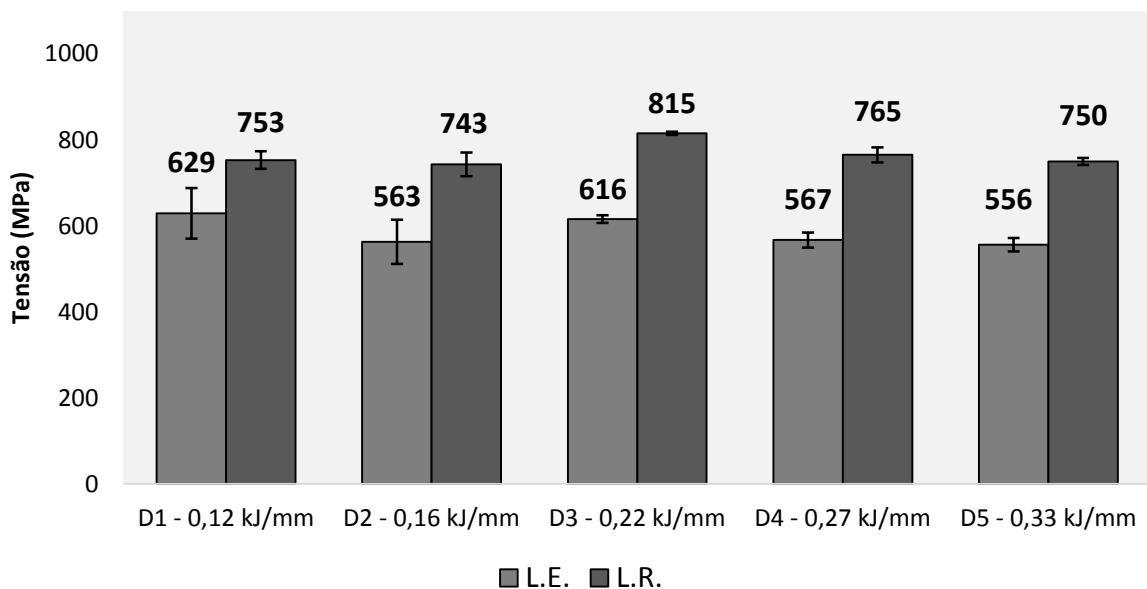
Figura 47 - Macrografia da fratura do corpo de prova D5-1



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 48 mostra os Limites de Escoamento (L.E.) médio e Limites de Resistência (L.R.) médio para os conjuntos de amostras D1, D2, D3, D4 e D5, diferentes entre si pelos valores de aporte térmico. O desvio padrão para o valor médio do limite de escoamento dos aportes térmicos D1 e D2 são notavelmente maiores que os demais. O desvio padrão para o valor médio do limite de resistência dos aportes térmicos D1 e D2 são levemente maiores que os demais. Para o aporte térmico D1, esse comportamento pode ser explicado pela diversificação da região da fratura entre o metal de solda e ZAC. Para o aporte térmico D2, todas as fraturas ocorreram na ZAC.

Figura 48 - Limites de escoamento e resistência médios para os corpos de prova D1, D2, D3, D4 e D5



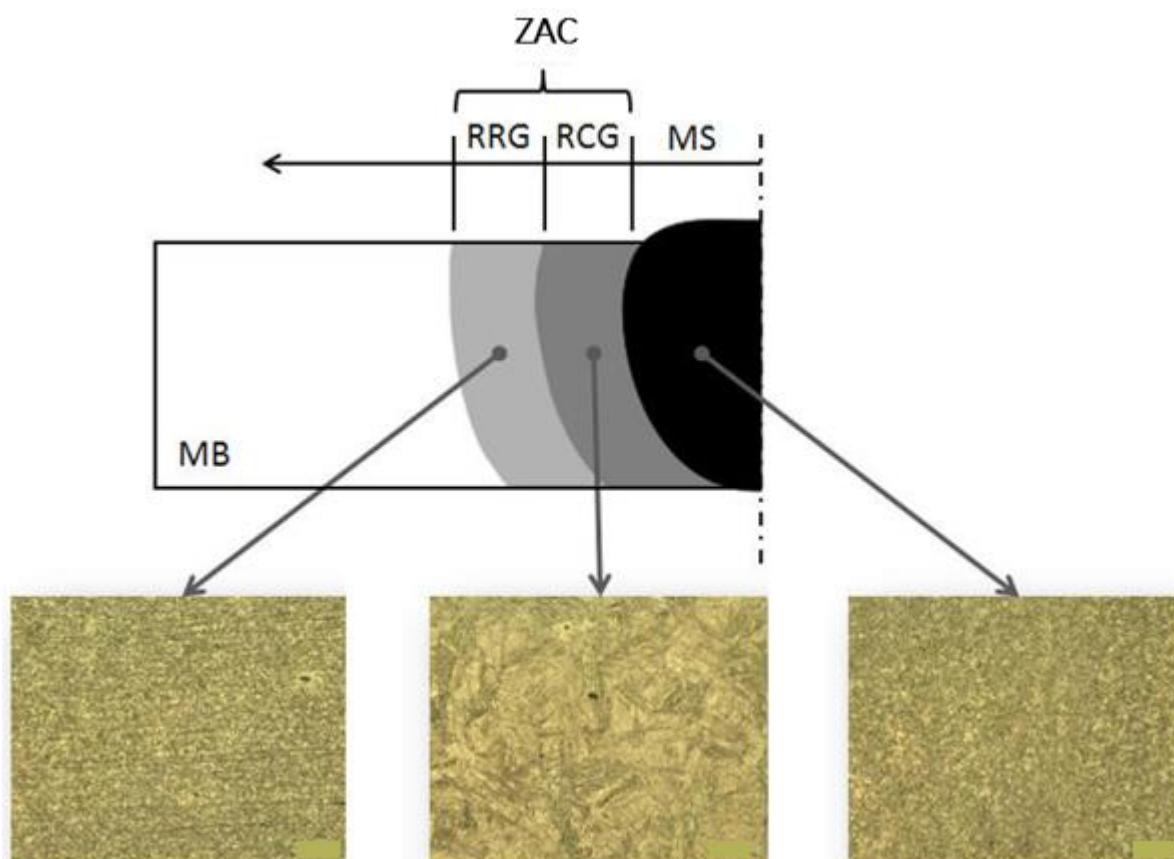
Fonte: Elaborada pelo autor

4.8 ANÁLISE METALOGÁFICA DAS JUNTAS SOLDADAS

Os corpos de prova foram cortados, embutidos, polidos e atacados com Nital 3.5% conforme procedimento descrito pela seção 3.4 Caracterização das Juntas Soldadas. Através da utilização de uma lupa binocular e auxílio de uma câmera fotográfica digital, imagens foram capturadas das macrografias das juntas soldadas com ampliação de dezesseis vezes as quais serão ilustradas na sequência para as amostras de D1 a D5.

A microestrutura das juntas soldadas será apresentada em três regiões. A primeira será refere-se ao metal de solda (MS). As outras duas correspondem a subdivisões da zona afetada pelo calor (ZAC). A primeira subdivisão é a região de crescimento de grãos (RCG). A segunda subdivisão é a região de refino do grão (RRG). A figura 49 ilustra as microestruturas em análise. A sigla MB na figura significa metal de base. A microestrutura do metal de base (aço bifásico Docol 1000DP) foi caracterizado pela seção 4.2 – Análise Metalográfica, do presente trabalho.

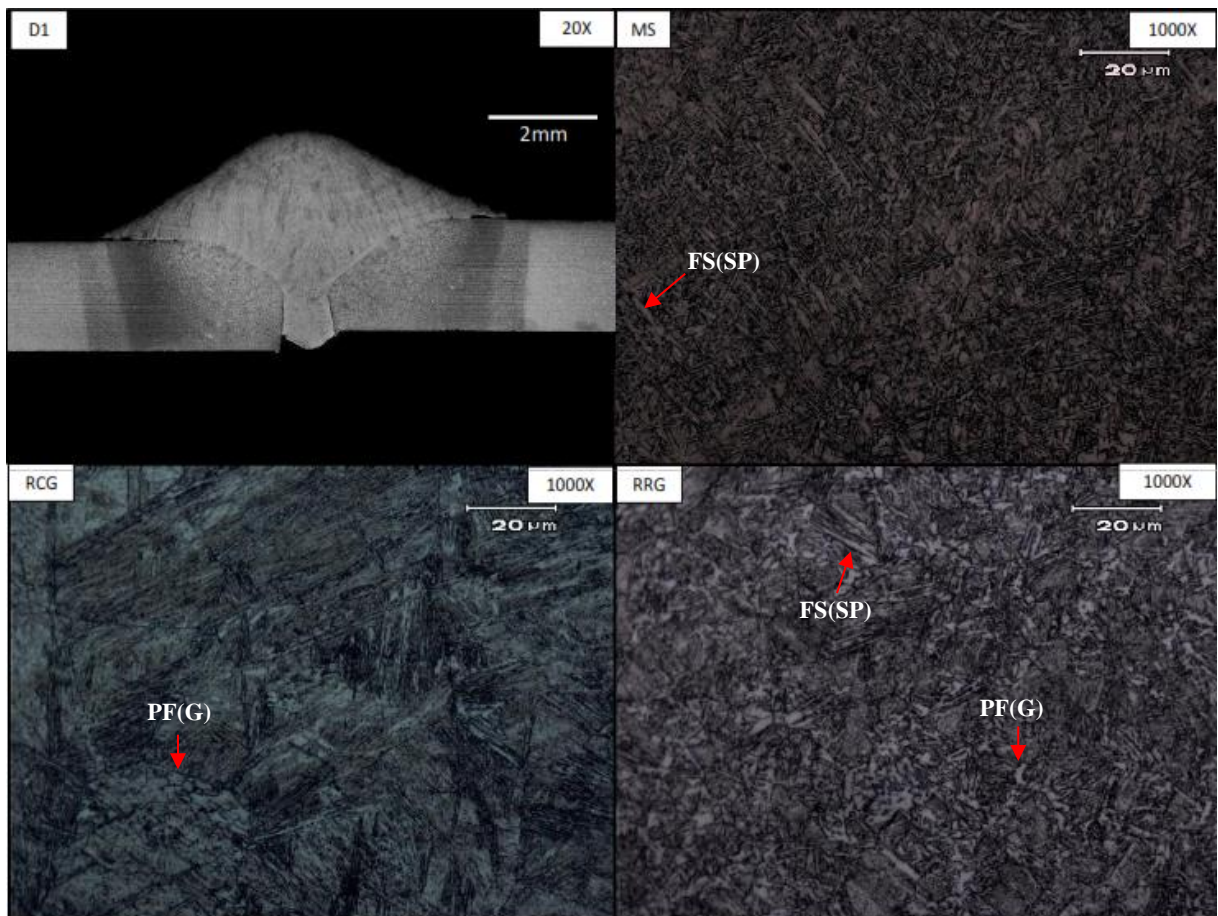
Figura 49 - Microestruturas das juntas soldadas



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 50 ilustra para a amostra D1 a macrografia da junta soldada, microestrutura do metal de solda - MS, microestrutura da região de crescimento de grãos - RCG e microestrutura da região de refino de grãos - RRG.

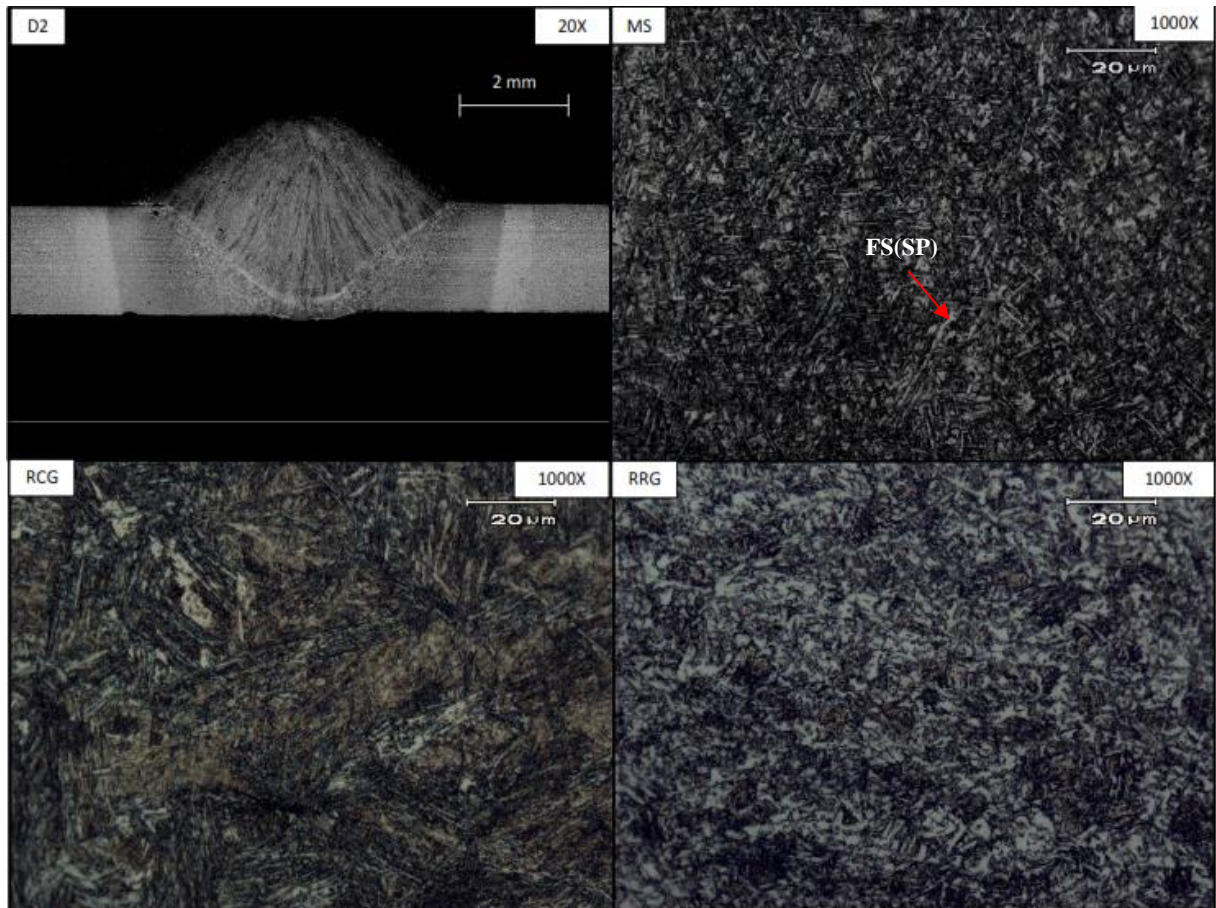
Figura 50 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D1 de 0,12 kJ/mm. MS = martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) - 360 HV5, RCG = martensita e ferrita primária em contornos de grão PF(G) - 315 HV5, RRG = martensita, e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) e ferrita primária em contornos de grão PF(G) - 200 HV5



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 51 ilustra para a amostra D2 a macrografia da junta soldada, microestrutura do metal de solda - MS, microestrutura da região de crescimento de grãos - RCG e microestrutura da região de refino de grãos - RRG.

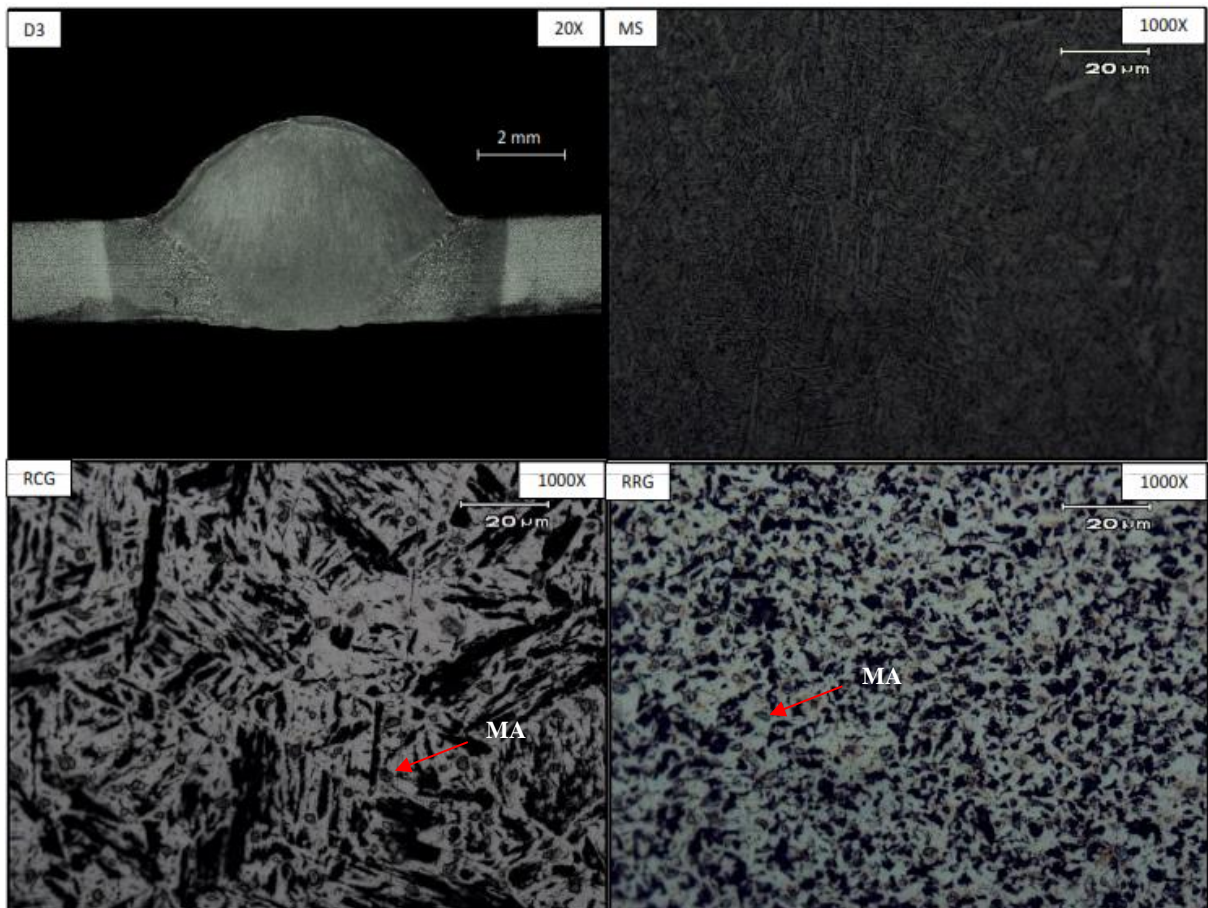
Figura 51 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D2 de 0,16 kJ/mm. MS = martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) - 355 HV5; RCG = martensita e ferrita - 320 HV5; RRG = ferrita e agregados de carbonetos - 210 HV5



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 52 ilustra para a amostra D3 a macrografia da junta soldada, microestrutura do metal de solda - MS, microestrutura da região de crescimento de grãos - RCG e microestrutura da região de refino de grãos - RRG.

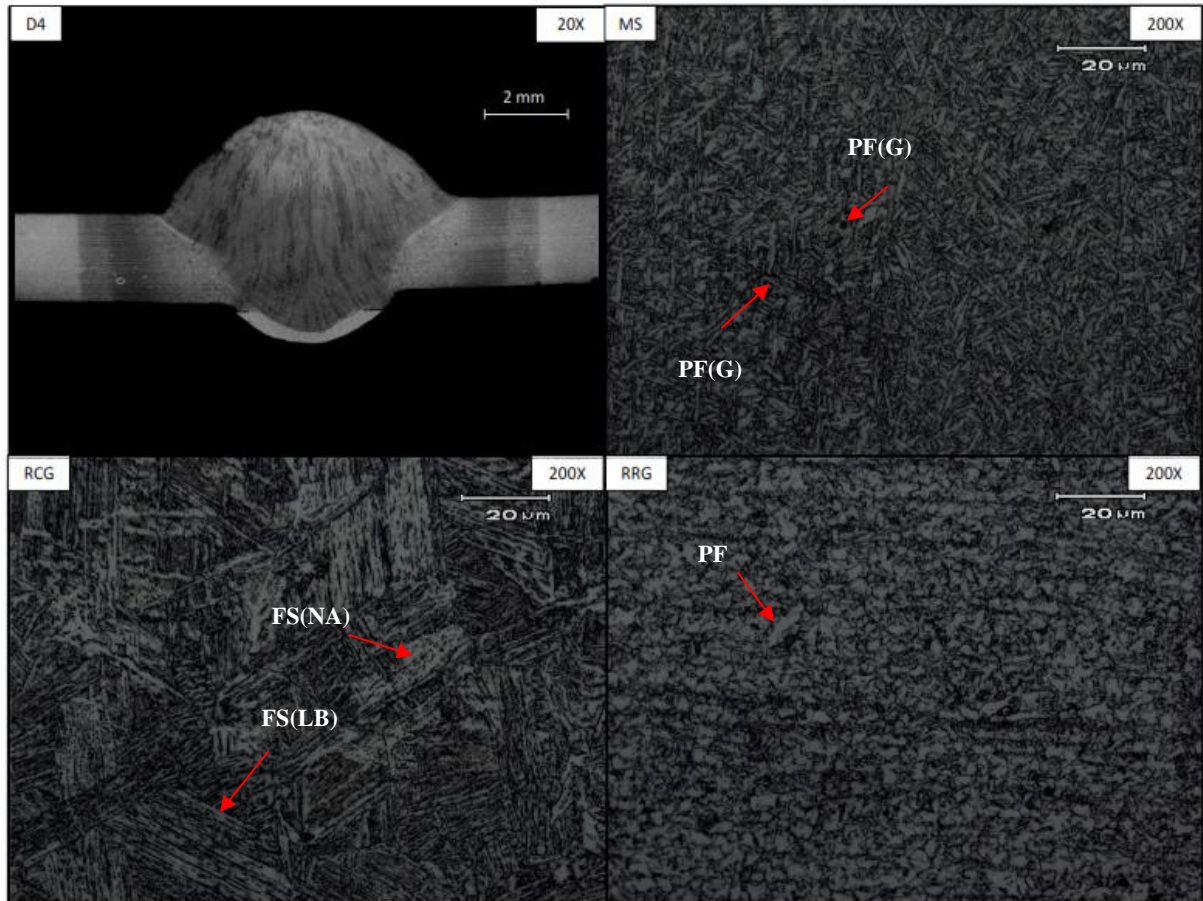
Figura 52 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D3 de 0,22 kJ/mm. MS = martensita - 370 HV5; RCG = martensita e constituinte MA - 325 HV5; RRG = ferrita poligonal agregados de carbonetos e MA 210 HV5



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 53 ilustra para a amostra D4 a macrografia da junta soldada, microestrutura do metal de solda - MS, microestrutura da região de crescimento de grãos - RCG e microestrutura da região de refino de grãos - RRG.

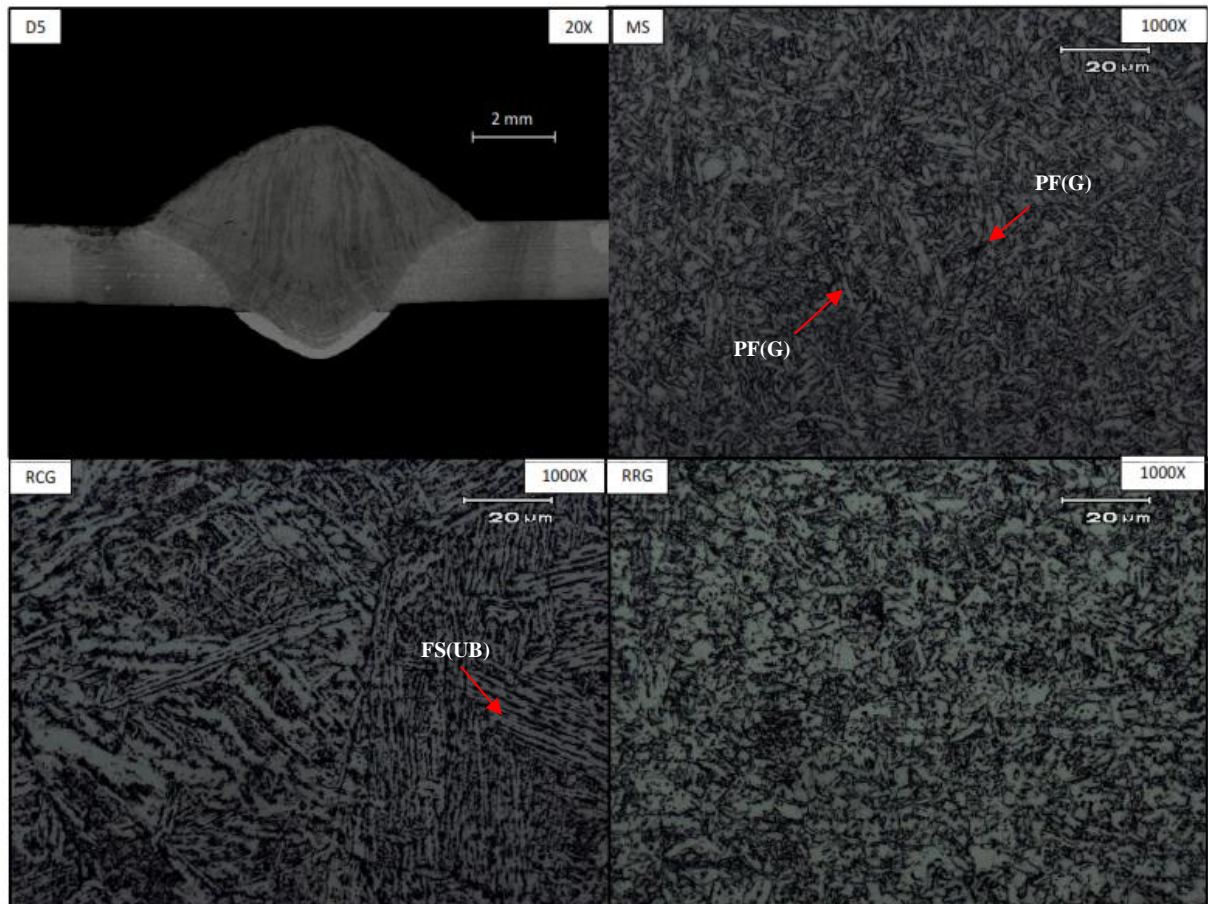
Figura 53 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D4 de 0,27 kJ/mm. MS = ferrita primária em contornos de grão PF(G) e martensita - 310 HV5; RCG = bainita inferior FS(LB) e ferrita de Widmanstätten com carbonetos não alinhados FS(NA) - 280 HV5; RRG = ferrita poligonal PF e agregados de carbonetos - 205 HV5



Fonte: Elaborada pelo autor

A figura 54 ilustra para a amostra D5 a macrografia da junta soldada, microestrutura do metal de solda - MS, microestrutura da região de crescimento de grãos - RCG e microestrutura da região de refino de grãos - RRG.

Figura 54 - Macrografia e microestruturas do MS, RCG e RRG do aporte térmico D5 de 0,33 kJ/mm. MS = ferrita primária em contornos de grão PF(G) (em maior volume em relação a D4) e martensita - 270 HV5; RCG = bainita superior FS(UB) - 240 HV5; RRG = ferrita e agregados de cementita - 195 HV5



Fonte: Elaborada pelo autor

A Tabela 18 descreve um resumo das microestruturas e as respectivas durezas do metal de solda (MS), região de crescimento de grãos (RCG) e região de refino de grãos (RRG) dos cinco aportes térmicos de soldagem avaliados.

Para o MS, a dureza para os aportes térmicos D1, D2 e D3 apresentaram valores aproximados em uma faixa de 355 a 360 HV5. Para os aportes térmicos D4 e D5, houve uma redução de dureza perceptível, respectivamente 310 e 270 HV5. Para a RCG, houve um

crescimento de dureza partindo de 315 HV5, para o aporte térmico D1 e atingindo 320 e 325 HV5, respectivamente, para os aportes térmicos D2 e D3. Para os aportes térmicos D4 e D5, houve uma redução dureza, respectivamente, 280 e 240 HV5. Para a RRG, as durezas encontradas para os aportes térmicos D1, D2, D3 e D4, ficaram em uma faixa de 200 a 210 HV5. A menor dureza encontrada foi 195 HV5, para o aporte térmico D5.

A microestrutura encontrada no MS para os aportes térmicos D1 e D2, foi a mesma - martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP). Para o aporte térmico D3, no MS, foi encontrado martensita. No MS, para os aportes térmicos D4 e D5, encontrou-se a mesma microestrutura - ferrita primária em contornos de grão PF(G) (em maior volume em relação a D4) e martensita. Na região de crescimento de grãos, as seguintes microestruturas foram encontradas: D1 - martensita e ferrita primária em contornos de grão PF(G), D2 - martensita e ferrita, D3 - martensita e constituinte MA, D4 - bainita inferior FS(LB) e ferrita de Widmanstätten com carbonetos não alinhados FS(NA) e D5 - bainita superior FS(UB). Na região de refino de grãos, as seguintes microestruturas foram encontradas: D1 - martensita, e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) e ferrita primária em contornos de grão PF(G), D2 - ferrita e agregados de carbonetos, D3 - ferrita poligonal agregados de carbonetos e MA, D4 - ferrita poligonal PF e agregados de carbonetos e D5 - ferrita e agregados de cementita.

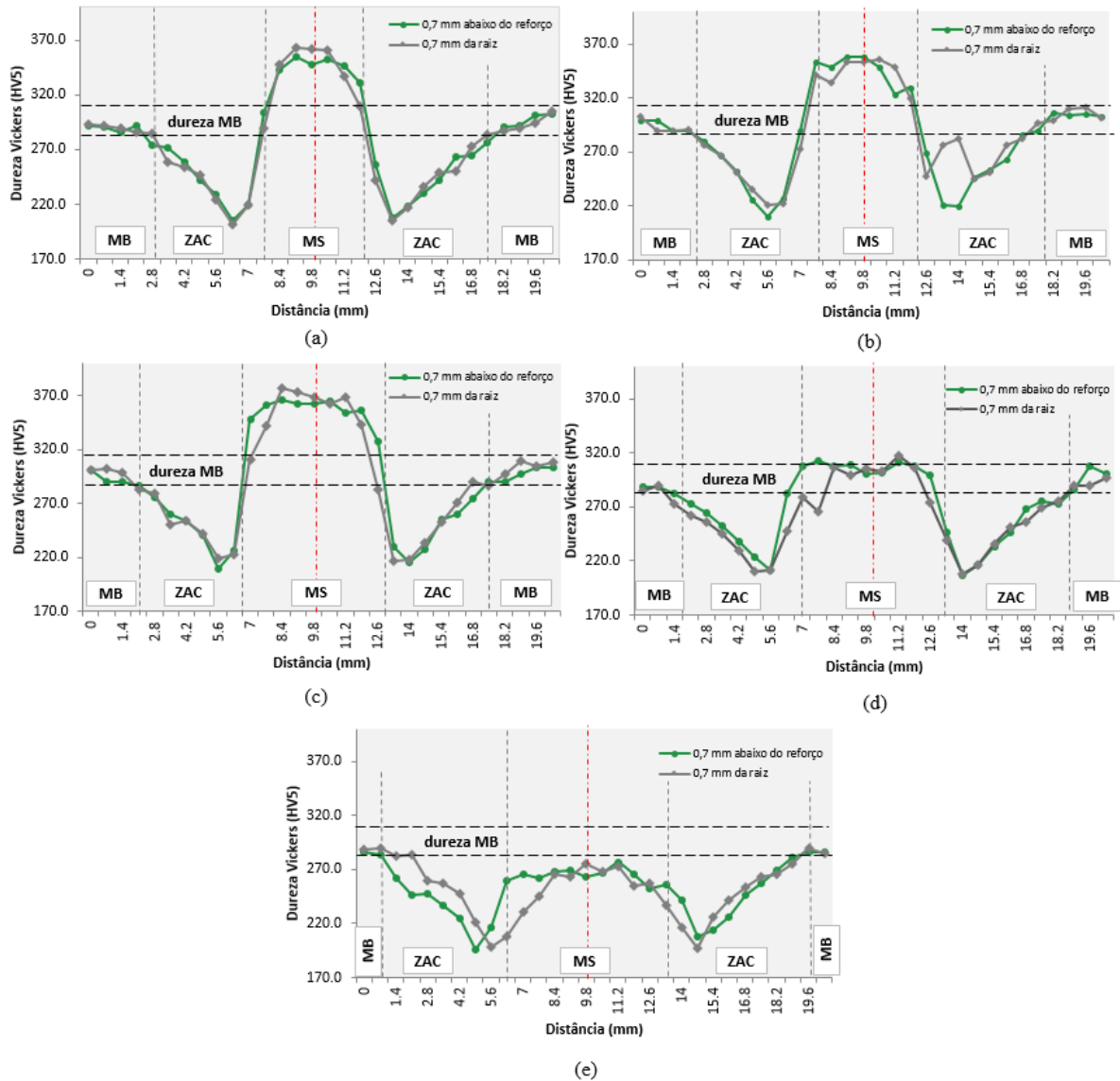
Tabela 18 - Resumo das microestruturas e as referidas dureza do MS, RCG e RRG

Aporte Térmico	MS microestrutura	MS dureza	RCG microestrutura	RCG dureza	RRG microestrutura	RRG dureza
D1 0,12 kJ/mm	Martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP)	360 HV5	Martensita e ferrita primária em contornos de grão PF(G)	315 HV5	Martensita, e ferrita Widmanstätten primária FS(SP) e ferrita primária em contornos de grão PF(G)	200 HV5
D2 0,16 kJ/mm	Martensita e ferrita Widmanstätten primária FS(SP)	355 HV5	Martensita e ferrita	320 HV5	Ferrita e agregados de carbonetos	210 HV5
D3 0,22 kJ/mm	Martensita	370 HV5	Martensita e constituinte MA	325 HV5	Ferrita poligonal agregados de carbonetos e MA	210 HV5
D4 0,27 kJ/mm	Ferrita primária em contornos de grão PF(G) e martensita	310 HV5	Bainita inferior FS(LB) e ferrita de Widmanstätten com carbonetos não alinhados FS(NA)	280 HV5	Ferrita poligonal PF e agregados de carbonetos	205 HV5
D5 0,33 kJ/mm	Ferrita primária em contornos de grão PF(G) (em maior volume em rel. D4) e martensita	270 HV5	Bainita superior FS(UB)	240 HV5	Ferrita e agregados de cementita	195 HV5

Após a aquisição das imagens de macrografias e metalografias as amostras foram ensaiadas para o levantamento do perfil de microdureza.

A figura 55 ilustra os perfis de microdureza para os aportes térmicos ensaiados.

Figura 55 - Perfis de microdureza: (a) aporte térmico D1 0,12 kJ/mm, (b) aporte térmico D2 0,16 kJ/mm, (c) aporte térmico D3 0,22 kJ/mm, (d) aporte térmico D4 0,27 kJ/mm e (e) aporte térmico D5 0,33 kJ/mm



Fonte: Elaborada pelo autor

A dureza mínima verificada: D1 = 201,2 HV5, D2 = 209,9 HV5, D3 = 209 HV5, D4 = 206,3 HV5 e D5 = 195,5 HV5.

A dureza máxima verificada: D1 = 362,7 HV5, D2 = 357,7 HV5, D3 = 376,3 HV5, D4 = 317,7 HV5 e D5 = 289,7 HV5.

A relação entre limite de resistência e dureza mínima ZAC, se mostrou muito próxima para as amostras testadas sob diferentes aportes térmicos variando em uma faixa de 0,26 a 0,28. O exposto é ilustrado pela Tabela 19.

Tabela 19 - Relação entre limite de resistência e dureza mínima na ZAC

C.P.	Limite de Resistência (MPa)	Dureza mínima (HV5)	L.R./dureza mín.
D1 0,12 kJ/mm	753,2	201,2	0,27
D2 0,16 kJ/mm	743,0	209,9	0,28
D3 0,22 kJ/mm	815,2	209,0	0,26
D4 0,27 kJ/mm	764,9	206,3	0,27
D5 0,33 kJ/mm	749,7	195,5	0,26

O aporte térmico utilizado no conjunto de amostras D1 proporcionaram baixa fusão e penetração fazendo com que amostras tivessem a fratura ocorrendo no metal de solda quando submetidos a ensaio de tração. As amostras do conjunto D2 tiveram a fratura na ZAC, mas com limite de resistência levemente inferior às amostras D1. As amostras D2 apresentaram a mínima dureza no perfil de microdureza muito similar à mínima dureza encontrada nas amostras do conjunto D3. Os aportes térmicos correspondentes aos conjuntos de amostras D1 e D2 irão ser descartados nas análises que se seguem.

Utilizando-se a equação (3) desenvolvida por Xia et. al (2008), derivada da equação de condução térmica transiente proposta por Rosenthal, é possível definir uma constante de tempo τ que representa o tempo requerido para aquecer o metal de base da temperatura ambiente até a temperatura A_{c1} .

Para a utilização da equação (3) é necessário primeiramente calcular a temperatura A_{c1} do aço bifásico Docol 1000DP. Fazendo-se o uso da equação (4) e dos elementos químicos do metal de base registrados na Tabela 7 foi determinada a temperatura de austenitização A_{c1} que neste caso é de 732,8 °C.

Utilizando os dados de aporte térmico listados na Tabela 11 e demais propriedades físicas do aço referidas pela equação (3), e fazendo-se os ajustes de unidades necessários, é

possível determinar a constante de tempo τ para cada uma das três amostras analisadas no presente trabalho.

A dureza mínima encontrada, considerando o conjunto de amostras D3, D4 e D5 foi de 195,5 HV 5. A dureza média do metal de base foi de 297 HV 5. Utilizando a dureza mínima de cada uma das três amostras e os dados apresentados anteriormente é possível calcular o fator ϕ , que mede a fração de volume da martensita que está sendo transformada, para cada uma das três amostras analisadas. O cálculo do fator ϕ é possível se ser realizado através da utilização da equação (6) apresentada na seção 2.5 Zona Afetada pelo Calor – ZAC, do presente trabalho.

A Tabela 20 fornece os fatores ϕ e τ para as três amostras analisadas.

Tabela 20 - Fatores ϕ e τ relacionados ao revenimento de martensita

C.P.	τ (s)	ϕ
D3 0,22 kJ/mm	4,45	0,87
D4 0,27 kJ/mm	6,70	0,89
D5 0,33 kJ/mm	10,00	1,00

Tendo-se o conhecimento das variáveis ϕ e τ é possível, através de uma regressão não linear, adequar esses valores à equação de Avrami referenciada na equação (5) do presente trabalho. Para a realização dessa regressão não linear utilizou-se o software DataFit 9.0.

A variável t mencionada pela equação (5) foi substituída nessa análise pela variável τ .

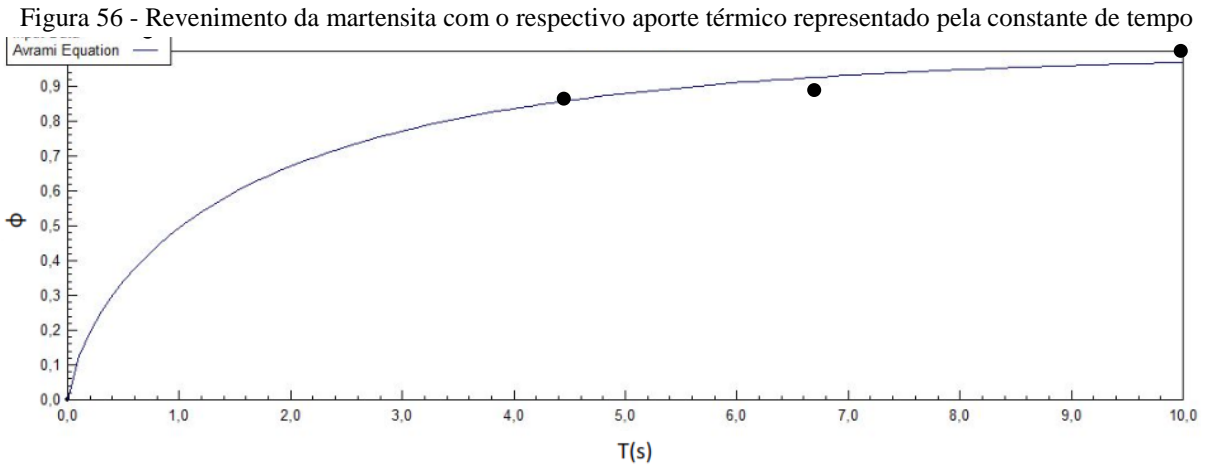
Os coeficientes da equação a serem determinadas são k e n . O parâmetro k , representa a barreira de energia para a transformação de revenimento e n , é o parâmetro relacionado com a taxa de transformação. Com a utilização do mencionado software, o coeficiente de correlação R^2 foi determinado.

Após a realização da regressão não linear, foi possível determinar o valor da variável $k = 0,68$ e o valor da variável $n = 0,70$, com o coeficiente de correlação $R^2 = 0,99$.

Os valores das constantes k e n estão apresentadas na equação (9).

$$\phi = 1 - \exp(-0,68\tau^{0,70}) \quad (9)$$

Após a realização da regressão não linear, é possível verificar o fenômeno de revenimento da martensita através da plotagem de uma curva que obedece a um padrão “S”, apresentada na figura 56. Este comportamento também foi verificado por Biro et. al (2010).



Fonte: Elaborada pelo autor

É importante notar que o parâmetro n encontrado (0,70) para o aço Docol 1000DP, é muito menor que a faixa de 3 a 4 prevista por Avrami para uma nucleação de uma partícula pura e o crescimento de uma partícula poliédrica (J.W. CHRISTIAN, 1975). Entretanto, o parâmetro n encontrado para o aço Docol 1000DP foi muito similar ao encontrado por Biro (2010), para o aço DP980 (enriquecido com elementos de liga), que reportou o valor de 0,58 para o mesmo parâmetro.

O parâmetro k , representa a barreira de energia para o abrandamento da ZAC, onde valores maiores indicam uma menor barreira de energia e relativamente fácil início de abrandamento da ZAC e vice-versa, para menores valores para k (BIRO, 2010). Esse mesmo autor, encontrou o valor de 0,91 para o parâmetro k para o aço DP980 (enriquecido com elementos de liga). O parâmetro k encontrado para o aço Docol 1000DP foi de 0,68. Dessa forma, o aço DP980 (enriquecido com elementos de liga), possui uma menor barreira para abrandamento da ZAC, quando comparado ao aço Docol 1000DP.

5. CONCLUSÕES

Baseando-se nos resultados e discussões deste trabalho, podem ser retiradas as seguintes conclusões:

- 1) Não considerando duas amostras do aporte térmico D1, todos os demais corpos de prova submetidos ao ensaio de tração romperam na ZAC. A região da fratura ocorreu onde se encontrou a região de menor dureza, onde o revenimento da martensita era mais presente.
- 2) Mesmo utilizando um arame de solda OK AristoRod 79 ER120S-G com limite de resistência mínimo de 880 MPa assegurado pelo fornecedor, valor este inferior ao limite de resistência médio do metal de base (1010,8 MPa). Em nenhuma das amostras ensaiadas, os valores de resistência mecânica sempre foram superiores ao mínimo do limite de resistência do arame de solda, uma vez que as fraturas ocorreram na ZAC. Sendo assim, o metal de solda é indicado para a soldagem do aço em questão.
- 3) O mínimo valor do perfil de dureza teve redução gradativa, proporcional ao aumento do aporte térmico utilizado no processo de soldagem. A menor dureza encontrada entre as amostras ensaiadas, foi 34% menor que o metal de base. Esse ponto foi encontrado no maior aporte térmico testado, D5 com aporte térmico de 0,33 kJ/mm.
- 4) A relação entre limite de resistência/dureza mínima ZAC, se mostrou muito próxima para as amostras testadas sob diferentes aportes térmicos variando em uma faixa de 0,26 a 0,28.
- 5) Amostras do conjunto D3, com aporte térmico de 0,22 kJ apresentaram os melhores valores médios de limite de resistência, chegando ao valor médio de 815 MPa. Sendo assim, este aporte é o recomendado para a soldagem do aço bifásico 1000 DP de 2 mm de espessura.

- 6) Amostras D3, com valores médios de limite de resistência de 815 MPa, apresentaram valores médios 24% inferior ao limite médio de resistência do metal de base – 1010 MPa. Isso confere uma eficiência de 76% para a junta soldada, na melhor condição de soldagem encontrada.
- 7) Amostras com menor aporte térmico (0,12 kJ) referidas como D1, apresentaram valores médios de limite de resistência similares às outras amostras como D2 (0,16 kJ) e D5 (0,33 kJ), mas apresentaram a ruptura, quando submetidos ao ensaio de tração, correndo no metal de solda, devido à fusão insuficiente. Dessa forma não é recomendado a utilização desse aporte térmico, ou valores inferiores a este, para a soldagem do referido aço.
- 8) Comparando o valor médio de resistência mecânica de duas amostras D3 (0,22 kJ/mm) e D5 (0,33 kJ/mm). O aporte térmico de soldagem D3 apresentou os melhores resultados de limite de resistência mecânica, e o aporte térmico D5 foi o maior aporte térmico testado. As amostras apresentaram valores médios de resistência mecânica: D3 = 815 MPa e D5 = 749 MPa, diferença percentual de 8% para um incremento de 50% de aporte térmico de soldagem. Esse exposto ilustra a pequena variação do limite de resistência em função da variação do aporte térmico de soldagem.
- 9) O alongamento dos corpos de prova aumentou a medida que o aporte térmico de soldagem foi elevado. Esse comportamento pode ter relação com o aumento da proporção de ferrita na ZAC em razão do revenimento da martensita.

6. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestões de trabalhos futuros, os seguintes assuntos podem ser estudados:

- 1) Avaliar comportamento dos corpos de prova em solicitação mecânica de fadiga.
- 2) Estudar impacto do uso de gases de proteção com misturas binárias contendo de 2 a 5% de O₂ e CO₂ no aporte térmico e conseqüentemente a relação com a resistência mecânica da junta soldada de aços de alta resistência bifásico.
- 3) Utilizar eletrodo tubular e relatar o impacto na resistência mecânica da junta soldada.
- 4) Confeccionar corpos de prova com diferentes velocidades de soldagem mantendo os mesmos aportes térmicos e relacionando com os resultados da largura da ZAC, teste de dureza e resistência mecânica da junta soldada.
- 5) Testar e relatar os impactos na resistência mecânica de juntas soldadas sob diferentes aportes térmicos com metal de adição com propriedades mecânicas superiores ao metal de base – ESAB OK AristoRod 89.
- 6) Determinar os impactos de custo na soldagem MAG robotizada em aços de alta resistência bifásico com a utilização de diferentes gases de proteção, metais de adição e velocidade de soldagem.

7. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AHMED N., **New developments in advanced welding**. Woodhead Publishing Limited, 1 ed. Cambridge: England, 2005.

ALTSHULLER, B. A Guide to GMA Welding of Aluminum. **Welding Journal**, vol. 77 n. 6, p. 49, June 1998.

ALVES, V., **Desenvolvimento de Envelopes Operacionais para processo MIG/MAG Robotizado com diferentes Gases de Proteção**. 2009. 172 p. Dissertação de Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, 2009.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.28**: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding, 3rd Edition. Miami, 2005.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.29**: Specification for Low-Alloy Steel Electrodes for Flux Cored Arc Welding, 4th Edition. Miami, 2009.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A5.32**: Welding Consumable – Gases and Gas Mixtures for Fusion Welding and Allied Processes, 2nd ed. Miami, 2011.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS A4.3**: Standard Methods for Determination of the Diffusible Hydrogen Content of Martensitic, and Ferritic Steel Weld Metal Produced by Arc Welding. Miami, 1992.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS B4.0**: Standard Methods for Mechanical Testing of Welds, 7th Edition. Miami, 2007.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D14.3**: Specification for Welding Earthmoving, Construction and Agricultural Equipment, 5th Edition. Miami, 2005.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E3-11**: Standard Guide for Preparation of Metallographic Specimens. West Conshohocken, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. West Conshohocken, 2011.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E92**: Standard Test Method for Vickers Hardness of Metallic Materials. West Conshohocken, 1997.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 1032**: Standard Test Method Radiographic Examination of Weldments. West Conshohocken, 2006.

ARCELOR MITTAL, Welding. Disponível em: <http://arcelormittal.com/fce/repository/PDF-technical-chapters/Prcat_Welding.pdf>. Acesso em: 7 dezembro 2011.

BANG, K.; KIM, W. Estimation and Prediction of HAZ Softening in Thermomechanically Controlled-Rolled and Accelerated-Cooled Steel. **Welding Journal**, v. 81, n. 8, p. 174s-179s, August 2002.

BAYOUMI, M. Towards a prediction of the hardness of the heat-affected zone of steel weldments. **Journal of Materials Science**, v. 26, p. 2716-2724, 1991.

BHATTACHARYA, D. Metallurgical Perspectives on Advanced Sheet Steels for Automotive Applications. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y.. *Advanced Steels – The Recent Scenario in Steel Science and Technology*. 2011 ed. Berlin: Springer, 2011, p. 163-175.

BIRO, E. *et. al.* Softening Kinetics in the Subcritical Heat-Affected Zone of Dual-Phase Steel Welds. **The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International**, v. 41A, p. 2348-2356, September 2010.

BLONDEAU, R., **Metallurgy and mechanics of welding: processes and industrial applications**. John Wiley & Sons, Inc. Hoboken, NJ USA, 1988.

CARLESSO, R., **Estudo do Comportamento Mecânico de Juntas Soldadas de Um Aço de Alta Resistência Mecânica**. 2017. 113 p. Dissertação de Mestrado - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, 2017.

CHOVET, C.; GUIHEUX, S. Possibilities offered by MIG and TIG brazing of galvanized ultra high strength steels for automotive applications. In: International Conference Super High Strength Steels 1., 2005. Roma, **Anais...** Milão: AIM, 2005. p. 47-54.

DE, A.; SPEER, J.; MATLOCK, D., Color Tint-Etching for Multiphase Steels. **Advanced Materials & Process**, v. 161, p. 27-31, February 2003.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN 1043-1**: Hardness testing of welds in metallic materials. Berlin, 1996.

DEUTSCHES INSTITUT FÜR NORMUNG. **DIN EN ISO 6947**: Welding and allied processes – Welding positions. Berlin, 2011.

DIAS, E. X. **Caracterização Metalográfica de um aço de fases complexas (CP)**. 2014. 135f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) – Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2014.

EASTERLING, K., **Introduction to the Physical Metallurgy of Welding**, second edition, Butterworth-Heinemann Ltd, Linacre House, Jordan Hill, Oxford, p. 126-190, 1992.

ESAB, **Product Data Sheet OK AristoRod 79**. Disponível em: <<http://esab.com>> Acesso em: 5 Março 2012.

FARABI, N.; CHEN, D. L.; ZHOU Y. Tensile Properties and Work Hardening Behavior of Laser-Welded Dual-Phase Steel Joints. **Journal of Materials Engineering and Performance**, v. 21, p. 222-230, February 2012.

HERNANDEZ, V. H.; NAYAK S. S.; ZHOU, Y. Tempering of Martensite in Dual-Phase Steels and its Effects on Softening Behavior. **Metallurgical and Materials Transaction A**, v. 42A, p. 3115-3127, October 2011.

JANG, K. C. *et al.* Welding and Environmental Test Condition Effect in Weldability and Strength of Al-Alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 164–165, p. 1038 – 1045, May 2005.

J.W. Christian: The Theory of Transformations in Metals and Alloys. In: _____ **Part I, Equilibrium and General Kinetic Theory**, 2nd ed., Pergamon Press, Oxford, UK, 1975, p. 19-20.

KAPUSTKA, N., *et. al.* Effect of GMAW Process and Material Conditions on DP 780 and TRIP 780 Welds. **Welding Journal**, v. 87, p. 135s-148-s, June 2008.

KASUYA, T.; HASHIBA, Y. Carbon Equivalent to Assess Hardenability of Steel and Prediction of HAZ Hardness Distribution, **Nippon Steel Technical Report**, n. 95, p. 53-72, January 2007.

KIM, S. B. *et al.* Development of Digital Gas Metal Arc Welding System. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 189, p. 384-391, July 2007.

KRAUSS G. **Steels: Processing, Structure and Performance**, 1a ed., Ohio: ASM International, 2005

KUZIAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER S., Advanced High Strength Steels for Automotive Industry. **Archives of Civil and Mechanical Engineering**, Gliwice, v. 8, n. 2, p. 103-117, 2008.

LI, L., Microstructure and Property Control of Advanced High Strength Automotive Steels. In: WENG, Y.; DONG, H.; GAN, Y.. **Advanced Steels – The Recent Scenario in Steel Science and Technology**. 2011 ed. Berlin: Springer, 2011, p. 265-274.

LINCOLN ELECTRIC, **GMAW Welding Guide. Gas Metal Arc Welding. Carbon, Low Alloy, and Stainless Steels and Aluminium**. Disponível em: <www.lincolnelectric.com> Acesso em: 5 março 2012.

MACHADO, I. G., **Soldagem & Técnicas Conexas: Processos**. Editado pelo Autor e distribuído pela Associação Brasileira de Soldagem (ABS). Porto Alegre, 1996. 477p. A edição impressa está esgotada, mas este livro pode ser obtido gratuitamente em mídia eletrônica (“formato”. “pdf”) disponível em: www.ct.ufrgs.br/lstc.

MACHADO, I. G. **Condução do Calor na Soldagem: Fundamentos & Aplicações**. Editado pelo Autor e distribuído pela Associação Brasileira de Soldagem (ABS). Porto Alegre, Brasil, 2000.

MAZZAFERRO, C. **Soldagem a ponto por fricção e mistura mecânica de um aço trip 800: processo, microestrutura e propriedades**. 2008. 99 f. Tese (Doutorado em Engenharia) - Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais – PPGE3M, UFRGS, Porto Alegre, 2008.

MILLER, **Guidelines For Gas Metal Arc Welding (GMAW)**. Disponível em: <www.millerwelds.com>. Acesso em: 10 março 2012.

MILLER, **Auto-Access 450 Owner's Manual**. Disponível em: <http://www.millerwelds.com/om/o220388s_mil.pdf> Acesso em: 15 Abril 2012.

PERINI, F., **Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados**. 2008. 97 p. Dissertação de Mestrado – Programa de Pós-Graduação em Materiais – UCS, Caxias do Sul, 2008.

SENUMA, T., **Physical Metallurgy of Modern High Strength Steel Sheets**. **ISIJ International**, Tobihata, v. 41, n. 6, p. 520-532, Nov. 2000.

SPERLE, J. **High Strength Sheet and Plate Steels for Optimum Structural Performance**. SSAB Tunplatt AB, Borlänge, Sweden, 2006.

SSAB Tunplatt AB, **Sheet Steel Joining Handbook. Joining of high strength steels**, 2004.

SSAB. **Domex Range of Hot-Rolled High Strength Sheet Steel**. Disponível em: <<http://www.ssab.com>>. Acesso em: 15 dezembro de 2011.

SSAB. **Swedish Steel Prize**. Disponível em: <<http://www.ssab.com/pt-pt/SteelPrize/Swedish-Steel-Prize/Why-we-have-founded-Swedish-Steel-Prize/>> Acesso em: 10 Janeiro 2012.

SSAB Swedish Steel, **Docol DP/DL Cold reduced dual phase steels**. Disponível em: <http://www.ssab.com/Global/DOCOL/datasheets_docol/en/201_Docol%20DP,%20DL.pdf> Acesso em: 2 Março 2012.

THEWLIS, G. Classification and Quantification of Microstructures in Steels. **Materials Science and Technology**, v. 20, p. 143-160, 2004.

TIZIANI, A., *et. al.* Effects of different welding Technologies on metallurgical and mechanical properties of DP600 steel welded joints. **La Metallurgia Italiana**, n. 1, p. 27-34, 2011.

WAHAB, M. A.; PAINTER, M. J.; DAVIES, M. H. The Prediction of the Temperature Distribution and Weld Pool Geometry in the Gas Metal Arc Welding Process, **Journal of Materials Processing Technology**, v.77, Issues 1-3, p. 233-239, 1 May 1998.

WANG, R. *et al.* Welding Distortion Investigation in Fillet Welded Joint and Structure Based on Iterative Substructure Method, **Science and Technology of Welding and Joining**, v. 14, n. 5, p. 696-703, July 2009.

WORLD STEEL ASSOCIATION, **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines, Version 4.1.** Disponível em: <<https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>>, Acesso em: 10 Junho 2009.

WORLD STEEL ASSOCIATION, **Future Steel Vehicle – Overview Report.** Disponível em: <<https://www.worldsteel.org>>, Acesso em: 25 April 2011.

WU, C. S., *et al.* Numerical Analysis of Double-Electrode Gas Metal Arc Welding Process. **Computational Materials Science**, v. 39, Issue 2, p. 416423, April 2007.

XIA, M., *et al.* Effects of Heat Input and Martensite on HAZ Softening in Laser Welding of Dual Phase Steels. **ISIJ International**, v. 48, n. 6, p. 809-914, March 2008.

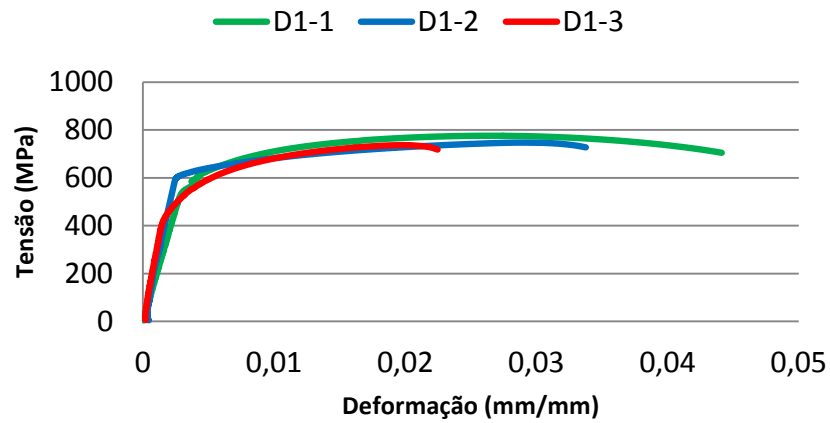
XIADONG, Z.; ZHAOHUI, M.; LI, W. **Current Status of Advanced High Strength Steel for Auto-Making and its Development in Baosteel**, BaoSteel Research Institute, Shanghai, China, [ca. 2009].

YURIOKA, N. Prediction of Weld Metal Strength (Report III), IIW Doc. IX-2058-03 **Nippon Steel Corporation, Technical Development Bureau 20-1**, Shintomi, Futtsu-City, Chiba-Pref. 293-8511, Japan, 2002.

YURIOKA N., **Weldability Calculation.** Disponível em: <<http://homepage3.nifty.com/yurioka/>>. Acesso em: 8 Dezembro de 2011.

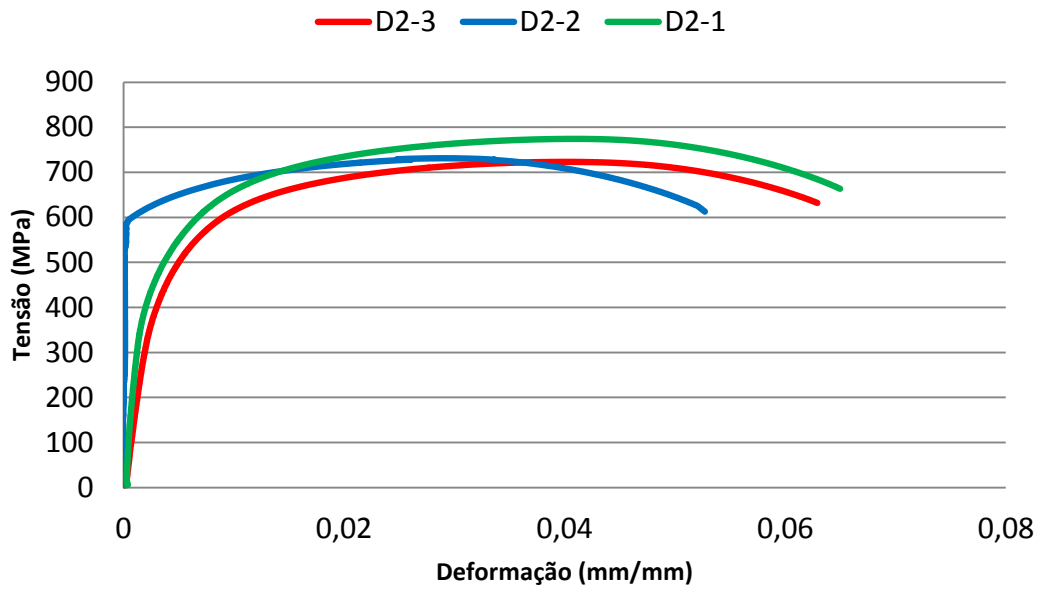
8. APÊNDICE

Figura 57 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D1-1, D1-2 e D1-3 com aporte térmico de 0,12 kJ/mm



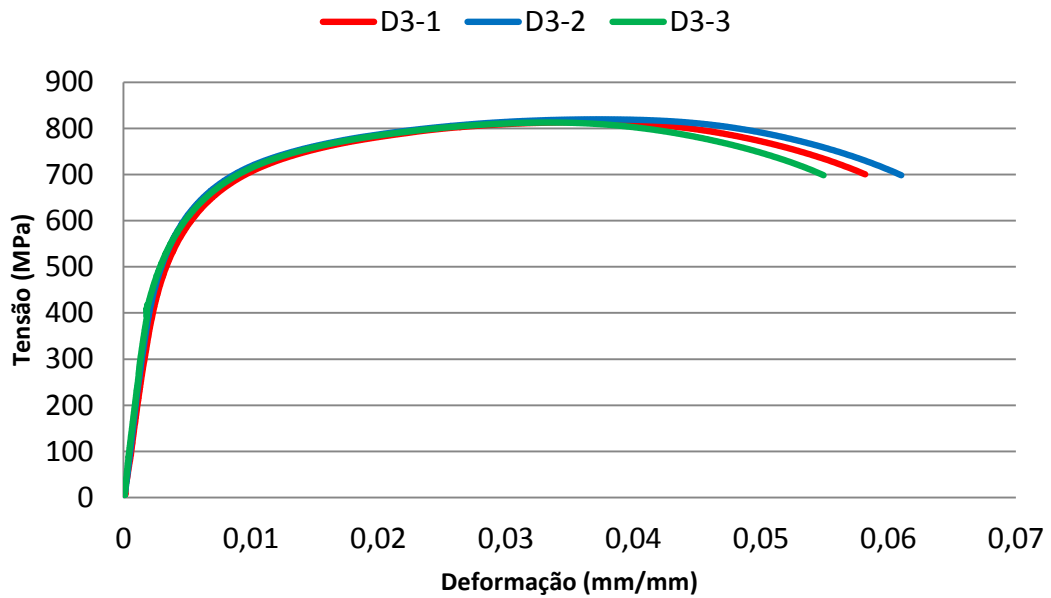
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 58 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D2-1, D2-2 e D2-3 com aporte térmico de 0,16 kJ/mm



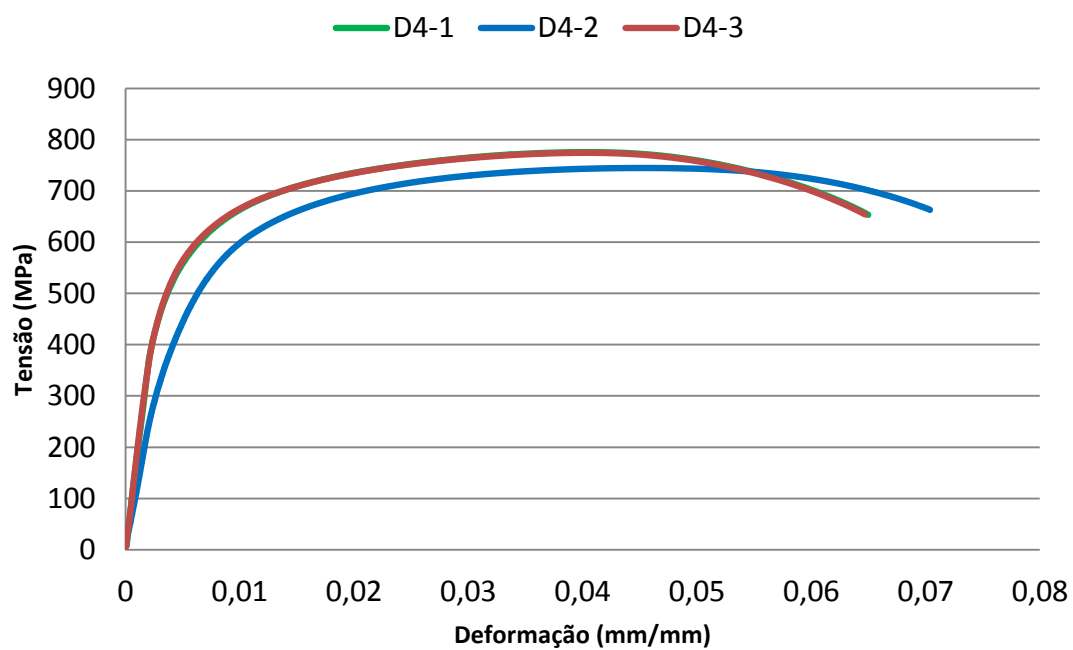
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 59 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D3-1, D3-2 e D3-3 com aporte térmico de 0,22 kJ/mm



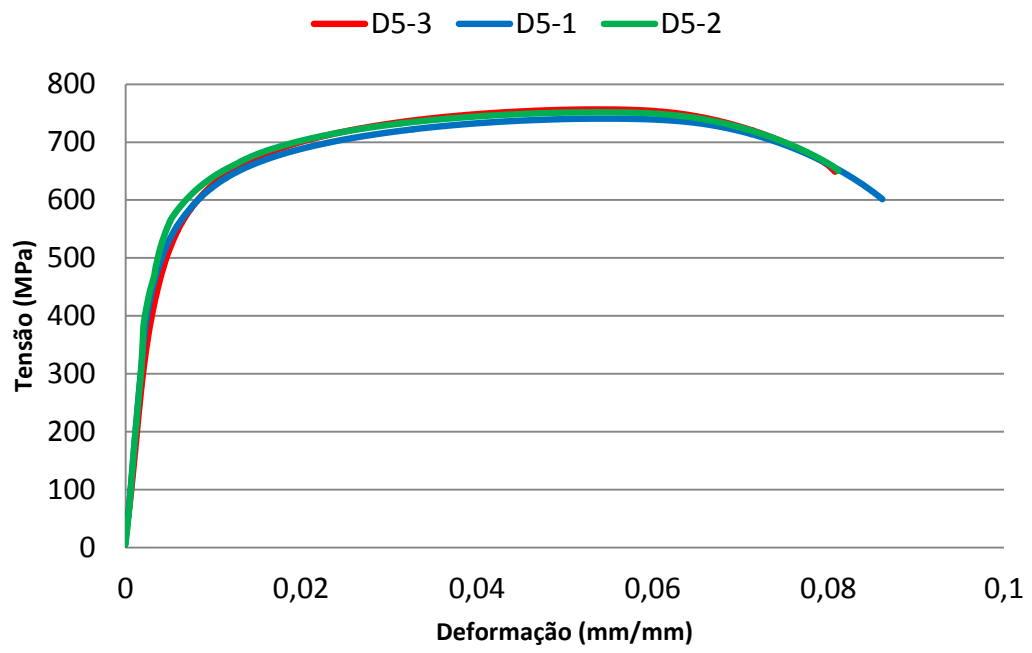
Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 60 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D4-1, D4-2 e D4-3 com aporte térmico de 0,27 kJ/mm



Fonte: Elaborada pelo autor

Figura 61 - Curva tensão x deformação dos corpos de prova D5-1, D5-2 e D5-3 com aporte térmico de 0,33 kJ/mm



Fonte: Elaborada pelo autor