



MINISTÉRIO DA EDUCAÇÃO
UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA



Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica - PPMec

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE JUNTAS
DE TOPO SOLDADAS POR PROCESSOS PAW E GMAW NO
AÇO 22MnB5 + NbMo**

ELIAS HOFFMANN DE LIMA

Rio Grande

2020



UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG
ESCOLA DE ENGENHARIA
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica
PPMec



ELIAS HOFFMANN DE LIMA

**AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE JUNTAS DE
TOPO SOLDADAS POR PROCESSOS PAW E GMAW NO AÇO
22MnB5 + NbMo**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG, como requisito final para obtenção do Título de Mestre em Engenharia de Mecânica.

Orientador: Prof. Kleber Eduardo Bianchi, Dr.

Co-orientador: Diego Tolotti de Almeida, Msc.

Co-orientador: Daniel Souza, Dr.

Rio Grande

2020

Ficha Catalográfica

L732a Lima, Elias Hoffmann de.
Avaliação do desempenho em fadiga de juntas de topo soldadas por processos PAW e GMAW no aço 22MnB5 + NbMo / Elias Hoffmann de Lima. – 2020.
99 f.

Dissertação (mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande – FURG, Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, Rio Grande/RS, 2020.

Orientador: Dr. Kleber Eduardo Bianchi.
Coorientador: Msc. Diego Tolotti de Almeida.
Coorientador: Dr. Daniel Souza.

1. Estampagem a Quente 2. 22MnB5 3. PAW 4. GMAW
5. Fadiga I. Bianchi, Kleber Eduardo II. Almeida, Diego Tolotti de III. Souza, Daniel IV. Título.

CDU 621.791:669.1

Catálogo na Fonte: Bibliotecário José Paulo dos Santos CRB 10/2344



Ata nº **02/2020** da Defesa de Dissertação de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal do Rio Grande - FURG. Aos vinte e quatro dias do mês de março de dois mil e vinte, foi instalada a Banca de Defesa de Mestrado do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica, às quatorze horas na Sala de Videoconferência do Prédio do NTI, a que se submeteu o mestrando **ELIAS HOFFMANN DE LIMA**, nacionalidade brasileira, dissertação ligada a Linha de Pesquisa Engenharia de Soldagem e Materiais do PPMec, com o seguinte título: **AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE JUNTAS DE TOPO SOLDADAS POR PROCESSOS PAW E GMAW NO AÇO 22MnB5 + NbMo**.

Referendada pela Câmara Assessora do Curso, os seguintes Professores Doutores: Henara Lillian Costa Murray e João Henrique Correa de Souza, sob a presidência do Professor Kleber Eduardo Bianchi. Analisando o trabalho, os Professores da Banca Examinadora o consideraram:

1. Henara Lillian Costa Murray: _____
2. João Henrique Correa de Souza: _____
3. Kleber Eduardo Bianchi: _____

Foi concedido um prazo de ____ dias, para o candidato efetuar as correções sugeridas pela Comissão Examinadora (anexo) e apresentar o trabalho em sua redação definitiva, sob pena de não expedição do Diploma. A ata foi lavrada e vai assinada pelos membros da Comissão.

Assinaturas:

1. _____
CPF: 847.359.106-20
2. _____
CPF: 636.213.470-20
3. _____
CPF: 440.783.230-49

Elias Hoffmann de Lima: _____

AGRADECIMENTOS

Aos meus pais João Antonio e Juraci Isabel, pelo amor incondicional a mim dedicado ao longo de toda minha vida até aqui, assim como a dedicação, incentivo, apoio nos momentos que necessitei e sem hesitar em momento algum, acreditarem na minha capacidade.

Ao meu irmão Izaias e minha cunhada Aline, pelos sábios conselhos e palavras de incentivo.

À minha namorada, Daniela, pela paciência, apoio e por se manter inabalável nos momentos difíceis, com garra e dedicação para enfrentá-los ao meu lado.

Aos meus avós, Atílio e Dolores, pelos sábios e incontáveis conselhos que me ajudaram a manter-me firme durante toda esta jornada.

Ao Doutor Daniel Souza, coorientador deste trabalho, pela ajuda acadêmica, em todas as etapas de soldagem e pesquisa experimental deste trabalho.

Ao Msc. Diego Tolotti de Almeida, coorientador deste trabalho, pelo seu auxílio acadêmico relacionado ao aço utilizado, elaboração e execução de ensaios e representação deste trabalho junto à empresa Bruning Tecnometal Ltda fomentadora desta pesquisa.

Ao meu orientador, Prof. Kleber E. Bianchi, por toda sua paciência, dedicação e por ir além de sua contribuição excepcional para este trabalho, pelo grande profissional que é, e se mostrar um valioso amigo com seus brilhantes conselhos.

A todos os colegas que contribuíram para se obter êxito ao longo de todo o período de estudos.

A todos os amigos e pessoas que contribuíram diretamente ou indiretamente em algum momento, ao longo do curso de mestrado.

Ao Laboratório de Pesquisa em Engenharia de Soldagem – LaPES e todos seus profissionais técnicos, pelo apoio necessário e espaço cedido para pesquisa experimental, além de agradecimento especial ao bolsista Felipe Kevin C. Luz que auxiliou em todas as etapas experimentais de soldagem.

Ao Laboratório de Design e Seleção de Materiais (LDSM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), especialmente, ao Prof. Fabio Pinto da Silva

por se dispor a digitalizar amostras para este trabalho.

A Capes por me conceder suporte financeiro por meio de bolsa de estudos, me proporcionando condições para vencer esta etapa e obter o sucesso esperado.

A empresa Bruning Tecnometal Ltda, por fomentar esta pesquisa, fornecendo os materiais e os meios de produção necessários para a confecção das amostras, como também a mão de obra quando necessário para as etapas elaboradas junto à empresa.

A Universidade Federal do Rio Grande - FURG, pelo acolhimento, suporte e propiciar a realização dos sonhos desde a graduação até a pós-graduação à nível de mestrado, além de todos os funcionários e professores dessa instituição que contribuíram de alguma forma.

RESUMO

Este trabalho teve por objetivo a avaliação do desempenho em fadiga de juntas de topo soldadas por processos PAW (*Plasma Arc Welding*) e GMAW/CSC (*Gas Metal Arc Welding/Controlled Short Circuit*) tendo como metal de base o aço ao boro 22MnB5 + NbMo. As amostras foram obtidas a partir de placas de espessura 3 mm, anteriormente submetidas ao processo de estampagem a quente (*Press Hardening*) para que fosse atingida uma estrutura preponderantemente martensítica. Na soldagem das placas pelo processo GMAW, foi empregado um metal de adição de resistência mecânica inferior àquela do metal de base. Já as juntas PAW foram obtidas de forma autógena. Testes de tração foram aplicados a corpos de prova representando o metal de base (sem solda) e a amostras contendo juntas soldadas. Para avaliação da estrutura e das propriedades mecânicas da região afetada pelo processo de soldagem, foram efetuadas análises de microdureza Vickers, microscopia ótica (imagens macro e micrográficas), microscopia eletrônica de varredura (MEV), espectrometria e espectrometria por energia dispersiva (EDS). A observação de macrografias das seções dos cordões evidenciou a presença de faixas distintas na região afetada pelo processo, indicando uma possível difusão de carbono e de elementos de liga do metal de base para o metal de solda. Para elucidar a correlação entre o aporte de calor durante a soldagem e a difusão dos elementos químicos, foi realizado um levantamento de temperaturas durante o processo, por meio de termopares e um sistema de aquisição de sinais. Na preparação dos corpos de prova para os ensaios de fadiga, como os corpos de prova PAW apresentavam altura de reforço desprezível, não sofreram processo de faceamento do cordão. Já os corpos de prova GMAW foram divididos em dois grupos: com e sem reforço. Os resultados dos ensaios de fadiga das juntas GMAW revelaram desempenho superior e baixa dispersão, para ambos os grupos (com ou sem reforço). No entanto, o desempenho das juntas que sofreram a retirada do reforço foi o mais expressivo. Ao contrário, as juntas PAW apresentaram desempenho inferior, devido à grande dispersão de resultados obtida nos ensaios.

Palavras-chave: Estampagem a quente; 22MnB5; PAW; GMAW; Fadiga.

ABSTRACT

The present work was focused on the evaluation of fatigue performance of PAW (Plasma Arc Welding) and GMAW/CSC (Gas Metal Arc Welding/Controlled Short Circuit) butt-welded joints, having 22MnB5 + NbMo boron steel as base metal. The specimens were obtained from 3 mm thick plates, previously submitted to a Press Hardening process in order to achieve a predominantly martensitic structure. A feed metal with lower mechanical strength than base metal was employed for manufacturing the GMAW joints. The adopted PAW process was autogenous, instead. Tensile tests were applied to base metal specimens (without welding) and specimens with welded joints. Multiple tests such as Vickers microhardness, optical microscopy (for obtaining macro and micrographs), scanning electron microscopy (SEM), spectrometry and dispersive energy spectrometry (EDS), were applied to the weld and base metal regions. The observation of the macrographs of bead sections showed the presence of distinct bands in the region affected by the welding process, indicating a possible diffusion of carbon and alloy elements from the base to the weld metal. To elucidate the correlation between the heat input during welding and the diffusion of chemical elements, a temperature survey was carried out during the process, using thermocouples and a signal acquisition system. In the phase of preparation of fatigue specimens, PAW joints did not undergo a removal of bead reinforcement, because the dimensions of such reinforcement were neglectable. However, the GMAW specimens were divided into two groups: with and without reinforcement. The fatigue results of the GMAW joints showed better performance and low scatter, in both groups, with or without reinforcement. Nevertheless, the performance attained by the joints without reinforcement was the most expressive. On the counter sense, the PAW joints presented a lower performance, mainly due to the high scatter of results.

Keywords: Hot stamping; 22MnB5; PAW; GMAW; Fatigue.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Comportamento dos aços estruturais comuns e avançados.	21
Figura 2 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5.	22
Figura 3 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5 + NbMo.	23
Figura 4 - Diagrama tempo-temperatura do processo de estampagem a quente. ...	24
Figura 5 - Processo de estampagem a quente direto.	25
Figura 6 - Processo de estampagem a quente indireto.	26
Figura 7 - Etapas do processo de estampagem a quente.	27
Figura 8 - Curva de resistência vs temperatura de encharque.	29
Figura 9 - Microestruturas em diferentes temperaturas de encharque.	29
Figura 10 - Representação esquemática de um ferramental para um processo de estampagem a quente.	31
Figura 11 - Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação.	32
Figura 12 - (a) Nucleação: Ferrita (α) nucleia no contorno de grão austenítico (γ); (b) Crescimento: A ferrita rejeita o carbono devido à baixa solubilidade enriquecendo a austenita em carbono.	35
Figura 13 - A forma de onda atual e a sequência de transferência para o método de controle Lincoln Electric STT.	37
Figura 14 - Tocha de soldagem PAW com detalhamento de funcionamento.	38
Figura 15 - Sequência de ignição da soldagem PAW.	40
Figura 16 – Forma esquemática dos modos de operação de soldagem PAW.	40
Figura 17 - Faixas de aplicação dos modos operacionais em função da espessura e material base.	41
Figura 18 - Soldagem PAW em modo de operação <i>keyhole</i>	42
Figura 19 - Organograma de trabalho.	46
Figura 20 - Utilização de orelhas na soldagem PAW.	52
Figura 21 – Parâmetros geométricos e nomenclatura do cordão.	54
Figura 22 - Pontos de medição de microdureza Vickers.	55
Figura 23 - Desenho esquemático das medições de temperaturas.	56
Figura 24 - Corpos de prova para ensaio de tração das soldagens GMAW.	57
Figura 25 - Corpos de prova para ensaio de tração das soldagens PAW.	57
Figura 26 – Corpos de prova para ensaio de fadiga.	58

Figura 27 - Macrografia da união soldada GMAW, com as zonas identificadas.....	60
Figura 28 - Macrografia da união soldada PAW, com as zonas identificadas.	60
Figura 29 - Descarbonetação na superfície externa do material após a estampagem a quente.....	61
Figura 30 - Micrografia do metal de base na região próxima à zona afetada pelo processo GMAW.....	62
Figura 31 - Microestrutura da zona clara da junta GMAW.....	62
Figura 32 – Microestruturada ZAC gerada no processo GMAW.	63
Figura 33 – Microestrutura da zona fundida no processo GMAW.	64
Figura 34 - Microestrutura do metal base (próximo a solda PAW).	64
Figura 35 - Microestrutura da "zona clara" no processo PAW.....	65
Figura 36 - Microestrutura da ZAC no processo PAW.....	65
Figura 37 - Microestrutura da zona fundida no processo PAW.	66
Figura 38 - Micrografia em MEV do metal base (próximo à junta GMAW).	67
Figura 39 - Micrografia em MEV da "zona clara" no processo GMAW.	68
Figura 40 - Micrografia em MEV da ZAC no processo GMAW.....	68
Figura 41 - Micrografia em MEV da ZF no processo GMAW.....	69
Figura 42 - Micrografia em MEV do metal base (próximo a solda PAW).....	70
Figura 43 - Micrografia em MEV da "zona clara" no processo PAW.	70
Figura 44 - Micrografia em MEV da ZAC no processo PAW.	71
Figura 45 - Micrografia em MEV da ZF no processo PAW.....	71
Figura 46 - Perfil escaneado da junta GMAW.	73
Figura 47 - Perfil escaneado da junta PAW.....	74
Figura 48 - Perfil de microdureza da união soldada GMAW.....	74
Figura 49 - Perfil de microdureza da união soldada PAW.....	75
Figura 50 - Temperaturas de pico para o processo GMAW.	77
Figura 51 - Temperaturas de pico para o processo PAW.....	78
Figura 52 - Diagrama S-N para o processo de soldagem GMAW, com reforço.	81
Figura 53 - Diagrama S-N para o processo de soldagem GMAW, sem reforço.	82
Figura 54 - Diagrama S-N para o processo de soldagem PAW.	83
Figura 55 - Diagrama S-N comparativo para os processos GMAW (com e sem reforço) e PAW.	84
Figura 56 - Diagrama S-N para o processo GMAW, sem reforço e com distinção de locais de ruptura.	85

Figura 57 - Diagrama S-N para todos os processos e condições apontadas no estudo.	86
Figura 58 - Diagrama S-N de comparação das uniões com reforço com as normas.	87
Figura 59 - Diagrama S-N de comparação das uniões sem reforço com as normas.	88

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - propriedades mecânicas - ensaio de tração do arame.....	48
Tabela 2 – Dados do ensaio charpy do arame.....	48
Tabela 3 - Teor dos elementos de liga em porcentagem de peso do arame.....	48
Tabela 4 - Parâmetros fixos do processo GMAW.....	49
Tabela 5 - Parâmetros utilizados de acordo com cada teste (GMAW).....	50
Tabela 6 - Parâmetros fixos do processo PAW.....	51
Tabela 7 - Parâmetros utilizados de acordo com cada teste (PAW).....	52
Tabela 8 - Composição química (porcentagem de peso) medida por meio de espectrometria de emissão ótica na superfície do MB.....	59
Tabela 9 - Composição química (porcentagem de peso) medida por meio de espectrometria de emissão ótica do MB (300 µm de profundidade).....	59
Tabela 10 - Composição química do MB fornecido pelo fabricante.....	60
Tabela 11 - composição química das zonas da junta GMAW, obtida por EDS.	69
Tabela 12 - Resultados dos teores de elementos químicos para as zonas caracterizadas pelo processo PAW, medidos em EDS.	72
Tabela 13 - Valores médios obtidos nas medições da geometria das uniões soldadas GMAW e PAW.....	72
Tabela 14 – Valores dos coeficientes de determinação para os modelos matemáticos propostos como curva de tendência da temperatura.....	76
Tabela 15 - Valores médios do ensaio de tração para o aço 22MnB5 + NbMo (sem estampagem a quente).....	79
Tabela 16 - Valores médios do ensaio de tração para o aço 22MnB5 + NbMo (com estampagem a quente).....	79
Tabela 17 - Resultado médio do ensaio de tração para soldas GMAW.....	80
Tabela 18 - Resultado médio do ensaio de tração para soldas PAW.....	80
Tabela 19 - Famílias de uniões soldadas de acordo com as normas.....	87
Tabela 20 - Comparativo de valores de desempenho em fadiga com reforço.....	89
Tabela 21 - Comparativo de valores de desempenho em fadiga sem reforço.....	89

LISTA DE ABREVIATURAS, SIGLAS E SÍMBOLOS

Ac ₁	Temperatura inicial da transformação austenítica
Ac ₃	Temperatura final da transformação austenítica
AWS	<i>American Welding Society</i>
B _s	Temperatura inicial da transformação da bainita
CCT	<i>continuous cooling transformation</i>
CEME-SUL	Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul
C _{méd}	Corrente média
CP	Corpo de prova
CSC	<i>Controlled Short Circuit</i>
DBCP	Distância bico de contato peça
DRX	Difração de raios X
DTP	Distância tocha-peça
EDS	Espectrometria por energia dispersiva
F _{máxima}	Força máxima
F _{mínima}	Força mínima
FURG	Universidade Federal do Rio Grande
GEFMat	Grupo de Estudos em Fabricação e Materiais
GMAW	<i>Gas metal arc welding</i>
GTAW	<i>Gas tungsten arc welding</i>
Laprosolda	Centro para Pesquisa e Desenvolvimento de Processos de Soldagem
LDSM	Laboratório de Design e Seleção de Materiais
MAG	<i>Metal active gas</i>
MB	Metal base
MEV	Microscópio eletrônico de varredura
M _f	Temperatura final da transformação da martensita

MIG	<i>Metal inert gas</i>
MO	Microscópio ótico
ms	Milísegundos
Ms	Temperatura inicial da transformação da martensita
PAW	<i>Plasma arc welding</i>
R	Razão de cargas
R ²	Coeficiente de determinação
S-N	Amplitude de tensão vs. Número de ciclos
SSAB	<i>Swedish Steel AB</i>
STT	<i>Surface tension transfer</i>
TMCR	<i>Thermo Mechanical Control Rolling</i>
T _{méd}	Tensão média
TRIM	Regulagem do comprimento do arco elétrico
UFRGS	Universidade Federal do Rio Grande do Sul
UFU	Universidade Federal de Uberlândia
UNIJUÍ	Universidade Regional do Noroeste do Estado do Rio Grande do Sul
V _{alim}	Velocidade de alimentação do arame
vs	<i>Versus</i>
V _{sol}	Velocidade de soldagem
ZAC	Zona afetada pelo calor
ZF	Zona Fundida
σ _e	Tensão de escoamento

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	16
1.1	OBJETIVOS.....	18
1.1.1	OBJETIVO GERAL.....	18
1.1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS.....	19
1.2	JUSTIFICATIVA.....	19
2	REVISÃO DE LITERATURA	21
2.1	AÇOS AVANÇADOS EMPREGADOS NO SETOR DA MOBILIDADE	21
2.2	AÇOS AO BORO	21
2.3	AÇOS 22MNB5 E 22MNB5 + NBMO.....	22
2.4	PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE SOBRE AÇOS AO BORO... ..	24
2.4.1	OBSERVAÇÕES ADICIONAIS SOBRE O PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE	26
2.4.2	AQUECIMENTO	28
2.4.3	TRANSFERÊNCIA PARA A PRENSA	30
2.4.4	CONFORMAÇÃO.....	31
2.4.5	REFRIGERAÇÃO DA MATRIZ	31
2.4.6	TÊMPERA.....	32
2.5	ASPECTOS METALURGICOS DO AÇO 22MNB5 + NBMO	33
2.5.1	INFLUÊNCIA DO NIÓBIO E MOLIBDÊNIO.....	35
2.6	SOLDAGEM.....	35
2.6.1	SOLDAGEM GMAW	35
2.6.2	SOLDAGEM PAW	38
2.7	FADIGA DE UNIÕES SOLDADAS	42
2.7.1	CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES E DEFEITOS DAS UNIÕES SOLDADAS	44
3	MATERIAIS E MÉTODOS	46
3.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE	47
3.2	PROCEDIMENTO PARA SOLDAGEM PELO PROCESSO GAS METAL ARC WELDING/CONTROLLED SHORT CIRCUIT (GMAW/CSC).....	47
3.2.1	ARAME ELETRODO E GÁS DE PROTEÇÃO	47
3.2.2	PARAMETRIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW	48
3.3	PROCEDIMENTO PARA SOLDAGEM PELO PROCESSO <i>PLASMA ARC WELDING</i> (PAW)	50

3.3.1	EQUIPAMENTOS, CONSUMÍVEIS E MODOS OPERACIONAIS.....	50
3.3.2	PARAMETRIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM PAW	51
3.4	ENSAIOS METALOGRAFICOS.....	53
3.4.1	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DOS ENSAIOS METALOGRAFICOS	53
3.4.2	EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA ANÁLISES METALOGRAFICAS	53
3.5	MEDIÇÕES GEOMÉTRICAS DAS UNIÕES SOLDADAS.....	54
3.6	ENSAIO DE MICRODUREZA.....	55
3.7	ENSAIO TÉRMICO DAS SOLDAS	55
3.8	ENSAIO DE TRAÇÃO.....	56
3.9	ENSAIO DE FADIGA	57
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	59
4.1	METALURGIA DAS UNIÕES SOLDADAS	59
4.1.1	ESPECTROMETRIA DO METAL BASE.....	59
4.1.2	ASPECTOS MACROESTRUTURAIS.....	60
4.1.3	ASPECTOS MICROESTRUTURAIS.....	61
4.2	GEOMETRIA DOS REFORÇOS DAS JUNTAS	72
4.3	PERFIL DE MICRODUREZA DAS UNIÕES.....	74
4.4	MEDIÇÃO DE TEMPERATURA DURANTE O PROCESSO DE SOLDAGEM	75
4.5	ANALISANDO OS RESULTADOS DA MEDIÇÃO DE TEMPERATURA DURANTE O PROCESSO DE SOLDAGEM	76
4.6	COMPORTAMENTO MECÂNICO EM TRAÇÃO SIMPLES	79
4.6.1	ENSAIO DE TRAÇÃO DO METAL DE BASE	79
4.6.2	ENSAIO DE TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS.....	80
4.7	DESEMPENHO EM FADIGA.....	81
5	CONCLUSÕES.....	90
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
7	REFERÊNCIAS	93

1 INTRODUÇÃO

O setor da mobilidade inclui os fabricantes de veículos urbanos e rodoviários, trens, tratores e implementos, dentre outros segmentos específicos. Devido à contínua demanda por maior eficiência energética nesse setor, centros de pesquisa e desenvolvimento em todo o mundo têm intensificado, nas últimas décadas, os estudos relacionados às estruturas e materiais de baixa inércia. Ligas de alumínio e de magnésio, compósitos, painéis estruturados (*honeycomb*) e nanotubos de carbono são possibilidades em avaliação. É natural que boa parte desses materiais venha a encontrar seu nicho de aplicabilidade nas mais diversas estruturas de engenharia. Contudo, por maiores que tenham sido os avanços, tais alternativas não apresentam a resistência mecânica conferida pelo aço. Portanto, boa parte da pesquisa em curso diz respeito à união de materiais de extrema dissimilaridade, tendo em vista que as peças de maior responsabilidade estrutural (suportes) serão compostas por ligas de elevada resistência mecânica, em especial, os aços avançados.

O grupo de aços avançados AHSS (*Advanced High Strength Steel*), além dos aços para conformação a quente, compreende os aços DP (*Dual Phase*), TRIP (*Transformation Induced Plasticity*), de fases complexas e as chapas laminadas de estrutura ferrítico-bainítica. Apesar das evidentes vantagens estruturais conferidas pelos aços AHSS, os entraves associados à tenacidade à fratura e à soldabilidade, sensivelmente inferiores aos apresentados por aços estruturais comuns, obrigam a adoção de etapas de projeto e de testes mais criteriosas e apuradas.

A liga 22MnB5 foi desenvolvida especificamente com o objetivo de melhorar a produção e o desempenho de peças estruturais da indústria automobilística, mediante a aplicação da tecnologia de estampagem a quente (HEIN, 2005; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). Em tal processo, também chamado de endurecimento em prensa (*Press Hardening*), a operação de estampagem é seguida pela têmpera, que consiste no resfriamento da peça quando está ainda se encontra dentro da matriz. Tal procedimento permite a obtenção de peças de geometria relativamente complexa, pois o retorno elástico é mínimo. A resistência mecânica atingida é da ordem de 1500 MPa ou mais, o que permite o projeto de peças de responsabilidade estrutural extremamente leves e esbeltas (D. W. FAN, S. BIROSCA, HAN S. KIM AND B. C, 2013; MERKLEIN *et al.*, 2016).

De forma geral, as propriedades mecânicas obtidas no processo de conformação a quente estão relacionadas à composição química do aço PHS (*Press Hardening Steel*) e aos parâmetros de processo, mais especificamente, à temperatura e aos períodos de aquecimento, movimentação, conformação e resfriamento na matriz.

Anteriormente à conformação à quente, os aços PHS (ou aços ao boro - *boron-alloyed steel*) possuem características semelhantes às de um aço estrutural convencional, ou seja, carbono equivalente em torno de 0,35% (o que significa uma soldabilidade mediana) e limite de resistência à tração de 600 MPa. Contudo, tais materiais pertencem ao grupo de aços martensíticos de elevada temperabilidade, ou seja, uma estrutura preponderantemente martensítica é obtida mesmo com baixas taxas de resfriamento.

A adição de pequeno teor de nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5 confere uma estrutura de granulometria refinada e assegura, ao final do processo, a obtenção das propriedades mecânicas almejadas. Em seu estado original, o aço 22MnB5 + NbMo, apresenta uma microestrutura ferrítico-perlítica, com limite de escoamento em torno de 450 MPa e tensão de ruptura de aproximadamente 600 MPa. Como já mencionado, após a estampagem a quente, a microestrutura obtida é preponderantemente martensítica e a tensão de ruptura atinge 1500 MPa ou mais (FÜHR, 2018; HANNULA *et al.*, 2019).

A união de peças estampadas a quente a outros aços ou materiais pode ser realizada por processos de soldagem por pontos, arco elétrico ou laser, dentre outros. O grande desafio na soldagem dos aços PHS é evitar que o processo cause demasiada alteração da estrutura e, conseqüentemente, cause decaimento relevante na resistência mecânica.

Além das naturais dificuldades de processamento posterior à estampagem e de união com outras peças, os aços PHS apresentam baixa capacidade de encruamento e tenacidade à fratura, bem como elevada sensibilidade ao entalhe e à presença de defeitos internos. Adicionalmente, o nível de tensões residuais, gerado tanto no processo de soldagem como na própria conformação a quente, é notável.

Tais questões tornam as peças sujeitas aos processos de conformação a quente e soldagem marcadamente suscetíveis ao fenômeno de fadiga, principal modo

de falha do setor da mobilidade. O entendimento das correlações entre microestrutura, propriedades mecânicas e desempenho em fadiga de juntas soldadas de aços ao boro conformados a quente é pré-requisito ao emprego desse tipo de material em componentes estruturais críticos (JANG *et al.*, 2010; MADDOX, 2014).

Por fim, o processo de soldagem por pontos é o mais utilizado no segmento automotivo, proporcionando juntas de qualidade adequada com alta produtividade. Porém, sua aplicabilidade é restrita às chapas finas, de espessura menor ou igual a 3 mm. No caso de chapas espessas, processos avançados como a solda laser ou ultrassônica têm sido investigados em centros de pesquisa de referência. Contudo, devido ao custo e às naturais dificuldades de aplicação de uma nova técnica, tais processos ainda não estão disseminados nas indústrias interessadas no uso dos aços PHS. Nesse contexto, a aplicação criteriosa de processos a arco elétrico na soldagem de aços PHS surge como uma alternativa intermediária, passível de aplicação imediata.

O presente trabalho visa contribuir no que diz respeito ao uso dos processos de soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) e PAW (*Plasma Arc Welding*), na soldagem de placas do aço 22Mn5+NbMo conformado a quente. O estudo avalia também os efeitos ocasionados pelo processo de soldagem na microestrutura da região afetada. Por fim, tal estudo não seria completo sem uma avaliação da resposta em fadiga de corpos de prova retirados dessas placas.

1.1 OBJETIVOS

1.1.1 OBJETIVO GERAL

Entender o comportamento em fadiga do aço 22MnB5 + NbMo estampados a quente e soldados pelos processos GMAW/CSC (*Gas Metal Arc Welding/Controlled Short Circuit*) e PAW (*Plasma Arc Welding*). Os conjuntos de corpos de prova compreendem os seguintes casos: i) soldados por processo PAW em seu estado natural (*as welded state*) ii) soldados por processo GMAW em seu estado natural e iii) soldados por processo GMAW, com processo posterior de retirada dos reforços do cordão.

1.1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Levantar experimentalmente os parâmetros de soldagem que proporcionem cordões de qualidade.
- Fabricar corpos de prova, o que inclui a soldagem em si e a usinagem do contorno.
- Avaliar metalurgicamente as juntas obtidas (macrografias, micrografias, microdureza, microscopia eletrônica, espectroscopia e outros).
- Medir as temperaturas da região próxima à poça de fusão, com o intuito de obter uma estimativa da distribuição e do gradiente térmico ao longo do processo.
- Ensaiar os corpos de provas soldados em ensaio de tração simples, visando verificar a integridade das juntas.
- Ensaiar os corpos de provas soldados em ensaio de fadiga com relação a todos os casos propostos e levantar os diagramas S-N para estes.
- Analisar os resultados finais e avaliar a viabilidade de cada processo de soldagem, sob o ponto de vista de fadiga.

1.2 JUSTIFICATIVA

O trabalho em questão está inserido no atual contexto do setor automotivo, no qual a utilização dos aços ao boro tem aumentado, com o intuito de reduzir a inércia e aumentar da eficiência dos veículos. Tal fato tem suscitado interesse em outras empresas do setor da mobilidade. Nesse contexto, um consórcio formado pelas empresas Bruning Tecnometal Ltda, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM) e Swedish Steel AB (SSAB), desenvolveu uma nova liga de aço ao boro, por meio da adição de baixos teores de nióbio e molibdênio ao 22MnB5.

A empresa Bruning Tecnometal tem interesse no uso desta liga em componentes estruturais críticos do segmento rodoviário e agrícola. Contudo, tal matéria prima envolve custos maiores, tanto de aquisição como de processamento. Por esse motivo, os processos de fabricação aplicáveis a este material devem ser criteriosamente analisados, dentre os quais a soldagem.

A principal meta a ser atingida na soldagem de um aço estrutural de altíssima resistência mecânica se traduz em obter propriedades mecânicas, na região afetada

pelo processo, que não comprometam o desempenho global da peça. Os componentes estruturais baseados nessa classe de aços se distinguem por apresentarem *undermatch* (resistência mecânica do metal de solda inferior à do metal de base). Tal fato se deve a limitações tecnológicas relacionadas ao metal de adição, bem como (e primordialmente) à necessidade de obtenção de uma junta com um nível mínimo de tenacidade à fratura. Em outras palavras, a soldagem de um aço 22MnB5 envolve metas antagônicas, quais sejam, a obtenção de uma junta com resistência mecânica próxima àquela apresentada pelo metal de base e, ao mesmo tempo, com um bom nível de tenacidade à fratura. Tal solução de compromisso implica no emprego de processos e de parâmetros de soldagem efetivos. Dentre os métodos já disseminados em meio industrial, os processos GMAW e PAW estão entre os que melhor atendem a tais requisitos.

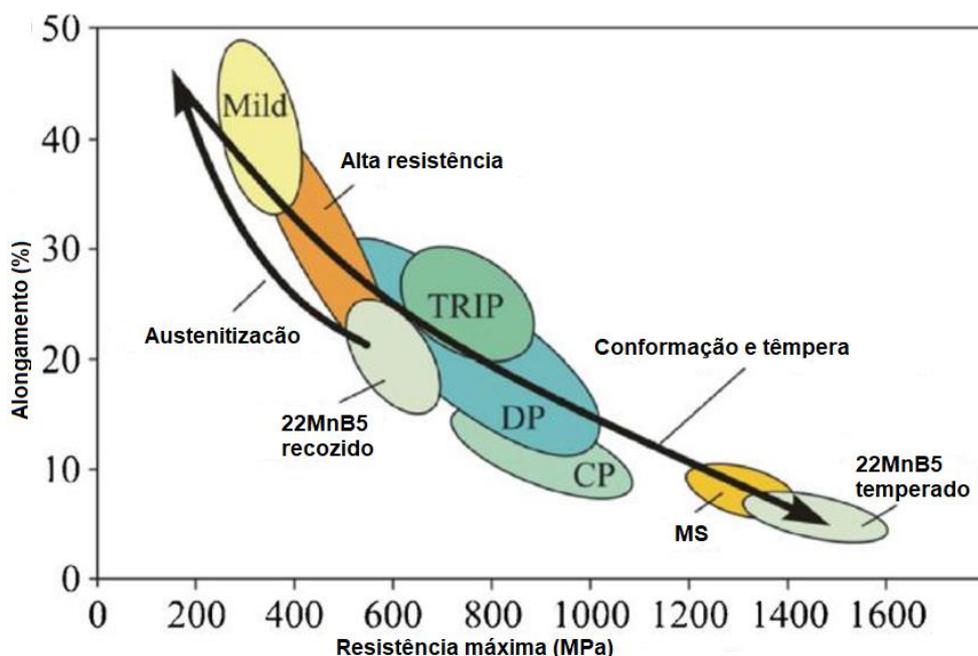
Por fim, o estudo visa obter resultados que se aliem aos dados obtidos por outros autores, de forma a elucidar qual processo de soldagem proporciona melhores resultados em fadiga para o aço em questão.

2 REVISÃO DE LITERATURA

2.1 AÇOS AVANÇADOS EMPREGADOS NO SETOR DA MOBILIDADE

A Figura 1 mostra o comportamento de várias famílias de aços atualmente aplicáveis em estruturas da área da mobilidade e, em especial, no setor automotivo. As siglas representam: Aços estruturais comuns: *Mild Steel*, TRIP: *Transformation Induced Plasticity*, DP: *Dual Phase*, CP: *Complex Phase* e MS: *Martensitic Steel*. Observando-se especificamente o aço 22MnB5, a figura evidencia a grande elevação na resistência mecânica e a queda de ductilidade causadas pelo processo de conformação a quente.

Figura 1 - Comportamento dos aços estruturais comuns e avançados.



Fonte: Adaptado de KARBASIAN; TEKKAYA (2010)

2.2 AÇOS AO BORO

A presença de boro, mesmo que em teores muito baixos, influi consideravelmente na temperabilidade do aço. Durante o resfriamento, a solubilidade do boro decai abruptamente e, conseqüentemente, há deposição nos limites dos grãos, que passam a apresentar minúsculas partículas de carboneto de boro $Fe_{23}(BC)_6$. Estas, por sua vez, assumem uma orientação coerente com os grãos de

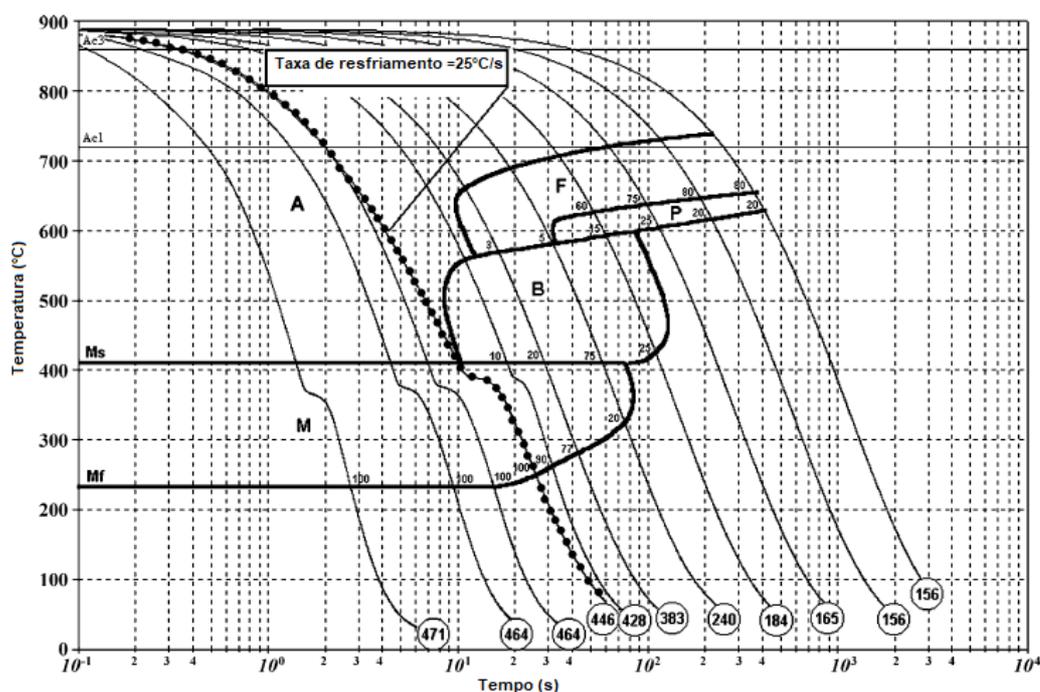
austenita que as separam. Assim, o contato atômico é estabelecido entre $Fe_{23}(BC)_6$ e a austenita, resultando em uma redução na tensão superficial e na energia de contorno de grãos. Desta forma, a presença de boro em solução sólida, bem como do carboneto de boro coerente nos limites dos grãos, causa atraso na formação de ferrita e perlita e, até certo ponto, da bainita. Em consequência, há aumento da temperabilidade (THELNING, 1984).

Devido às características conferidas pelo boro (em associação com outros elementos de liga), os aços dessa família têm sido empregados em estruturas de engenharia que têm como requisito fundamental a elevada resistência mecânica.

2.3 AÇOS 22MnB5 E 22MnB5 + NbMo

O aço 22MnB5 é o material mais usual em processos de estampagem a quente, devido ao fato de apresentar uma composição química favorável à formação da martensita, mesmo com baixas taxas de resfriamento. Como a liga utilizada como metal de base (MB) no presente trabalho é uma variante do 22MnB5, suas principais características são aqui abordadas. As estruturas obtidas no aço 22MnB5 são mostradas no diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) da Figura 2.

FIGURA 2 - DIAGRAMA CCT PARA O AÇO 22MnB5.

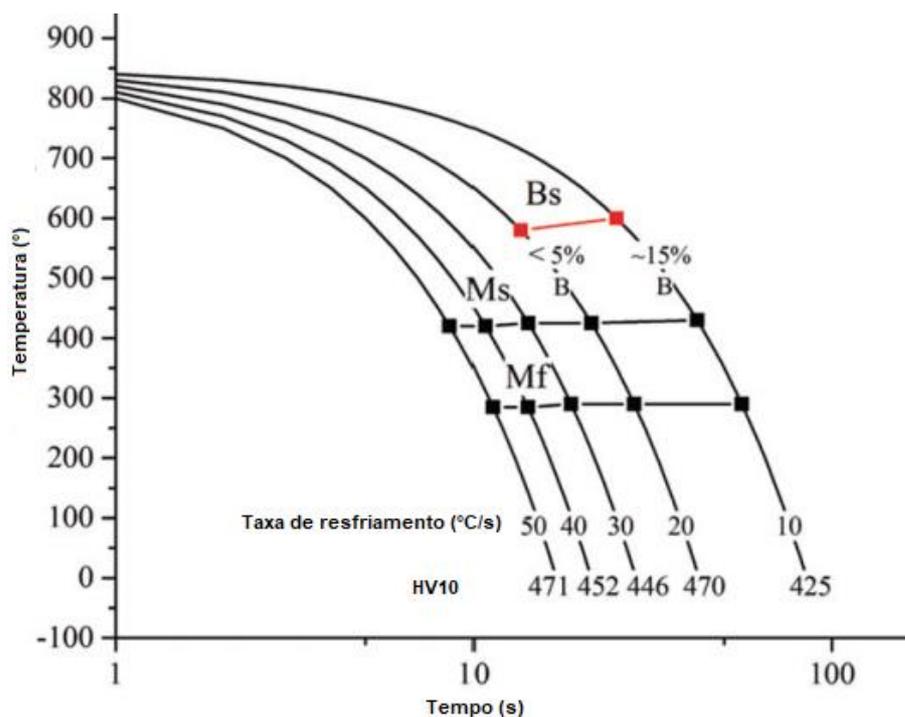


Fonte: Adaptado de NADERI; SAEED-AKBARI; BLECK (2008)

Na Figura 2, os símbolos internos às regiões do diagrama correspondem à letra inicial da microestrutura, ou seja: A-austenita, B-bainita, F-ferrita, P-perlita e M-martensita. Sobre o diagrama foram superpostas curvas correspondentes a diferentes taxas de resfriamento aplicadas em amostras previamente aquecidas e mantidas por 5 minutos à temperatura de 900°C. Os números apresentados ao pé de cada curva de resfriamento correspondem ao valor de dureza final apresentada pelas amostras, na escala Vickers HV com carga de 10 kgf. A temperatura inicial de transformação austenítica (linha horizontal Ac_1 do diagrama) é de 720°C, ao passo que a temperatura final de transformação austenítica (linha Ac_3) corresponde a 880°C. Para o resfriamento, as temperaturas inicial e final de transformação da martensita são, respectivamente, $M_s = 410^\circ\text{C}$ e $M_f = 230^\circ\text{C}$. Uma das curvas de resfriamento, correspondente à taxa de 25°C/s, é realçada por meio da superposição de pontos sobre a linha. Como a curva passa à esquerda das áreas de transformação de ferrita, perlita e bainita, tal condição de resfriamento proporciona uma microestrutura totalmente martensítica (NADERI; SAEED-AKBARI; BLECK, 2008).

A adição de nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5 tem como propósito melhorar a tenacidade e reduzir tamanho de grão do material após o seu processamento. A curva CCT do aço 22MnB5 + NbMo é mostrada na Figura 3.

FIGURA 3 - DIAGRAMA CCT PARA O AÇO 22MNB5 + NBMO.



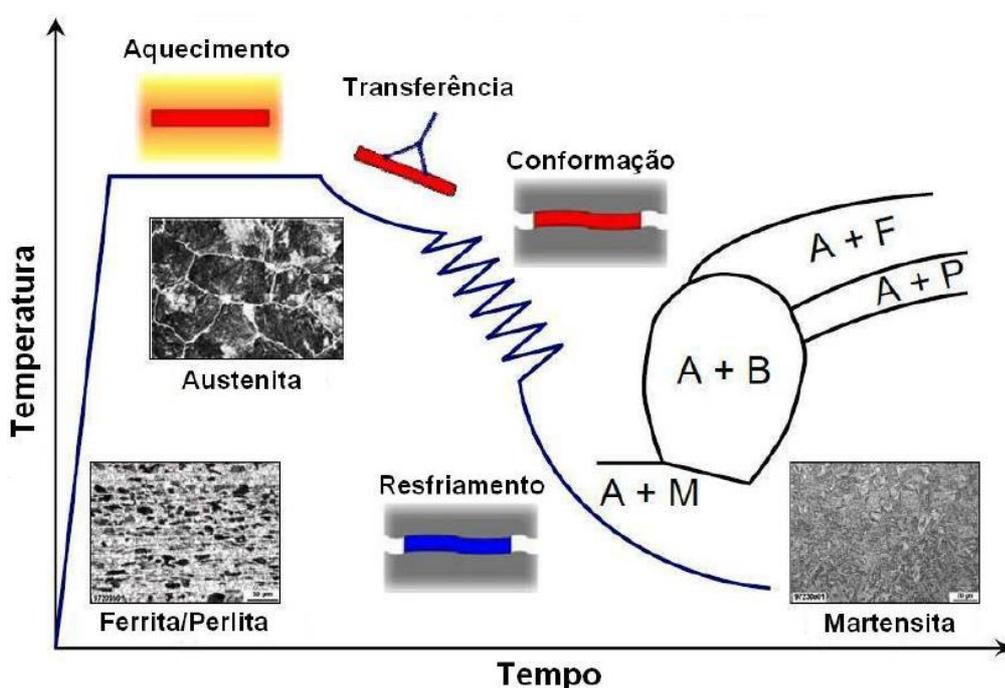
Fonte: Adaptado de HANNULA *et al.* (2019)

No diagrama, HV10 representa os valores de dureza Vickers com carga de 10 kgf, da microestrutura final obtida. A linha B_s corresponde à temperatura de início da formação de bainita (HANNULA *et al.*, 2019). A Figura 2 e a Figura 3, permitem realizar a comparação das duas ligas, no que tange ao valor de dureza final das estruturas com teor de bainita entre 10 e 15%, cuja tenacidade é maior do que a apresentada por uma estrutura completamente martensítica. Tal avaliação evidencia que a adição de nióbio e de manganês confere uma melhor conjugação de dureza (resistência mecânica) e tenacidade.

2.4 PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE SOBRE AÇOS AO BORO.

O processo de estampagem a quente é citado nas literaturas em inglês como “*Hot stamping*”, “*Press hardening*” e “*Hot press forming*”. Consiste no aquecimento prévio da peça acima da temperatura A_{c3} por alguns minutos. Em seguida a peça é transferida para uma prensa, onde é conformada e resfriada bruscamente em matriz refrigerada. Nessas condições, os aços ao boro atingem resistência mecânica altíssima (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). A Figura 4 mostra o diagrama temperatura vs. tempo e as transformações metalúrgicas que ocorrem ao longo do processo de estampagem a quente e têmpera.

FIGURA 4 - DIAGRAMA TEMPO-TEMPERATURA DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE.

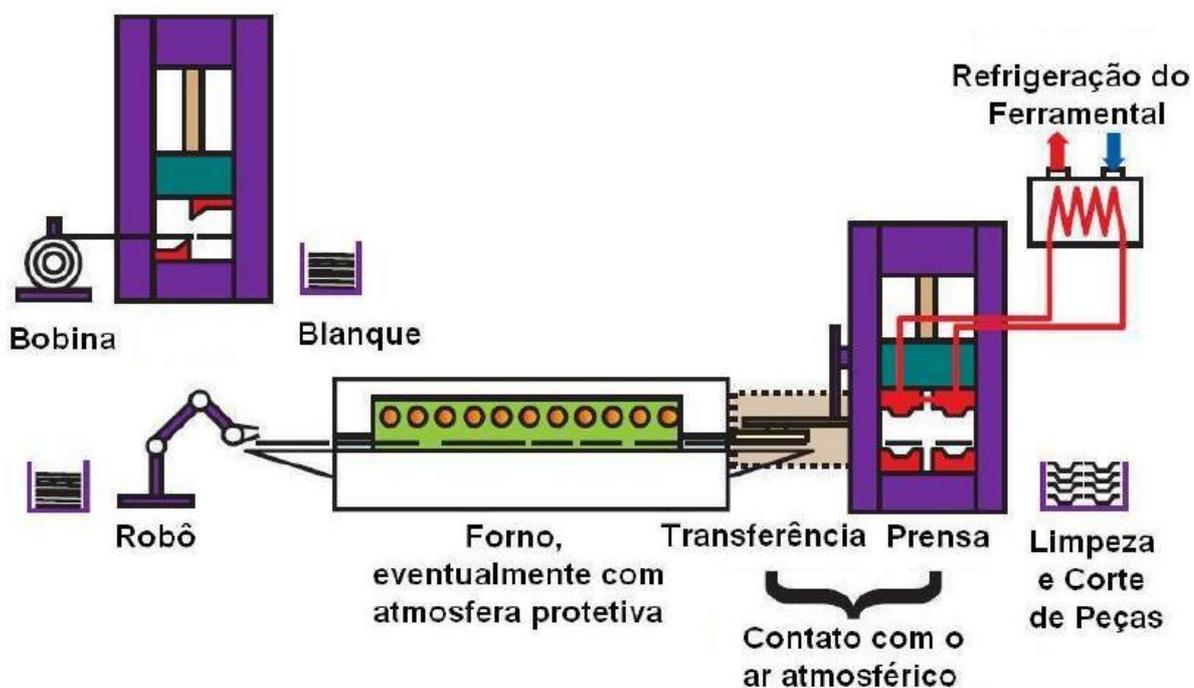


Fonte: BARIANI *et al.* (2008)

No aquecimento inicial, conhecida por fase de encharque, a microestrutura ferrítico-perlítica é transformada em austenita. A transferência da peça para a matriz deve ser rápida, para que a estrutura austenítica, de elevada plasticidade, seja preservada. Após a conformação mecânica, é essencial que o resfriamento seja intenso o suficiente para propiciar a transformação da austenita sem que ocorra difusão, o que propiciaria a formação de microconstituintes de resistência muito aquém das apresentadas por uma estrutura martensítica. Cabe lembrar que, como o objetivo do processo é obter peças de altíssima resistência mecânica, a probabilidade de formação de martensita deve ser potencializada. Portanto, os campos de transformação ferríticos, perlíticos e bainíticos, mostrados na Figura 2 e Figura 4, devem ser evitados.

O processo de estampagem a quente pode ser executado de duas formas: pelo método direto ou indireto. A escolha do método leva em conta a precisão necessária e a limitação do ferramental. No processo de estampagem direto, ilustrado na Figura 5, a peça plana é aquecida em forno e transferida à prensa, onde é completamente conformada e temperada (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

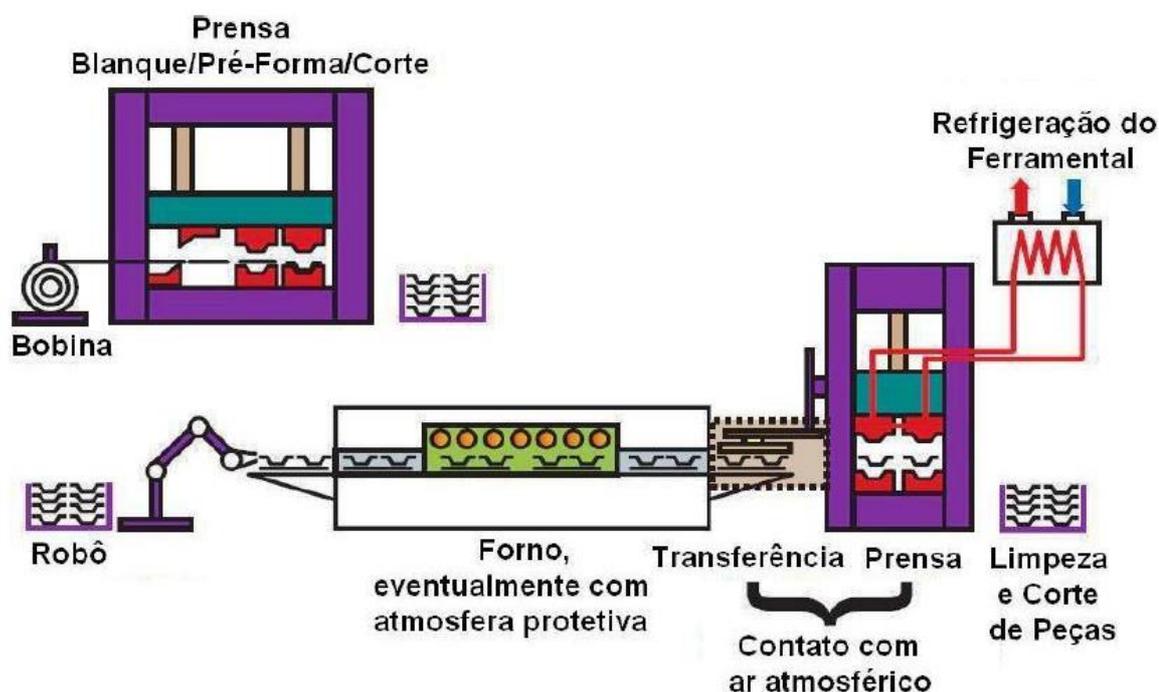
FIGURA 5 - PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE DIRETO



Fonte: Adaptado de ALTAN (2007)

O método indireto, mostrado na Figura 6, é caracterizado pelo uso de uma peça pré-conformada a frio, com formato próximo àquele almejado com a conclusão do processo. A conformação a frio é responsável por mais de 90% da deformação final necessária. Em sequência, as peças pré-conformadas são submetidas apenas a uma operação de têmpera e calibração na prensa, após a austenitização (FAN *et al.*, 2007; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

FIGURA 6 - PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE INDIRETO



Fonte: Adaptado de ALTAN (2007)

2.4.1 OBSERVAÇÕES ADICIONAIS SOBRE O PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE

A fase de “encharque” pode ser realizada em distintos tipos de fornos. Os fatores determinantes para a escolha do equipamento mais adequado são as dimensões da peça, característica da têmpera (que pode ser completa ou localizada), além da capacidade de produção (LECHLER; MERKLEIN, 2008).

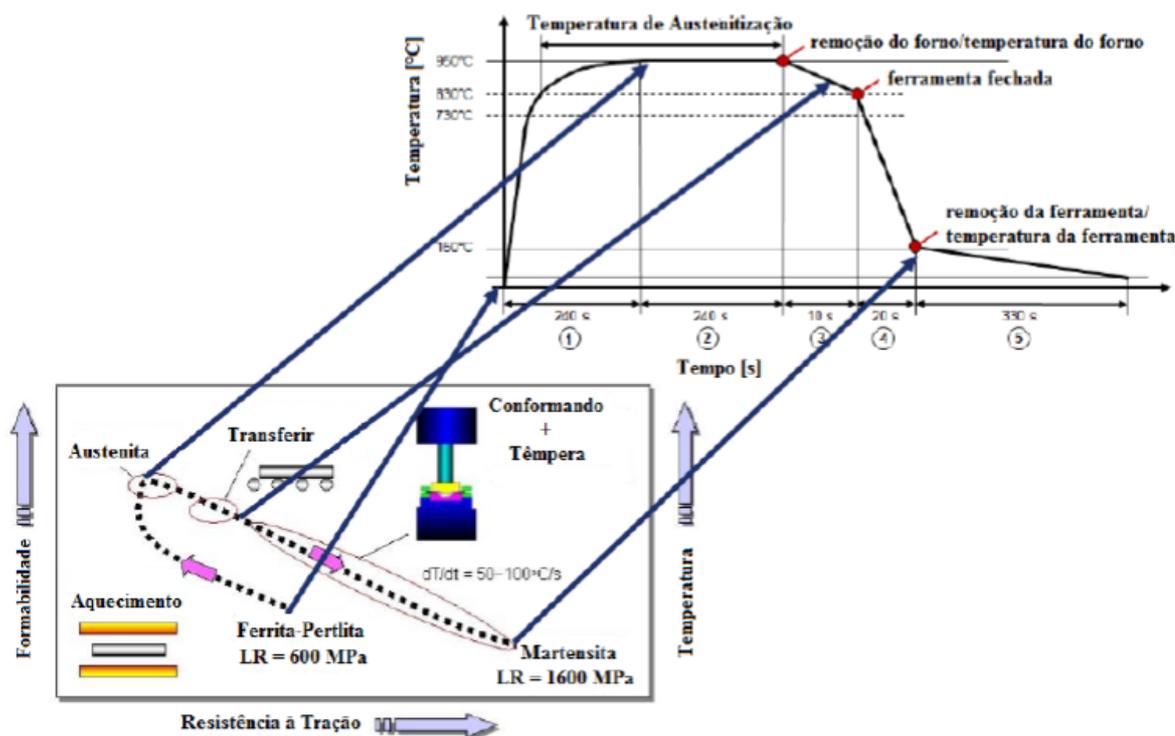
Na etapa de estampagem, diversos parâmetros de processo necessitam consideração, como as condições de contato (coeficiente de atrito e coeficiente de troca térmica), propriedades mecânicas do material (densidade, módulo de elasticidade, relação tensão-deformação e sensibilidade à taxa de deformação) e parâmetros térmicos (condutividade térmica, calor específico e coeficiente de

expansão térmica) (LORENZ; ROLL, 2005).

Além dessas propriedades, que podem ser consideradas constantes ou de variação conhecida, alguns fatores de processo podem ter influência no resultado final. Dentre esses fatores, que podem ou não ser variáveis, estão parâmetros como o período de tempo de cada etapa, bem como entre as etapas. A capacidade de controle do deslocamento do atuador, durante a conformação na prensa, também é um exemplo de parâmetro de processo relevante. Portanto, a correta especificação dos equipamentos e de sua capacidade, o que sempre é delimitado por restrições de orçamento, é uma questão crítica para a obtenção de peças que atendam aos requisitos previamente estabelecidos.

A Figura 7 associa um diagrama *Formabilidade e Temperatura vs. Resistência à tração*, com um segundo diagrama *Temperatura vs. Tempo* de um típico procedimento de estampagem a quente e têmpera.

FIGURA 7 - ETAPAS DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE



Fonte: FÜHR (2018)

A Figura 7 naturalmente permite visualizar questões relacionadas aos períodos de tempo aplicados. Por exemplo, um período de encharque muito curto

ocasionaria a austenitização incompleta e, por consequência, além dos possíveis problemas na etapa de conformação, a peça final apresentaria, internamente, parcelas com a estrutura ferrítico-perlítica original ao invés de martensita. Já um período de encharque longo poderia gerar crescimento dos grãos e, conseqüentemente, propriedades mecânicas inferiores. Da mesma forma, o tempo de transferência do forno de austenitização para a matriz, fator aparentemente secundário, deve ser o menor possível. Por fim, a velocidade de estampagem está diretamente correlacionada à taxa de deformação admissível do material e às condições de troca de calor, tanto na conformação em si, com no resfriamento. Portanto, sob o ponto de vista de estrutura metalúrgica, cada etapa tem sua importância. Por esse motivo, cada uma será abordada separadamente nos itens seguintes (LAASRAOUI; JONAS, 1991; SOUZA; SANTOS, 2013).

2.4.2 AQUECIMENTO

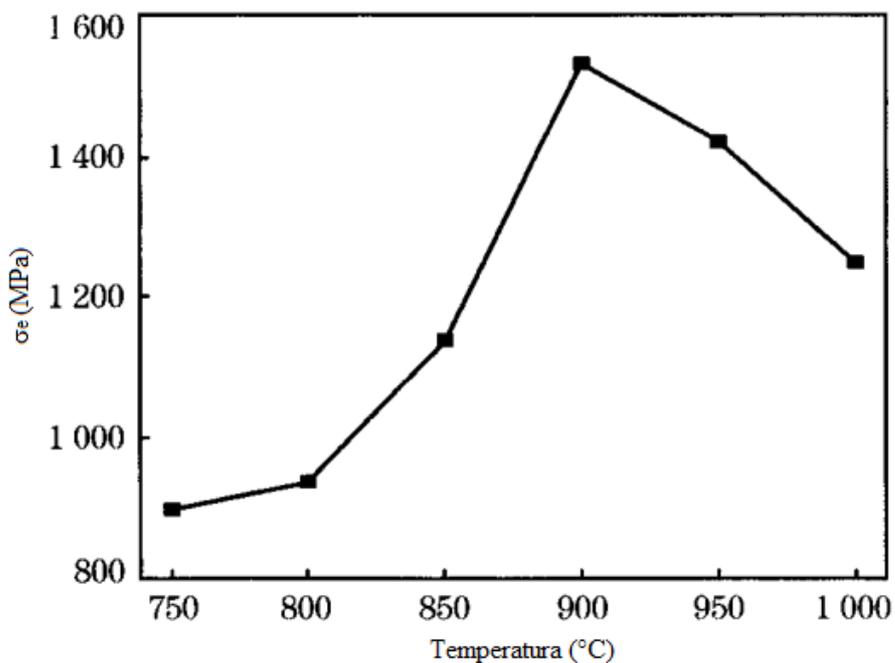
Sistemas de aquecimento por radiação e convecção são os mais empregados em fornos industriais e, por conseguinte, também são tradicionalmente utilizados na estampagem a quente. Nesses sistemas é promovida a queima de gás combustível por meio de tubos radiantes ou são empregadas resistências elétricas (SATANOVSKII, 1975).

Ao longo do processo de aquecimento é necessário atingir o nível de austenitização desejado e, concomitantemente, evitar ou mitigar a formação de carbonetos e de fases secundárias. Do contrário, não será possível obter a microestrutura final total ou preponderantemente martensítica, mesmo que os parâmetros das etapas de estampagem e resfriamento tenham sido corretamente especificados (BILLUR, 2019).

Na especificação do ciclo de aquecimento, os fatores com maior importância são as dimensões da peça e a característica da têmpera que se deseja obter (completa ou localizada) (BARIANI *et al.*, 2008). Testes preliminares ou simulações permitem estabelecer a temperatura e o período de tempo necessários para atingir o nível de austenitização desejado. A Figura 8 mostra a correlação entre a temperatura da peça no momento do início do processo de conformação e a resistência mecânica final, em amostras submetidas a temperaturas de encharque fixas, entre 750°C e 1000°C, durante 4 minutos. O valor de 750°C, relativamente baixo (pouco acima da

linha A_{c1}), foi empregado para simular uma condição limite, de elevada queda de temperatura da peça ao longo do deslocamento entre o forno e a matriz de estampagem.

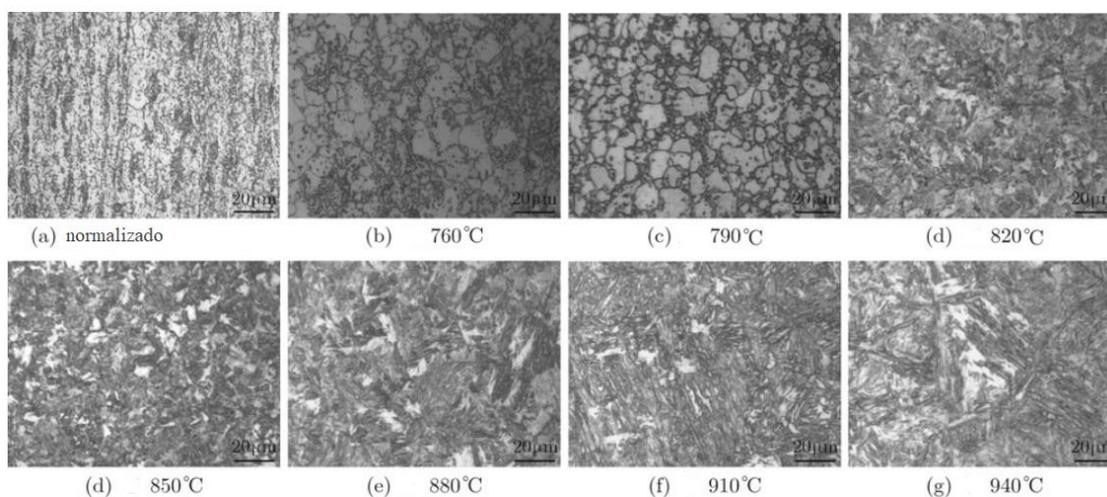
FIGURA 8 - CURVA DE RESISTÊNCIA VS TEMPERATURA DE ENCHARQUE



Fonte: Adaptado de CHANG *et al.* (2011).

A Figura 9 mostra imagens da microestrutura final obtida no aço 22MnB5 quando da aplicação de distintas temperaturas de encharque.

FIGURA 9 - MICROESTRUTURAS EM DIFERENTES TEMPERATURAS DE ENCHARQUE



Fonte: Adaptado de HE *et al.* (2011).

Na Figura 9, considera-se que a queda de temperatura ao longo da movimentação da peça do forno para a matriz seja muito pequena e, portanto, possa ser ignorada. Desta forma, o início do processo de estampagem ocorre na temperatura de encharque. Foram empregadas temperaturas iniciais entre 760°C e 940°C, com incremento de 30°C. As temperaturas de 760°C e 790°C propiciaram estrutura semelhante à do aço 22MnB5 normalizado, composta por aproximadamente 75% de ferrita e 25% de perlita, tendo havido esferoidização da perlita. Quando a temperatura de encharque supera a temperatura de início de transformação austenítica, surge a martensita após a estampagem a quente, juntamente com perlita, ferrita e alguns carbonetos retidos. Em torno de 910°C as placas começam a se transformar totalmente em austenita e com isso a microestrutura final é totalmente martensítica. Com um incremento de temperatura (além dos 910°C), apenas observa-se um crescimento de tamanho de grão na microestrutura martensítica (HE *et al.*, 2011; HE; ZHAO; LI, 2010).

Por fim, cabe uma observação quanto à temperatura de início de formação da austenita no aço 22MnB5. O autor da Figura 3 adota 810°C, enquanto na Figura 2 observamos o valor de 720°C. Mesmo que não haja consenso entre os autores, há certa predominância de valores próximos a 800°C.

2.4.3 TRANSFERÊNCIA PARA A PRENSA

Após a etapa de aquecimento, inicia-se imediatamente a transferência da peça para a prensa, período em que sua temperatura diminui. Portanto, a estampagem é realizada em uma temperatura mais baixa que a de encharque. Desta forma, no instante subsequente à saída do forno considera-se que a peça já está em resfriamento (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010; NADERI; SAEED-AKBARI; BLECK, 2008). Caso a operação de transferência demore demasiadamente e, conseqüentemente, a temperatura da peça esteja abaixo de 800°C no momento da estampagem, a microestrutura final poderá apresentar alguma outra estrutura que não a martensita (FAN; KIM; DE COOMAN, 2010; SOMANI *et al.*, 2001).

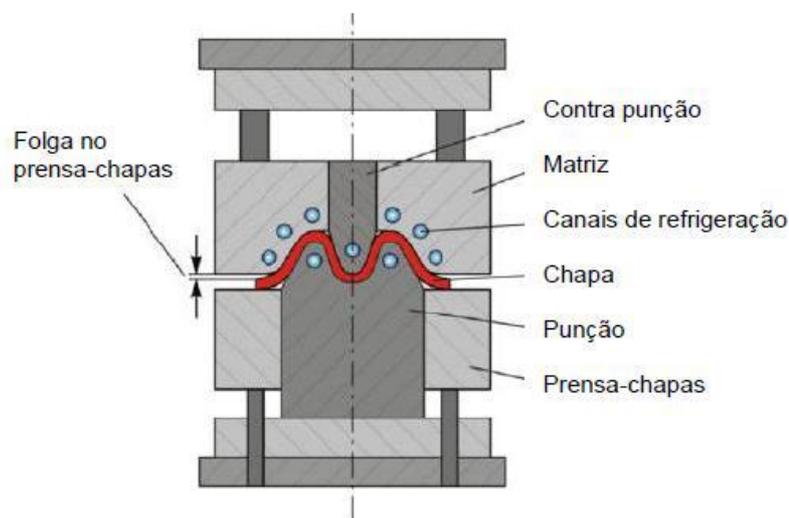
Durante o período de transferência também há contato da peça, em temperatura elevada, com o ar em temperatura ambiente, o que provoca imediata oxidação e descarbonetação da superfície. Para evitar esse problema, é possível adotar um revestimento de uma liga alumínio-silício que impede a passagem do

oxigênio. Porém, mesmo com a adoção do revestimento, é inevitável o aparecimento de uma pequena camada oxidada e descarbonetada, a qual promove desgaste da matriz. Em processos com necessidade de alta produção, a transferência da peça austenitizada para a matriz pode ocorrer de maneira automatizada (ÅKERSTRÖM; OLDENBURG, 2006; HU; YING; HE, 2016; MORI; ITO, 2009).

2.4.4 CONFORMAÇÃO

A conformação da peça deve ser executada antes que a temperatura de início de transformação martensítica ocorra. Portanto, a ferramenta deve possuir um sistema rápido de fechamento. Para evitar a têmpera da peça entre o prensa-chapas e a matriz durante o processo de conformação, a maioria das ferramentas trabalha com uma pequena folga no prensa-chapas, conforme apresentado na Figura 10 (HEIN; WILSIUS, 2008; KARBASIAN; TEKKAYA, 2010).

FIGURA 10 - REPRESENTAÇÃO ESQUEMÁTICA DE UM FERRAMENTAL PARA UM PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE



Fonte: Adaptado de KARBASIAN; TEKKAYA (2010)

2.4.5 REFRIGERAÇÃO DA MATRIZ

O projeto da ferramenta deve propiciar a taxa de resfriamento necessária e a distribuição homogênea de temperatura na peça. Para tal, deve-se levar em consideração a condutividade térmica da ferramenta e a transferência de calor da ferramenta para o fluido refrigerante. Como o resfriamento da peça se dá por meio da ferramenta, a adoção de um sistema de refrigeração eficaz é condição *sine qua non*

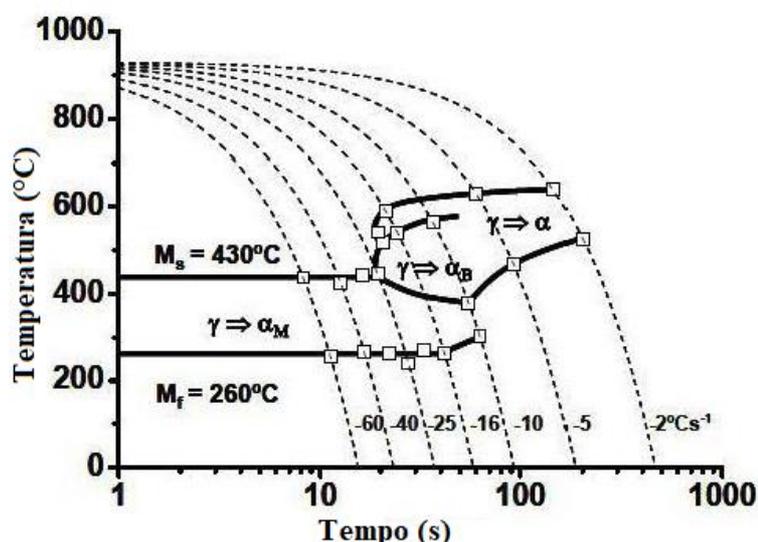
para obter a estrutura e a homogeneidade de propriedades mecânicas desejadas (HOFFMANN; SO; STEINBEISS, 2007; MERKLEIN; LECHLER; GEIGER, 2006).

Para maximizar a transferência de calor entre a peça e a ferramenta, devem ser tomados alguns cuidados, como evitar as folgas e a presença de óxidos nas superfícies de contato. Portanto, a especificação do material da ferramenta deve contemplar o aspecto de condutividade térmica. No entanto, há outros fatores igualmente importantes, relacionados à capacidade de extração do calor por parte do sistema de refrigeração. Para tal, o tamanho, a localização e a distribuição dos dutos de refrigeração são fundamentais (LIU; LEI; XING, 2013; STEINBEISS *et al.*, 2007). O fluido refrigerante mais empregado é a água, no entanto, gases e outros fluidos refrigerantes também podem ser utilizados (NADERI, 2007; STEINBEISS *et al.*, 2007; DE SOUZA; ALMEIDA; DRUNN, 2016).

2.4.6 TÊMPERA

O diagrama CCT (*continuous cooling transformation*) típico para o aço 22MnB5 é exibido na Figura 11. Observa-se que as taxas de resfriamento entre 2°C/s e 5 °C/s proporcionam microestrutura final composta de ferrita e perlita. Nas taxas entre 10 °C/s e 16 °C/s, forma-se ferrita e bainita. Já nos casos de taxas de resfriamento entre 20 °C/s e 25 °C/s a microestrutura obtida é completamente bainítica. Por fim, para taxas de resfriamento maiores que 25°C/s, a microestrutura formada é composta por 100% de martensita (FAN; KIM; DE COOMAN, 2010).

Figura 11 - Diagrama CCT típico de um aço 22MnB5 sem pré-deformação



Fonte: Adaptado de FAN; KIM; DE COOMAN (2010)

2.5 ASPECTOS METALURGICOS DO AÇO 22MnB5 + NbMo

A martensita possui densidade menor do que austenita, de maneira que, no resfriamento, a transformação resulta em mudança de volume e o consequente surgimento de tensões internas sobre os cristais de martensita e ferrita restantes. Caso a têmpera seja executada de forma imprópria, essas tensões internas podem causar trincas durante o resfriamento da peça. Se o teor de carbono for alto o suficiente para produzir concentração significativa de martensita, o produto resultante é extremamente duro, todavia, muito frágil. Frequentemente, o aço passa por mais um tratamento térmico, a uma temperatura mais baixa, para alívio das tensões internas e aumentar a ductilidade e tenacidade (KRAUSS, 2015).

A operação de têmpera para o aço estrutural microligado ao boro deve ser realizada a uma temperatura um pouco acima de A_{c3} . Existe uma competição entre a concentração de boro nos contornos de grão e a concentração de boro em solução sólida. Quanto maior é a temperatura de austenitização maior é o teor de boro em solução sólida e, dessa forma, a temperabilidade é diminuída. A temperabilidade do aço microligado ao boro é afetada pelo teor de carbono. Assim, o boro é mais eficaz no aumento da temperabilidade de aços de baixo teor de carbono e tem pouco efeito em aços com maiores teores deste elemento (próximo de 0,8%). O boro retarda a transformação da ferrita pró-eutetóide, entretanto pode existir um efeito negativo na temperabilidade devido ao fato da precipitação de borocarbonetos nos contornos de grão promover a formação de cementita pró-eutetóide e de perlita (LLEWELLYN; HUDD, 1998).

Além do boro, outros elementos também afetam a temperabilidade dos aços e, por consequência, suas propriedades. Com base nisso, a seguir é apresentada uma sucinta descrição dos efeitos da adição de alguns desses elementos aos aços.

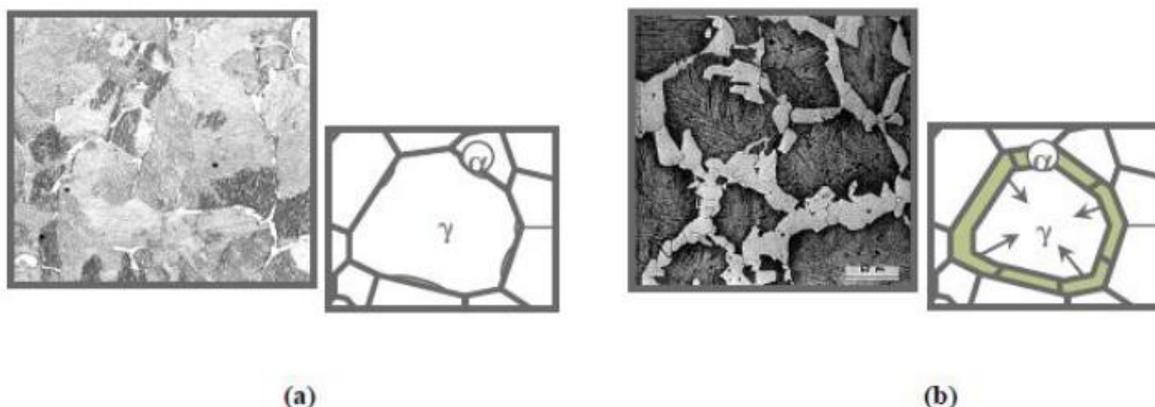
- Carbono: principal elemento de endurecimento do aço. Estabiliza a austenita e, sendo assim, aumenta a faixa de formação dessa fase nos aços. Teores até cerca de 0,85%, proporcionam aumento da dureza e da resistência à tração. A ductilidade e a soldabilidade, ao contrário, diminuem (KRAUSS, 2015; NADERI; BLECK, 2008).
- Manganês: Juntamente com o carbono contribui para a resistência e a dureza, porém com efeito menor. O aumento do teor de manganês diminui a ductilidade e

a soldabilidade. Tem efeito significativo na temperabilidade do aço, agindo na estabilização da austenita e na formação de carbonetos (KRAUSS, 2015; NADERI; BLECK, 2008);

- Fósforo: Promove aumento da resistência e da dureza, diminuindo a ductilidade e a tenacidade ao impacto. Este efeito adverso é maior em aços temperados e revenidos com elevado teor de carbono. Pequenas quantidades de fósforo reduzem a solubilidade do carbono na austenita e promovem a formação de cementita durante a austenitização, além de aumentar a resistência à corrosão (KRAUSS, 2015; NADERI; BLECK, 2008);
- Enxofre: Causa importante redução na resistência ao escoamento e à fratura, devido ao forte efeito das inclusões alongadas de sulfeto de manganês. Tal fato tem levado à produção de aços estruturais com baixo teor de enxofre (KRAUSS, 2015; NADERI; BLECK, 2008);
- Titânio: Usado para retardar o crescimento de grãos e, dessa forma, melhorar a resistência. Modifica a morfologia das inclusões, globulizando sulfetos alongados, melhorando assim a ductilidade e a resistência na direção transversal (KRAUSS, 2015; NADERI; BLECK, 2008);

A adição de boro em aços para estampagem a quente tem como objetivo fundamental inibir a formação de ferrita durante a etapa de transferência do *blank* do forno para a prensa. O início da transformação ferrítica acontece entre 600°C e 900°C para os aços hipoeutetóides; temperatura está dependente da composição química do aço. Adições de quantidades de boro alteram essa temperatura. A transformação da ferrita é ilustrada na Figura 12. A nucleação da ferrita ocorre no contorno e seu crescimento se direciona ao interior do grão austenítico. Nos aços com teor de boro (0,002 a 0,005%), ocorre segregação desse elemento no contorno de grão, o que retarda a nucleação da ferrita e mantém o aço austenítico durante a transferência do *blank* do forno de austenitização até a prensa (NADERI, 2007; NADERI; BLECK, 2008).

FIGURA 12 - (A) NUCLEAÇÃO: FERRITA (ALPHA) NUCLEIA NO CONTORNO DE GRÃO AUSTENÍTICO (GAMA); (B) CRESCIMENTO: A FERRITA REJEITA O CARBONO DEVIDO À BAIXA SOLUBILIDADE ENRIQUECENDO A AUSTENITA EM CARBONO



Fonte: Adaptado de NADERI (2007)

2.5.1 INFLUÊNCIA DO NÍOBIO E MOLIBDÊNIO

A adição de nióbio (cerca de 0,06%) nos aços destinados a sofrerem processos posteriores de fabricação que resultem numa estrutura martensítica, propicia uma boa relação entre a produtividade e o grau de refinamento do grão, durante a laminação a quente das chapas. Já a adição conjunta de Mo atrasa ainda mais a recristalização e, propicia uma microestrutura mais fina nas etapas de laminação a frio. Os precipitados de Nb, formados durante a laminação a quente e durante o processo de reaquecimento antes da estampagem a quente, são estáveis e têm a capacidade de fixar a fronteira de grão da austenita, impedindo a formação de grãos grosseiros (DE SOUZA *et al.*, 2018; MOHRBACHER, 2015).

2.6 SOLDAGEM

A soldagem de aços no estado temperado é desafiadora, pois podem ocorrer alguns fenômenos prejudiciais à resistência mecânica da união, culminando na sua fragilização. No caso dos aços PHS, tais fenômenos podem ocasionar regiões de resistência mecânica inferior àquela do metal de base, de estrutura preponderantemente martensítica (BILLUR, 2019).

2.6.1 SOLDAGEM GMAW

Este processo de soldagem também é conhecido como MIG/MAG (*Metal Inert*

Gas / Metal Active Gas). No processo MIG a proteção gasosa é constituída de um gás inerte, como Argônio ou Hélio, que não tem atividade química com a poça de fusão. Já no processo MAG a proteção gasosa é realizada por meio de um gás que interage com a poça de fusão, normalmente dióxido de carbono (CO₂). Já a sigla GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) engloba os processos MIG e MAG (KOU, 2003; VILLANI; MODENESI; BRACARENSE, 2016).

Um aspecto importante que necessita ser observado são os modos como pode ocorrer a transferência metálica do eletrodo para a poça de fusão. Esse modo de transferência tem influência sobre vários aspectos da soldagem, como taxa de deposição, penetração, formato do cordão e outros (STARLING; MODENESI, 2006). A alteração das variáveis operacionais causa alteração do modo de transferência metálica. Há várias classificações para os modos de transferência, porém, as mais comuns são: *i*) curto-circuito (*short circuit arc*): a transferência ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido, no momento em que o metal fundido na ponta do eletrodo toca a poça de fusão, *ii*) Goticular: pequenas gotas de metal fundido se desprendem da ponta do arame e são projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão e *iii*) Globular: ocorre quando as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade (SCOTTI; PONOMAREV, 2008).

O processo GMAW é um dos processos de soldagem mais utilizados na indústria recentemente, com ampla importância na fabricação mecânica. Um dos modos operacionais mais utilizados neste processo é o da soldagem por curto-circuito, no qual, a transferência de metal se dá basicamente por tensão superficial, quando a gota toca o metal líquido da poça. Este modo de transferência produz uma poça de fusão relativamente pequena, de rápida solidificação, sendo indicado para soldagem de seções finas ou soldagens fora da posição plana (SOUZA *et al.*, 2011). Aqui será abordado apenas este modo de transferência metálica, com ênfase para o curto circuito controlado, o qual foi utilizado no presente trabalho.

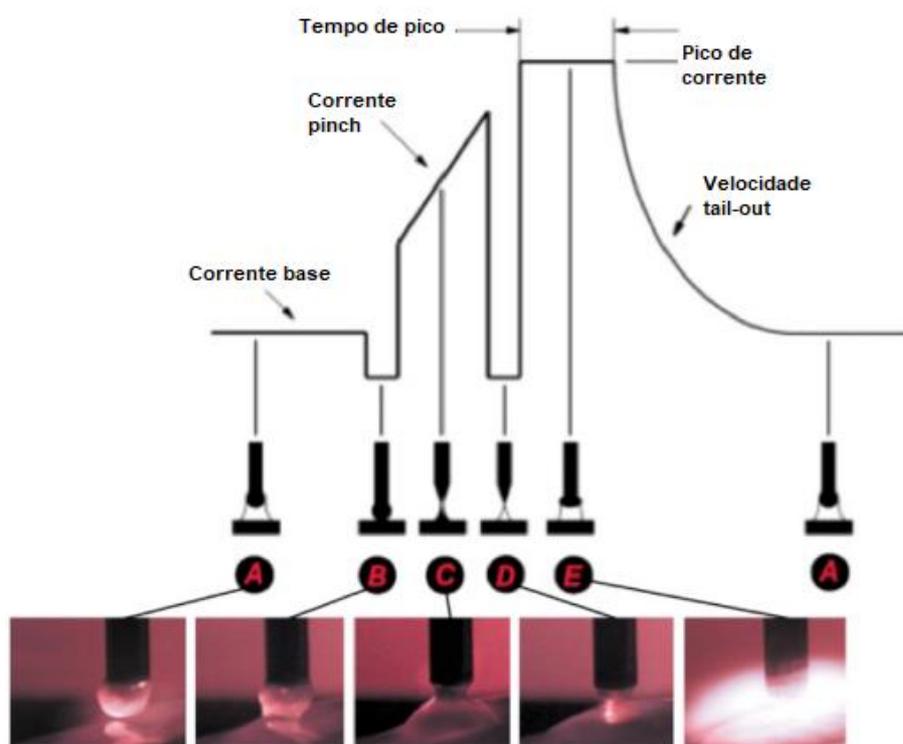
2.6.1.1 *Transferência metálica por curto circuito controlado*

Como já citado, na transferência por curto circuito convencional, a tensão superficial é responsável pela projeção da gota do eletrodo para o metal líquido. Já no processo controlado, a fonte de soldagem tem capacidade de controle de um ou mais

parâmetros de soldagem, o que permite amenizar os problemas causados pela transferência por curto circuito. A capacidade de modificar dinamicamente os sinais de saída da fonte de energia melhora significativamente a qualidade da solda, ocasionando boa fusão e bom desempenho na execução do passe de raiz, bem como diminuindo o aporte térmico e a quantidade de respingos. Por outro lado, o equipamento tem maior custo em relação aos sistemas convencionais, mas com impacto insignificante no custo total de solda em larga escala (NORRISH; CUIURI, 2014; SOUZA, 2010).

O sistema STT (*Surface Tension Transfer*) desenvolvido pela Lincoln Electric Company foi utilizado neste trabalho. A Figura 13 mostra a curva característica de corrente para tal sistema.

FIGURA 13 - A FORMA DE ONDA ATUAL E A SEQUÊNCIA DE TRANSFERÊNCIA PARA O MÉTODO DE CONTROLE LINCOLN ELECTRIC STT



Fonte: Adaptado de LINCOLN ELECTRIC COMPANY (2020)

Resumidamente, na etapa “A” o arco está aberto e o aumento da corrente é atrasado, para permitir o umedecimento adequado da poça (atraso é tipicamente em torno de 0,5 ms para gases de proteção baseados em argônio e 1,5 ms para CO₂). Em “B” a corrente é forçada a cair rapidamente e, desta forma, é provocado o curto

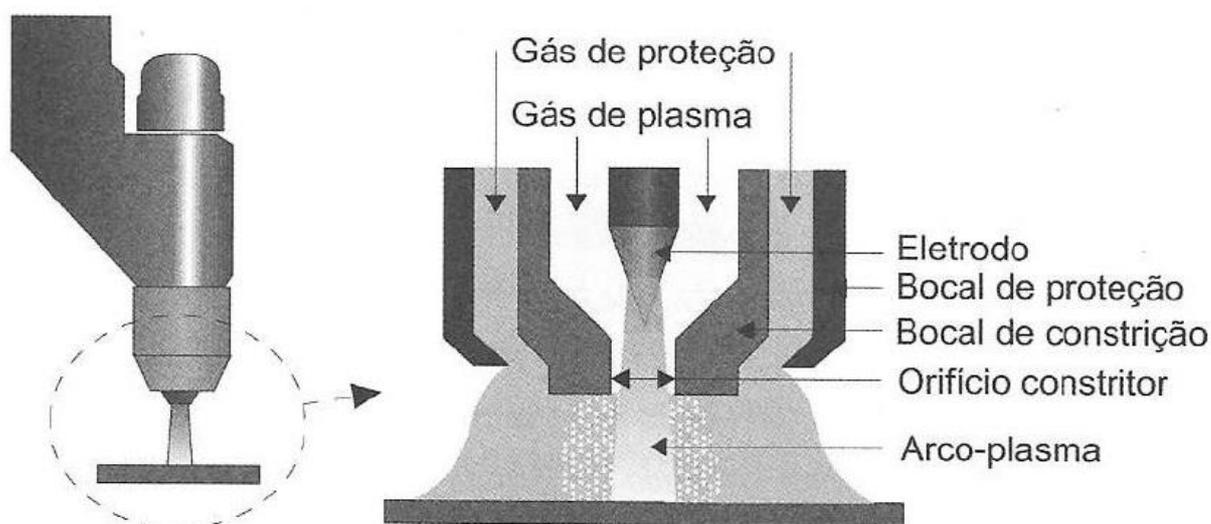
circuito. Em “C” é aplicada a corrente de “pinch”, com a função de formar o “pescoço” na gota, que deve crescer até a iminência do rompimento. Em “D” a corrente novamente cai abruptamente, de modo a permitir a transferência por meio da tensão superficial entre poça e gota, sem influência de forças eletromagnéticas. Como o resultado, praticamente não há formação de respingos. Por fim, em “E” é aplicada a corrente de pico, que provoca nova ignição do arco e, em sequência, a corrente decai para o valor de base. Este controle de descida da corrente é chamado pelo fabricante de “*tail-out*”. A partir desse ponto, o ciclo é iniciando novamente (NORRISH; CUIURI, 2014; SOUZA, 2010).

2.6.2 SOLDAGEM PAW

O plasma consiste num gás aquecido a uma temperatura extremamente elevada, o que causa sua ionização. Desta forma o plasma é constituído de íons e elétrons livres em equilíbrio, o que confere a capacidade de condução de eletricidade. Devido ao seu estado ionizado, o plasma é considerado o quarto estado da matéria (SOUZA, 2010; VILLANI; MODENESI; BRACARENSE, 2016).

Figura 14 mostra de maneira esquemática e simplificada os detalhes de funcionamento do processo PAW.

Figura 14 - Tocha de soldagem PAW com detalhamento de funcionamento



Fonte: REIS; SCOTTI (2007)

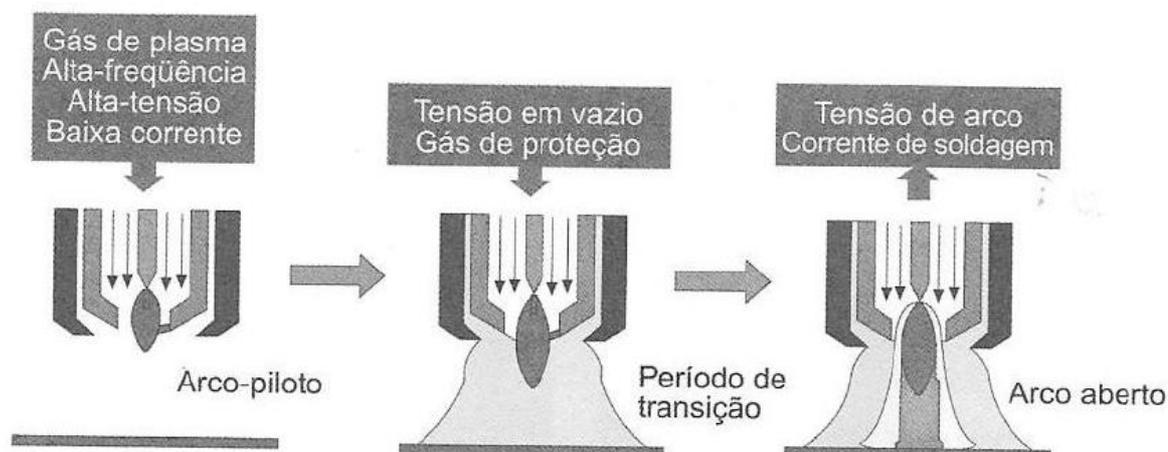
A formação do arco-plasma se dá por meio de um fluxo de gás (gás de

plasma) direcionado continuamente para dentro da tocha, fluindo por uma cavidade na qual um eletrodo refratário não-consumível (normalmente de tungstênio) está concentricamente posicionado. No final da cavidade existe o bocal com um furo, de diâmetro inferior à cavidade, que restringe a saída do gás. Ainda dentro da cavidade, o gás é aquecido pelo intenso calor gerado num arco previamente aberto (inicialmente entre o eletrodo e o bocal de constrição e, quando em regime, entre o eletrodo e a peça) e sofre ionização.

A pressão do gás e o efeito de expansão térmica na região do arco dentro da cavidade fazem com que o plasma seja expelido da tocha, por meio do orifício constritor, a altas velocidades (jato de plasma), atingindo níveis supersônicos. À medida que passa por meio do bocal de constrição, o arco-plasma é colimado de forma que o calor gerado fique concentrado em uma área relativamente pequena sobre a peça a soldar. Como o gás de plasma colimado não tem capacidade de fornecer proteção para a poça de fusão contra contaminação atmosférica, a proteção da solda se dá pelo fluxo de outro gás de forma concêntrica e externa ao jato de plasma (REIS; SCOTTI, 2007).

Na soldagem plasma, diferentemente da maioria dos outros processos de soldagem a arco elétrico, a ignição do arco não pode ser feita entre o eletrodo e a peça. Sendo assim, a ignição é feita com o auxílio de um arco-piloto de baixa potência, que é aberto entre o eletrodo e o bocal de constrição com a presença de muito baixa vazão de gás de plasma, pela imposição de um sinal elétrico. A ignição do arco principal é feita sujeitando o espaço entre o eletrodo e a peça à tensão em vazio (tensão disponibilizada pela fonte quando não há corrente), ao mesmo tempo em que é liberado o gás de proteção. Como já existe gás de plasma ionizado internamente e saindo do bocal, o percurso entre o eletrodo e a peça está apto à ionização complementar. A Figura 15 ilustra a sequência de ignição do arco principal utilizando arco-piloto (KOU, 2003; REIS; SCOTTI, 2007).

FIGURA 15 - SEQUÊNCIA DE IGNIÇÃO DA SOLDAGEM PAW

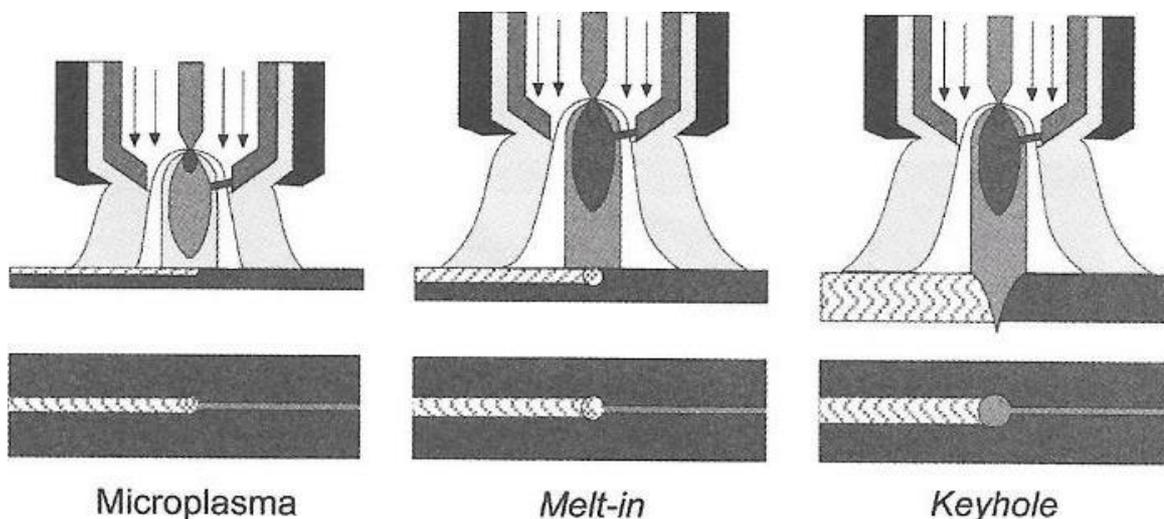


Fonte: REIS; SCOTTI (2007)

2.6.2.1 Modos operacionais de soldagem PAW

Existem três modos de operação para a soldagem plasma, sendo eles, microplasma, *melt-in* e *keyhole*. A Figura 16 mostra de forma esquemática os três modos operacionais (WEMAN, 2012).

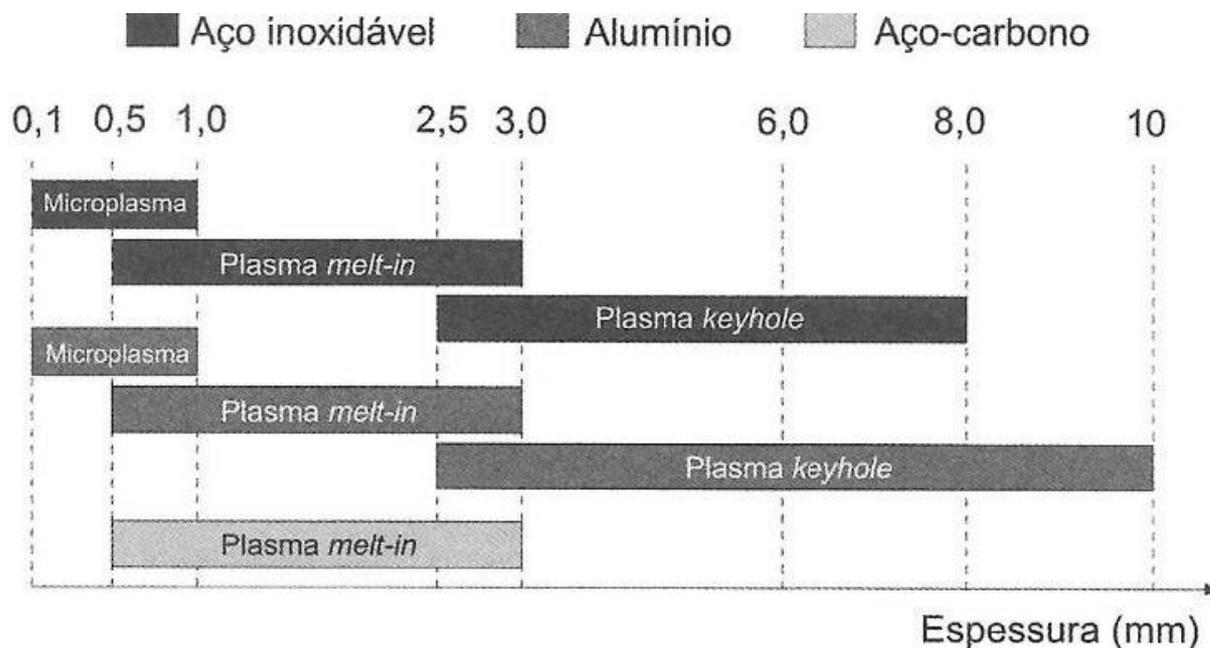
FIGURA 16 – FORMA ESQUEMÁTICA DOS MODOS DE OPERAÇÃO DE SOLDAGEM PAW



Fonte: REIS; SCOTTI (2007)

O que determina quais modos de operação deve-se usar é basicamente, a espessura da peça que será soldada e o material desta. A Figura 17 mostra os materiais e em quais faixas de espessura cada modo de operação é recomendado (REIS; SCOTTI, 2007).

FIGURA 17 - FAIXAS DE APLICAÇÃO DOS MODOS OPERACIONAIS EM FUNÇÃO DA ESPESSURA E MATERIAL BASE

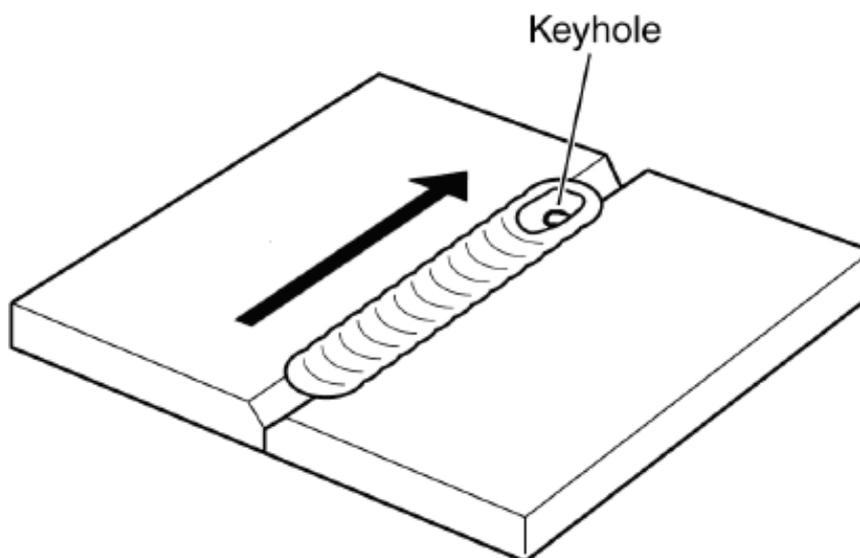


Fonte: REIS; SCOTTI (2007)

Os modos de soldagem estão relacionados à faixa característica de corrente e aplicações, da seguinte forma:

- Modo Micro plasma (0,1–15 A): O arco concentrado permanece estável até uma corrente mínima de cerca de 0,1 A, o que possibilita seu uso na soldagem de peças de baixa espessura (até cerca de 0,1 mm). Por esse motivo, o micro plasma é atraente para, por exemplo, a indústria aeroespacial (WEMAN, 2012).
- Modo *melt-in* (15–100 A): Nesta faixa de corrente é um método que concorre diretamente com a soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*). É adequado à operação manual ou mecanizada, sendo empregado na indústria automotiva para a união de chapas finas, com baixa distorção. Outro exemplo de aplicação é a soldagem de tubulações do setor de bebidas e alimentos (WEMAN, 2012).
- Modo *keyhole* (> 100 A): Esse tipo de soldagem a plasma recebe o nome de “*keyhole*” (buraco de fechadura) que é produzido quando as bordas da junta em uma solda topo são derretidas à medida que o jato de plasma as atravessa. À medida que o jato é movido para frente, o metal fundido é pressionado para trás, preenchendo a junta (WEMAN, 2012). A Figura 18 mostra como se comporta a soldagem PAW em modo de operação *keyhole*.

FIGURA 18 - SOLDAGEM PAW EM MODO DE OPERAÇÃO KEYHOLE



Fonte: WEMAN (2012)

2.7 FADIGA DE UNIÕES SOLDADAS

Tratando-se de fadiga de uniões soldadas, é necessário ressaltar problemas relacionados à presença de vários defeitos e descontinuidades, bem como o elevado nível de tensões residuais e o fator de concentração de tensões associado às margens de face e de raiz dos cordões, que necessariamente conduzem à classificação das uniões soldadas como pontos críticos de qualquer estrutura. Adicionalmente, a região afetada pelo processo de soldagem compreende zonas com microestruturas e comportamentos mecânicos distintos. Esse conjunto de fatores, intrínsecos ao processo de soldagem, motivou o desenvolvimento de códigos dedicados em estabelecer níveis de aceitabilidade de defeitos (ZERBST *et al.*, 2014). Como exemplo para tais, cita-se as normas ISO 6520-1 (2007) e BS 7910 (2019).

Tais características explicam porque o desempenho em fadiga das juntas soldadas tem sido motivo de preocupação desde os primórdios do emprego dos processos de soldagem em larga escala pelas indústrias. Por outro lado, devido à relevância desses processos na união de peças mecânicas, extensos programas experimentais têm sido conduzidos, com o intuito de obter parâmetros de desempenho e modelos de análise (MADDOX, 2003, 2014).

De forma geral, o desempenho em fadiga de um detalhe estrutural soldado

está relacionado aos seguintes aspectos: i) nível e direção das cargas atuantes sobre a união, ii) severidade dos defeitos presentes nos cordões (intrusões e trincas na margem são marcadamente importantes), iii) geometria global do detalhe estrutural, iv) geometria local do cordão (irregularidades de superfície, respingos, mordeduras e, especialmente, o fator de concentração de tensões associado às margens do cordão), v) forma e valor de pico do campo de tensões residuais, vi) presença de zonas específicas, dentro da região afetada pelo processo de soldagem, com propriedades mecânicas inferiores (DA SILVA *et al.*, 2019; MISHCHENKO; SCOTTI, 2018).

A combinação das probabilidades associadas a cada um desses aspectos é responsável por uma elevada dispersão de resultados em testes de fadiga. A fim de propiciar um processo de dimensionamento robusto, os códigos relacionados às estruturas de engenharia contêm diagramas S-N (resistência x número de ciclos) que representam uma banda inferior de desempenho, usualmente da ordem de 95% de probabilidade de sobrevivência, dos detalhes estruturais mais comuns. Os programas que geraram esses diagramas S-N envolvem o conjunto de materiais, de processos a arco elétrico e de parâmetros de soldagem que representam a maior parte dos casos em estruturas. Exemplos de códigos que englobam o dimensionamento por critério de fadiga são as normas AWS D1.1 (2010) e Eurocode EN 1990 (2002) e EN 1993-1-9 (2003), além de haver as recomendações do IIW (*International Institute of Welding*), que também são referências de projeto bastante conhecidas (HOBACHER, 2016).

O comportamento multifatorial das uniões soldadas, por outro lado, tem um aspecto positivo, qual seja: notáveis incrementos de desempenho em fadiga podem ser obtidos de variadas formas. Contudo, a discriminação exata da alternativa mais efetiva não é trivial. Além disso, alguns dos aspectos anteriormente apresentados não são facilmente manipuláveis no sentido de produzir o resultado almejado (DA SILVA *et al.*, 2019).

Diante desse cenário complexo, alguns problemas são abordados de forma bastante simples e efetiva. Um exemplo, já anteriormente citado, é a adoção de níveis de aceitabilidade de defeitos e descontinuidades na união. Um segundo exemplo diz respeito às propriedades mecânicas dos materiais estruturais recomendados pelas normas. A microestrutura ferrítica-perlítica ou, eventualmente, bainítica dos aços estruturais confere elevada tenacidade à fratura e capacidade de encruamento. Em outras palavras, mesmo que apresentem composições químicas diversas e sejam

fabricadas por processos metalúrgicos distintos, as famílias de aços estruturais prescritas pelos códigos têm valor de tenacidade à fratura e capacidade de encruamento semelhante. Tal capacidade permite, por exemplo, a atenuação das tensões residuais quando da aplicação dos primeiros ciclos de carga, momento em que deformações plásticas localizadas ocorrem. Portanto, um problema aparentemente grave, representado pelas tensões residuais, é confrontado por meio do emprego de materiais tolerantes a sua presença.

Portanto, num resumo, a delimitação por norma dos procedimentos e dos materiais empregados em juntas estruturais soldadas permitiu gerar modelos de análise baseados no fato de que o dano de fadiga é governado preponderantemente pelas tensões atuantes na ponta da trinca. Esta tensão, por sua vez, é função da tensão nominal atuante e do tamanho (mais especificamente, da profundidade) da trinca. Assim, o baixo desempenho em fadiga das uniões soldadas se deve preponderantemente à presença de um fator de concentração de tensões geométrico associado às margens do cordão (na face ou na raiz), em conjunto com a presença, nessa mesma região, de microtrincas decorrentes do processo de soldagem. Tais microtrincas são de difícil detecção por processos convencionais de inspeção e, de maneira geral, ocasionam a supressão do período de nucleação. Em peças não soldadas, tal período de nucleação pode representar mais de 70% da vida do componente (HICKS, 1999; LASSEN, 1990; LASSEN; RECHO, 2013).

Por outro lado, o material de base empregado no presente trabalho apresenta comportamento antagônico em relação aos aços estruturais compreendidos pelas normas anteriormente citadas. Contudo, tal fato não impede o emprego dos mesmos procedimentos experimentais adotados por essas sociedades normativas na avaliação do desempenho em fadiga.

2.7.1 CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES E DEFEITOS DAS UNIÕES SOLDADAS

As uniões soldadas, via de regra, estão localizadas em regiões da estrutura nas quais o fluxo das forças sofre alteração ou restrição. Por conseguinte, há um fator de concentração de tensões associado à própria forma geométrica global da união. Já numa escala reduzida ao cordão, defeitos como a forma irregular do reforço, a presença de mordeduras e a falta de penetração na raiz, dentre outros, ocasionam a ampliação do fator de concentração de tensões. Numa escala um pouco menor,

observável por meio de lupa ou por exames não destrutivos relativamente simples, são observados defeitos comuns nas juntas soldadas: vazios, porosidades, inclusões de escória e trincas de solidificação, de falta de fusão ou decoesão lamelar (ZERBST *et al.*, 2014, 2019). Por fim, sob o ponto de vista metalúrgico, observa-se que as juntas soldadas representam uma região de descontinuidade, a qual compreendendo quatro zonas: i) Metal de Solda, ii) ZAC de grãos grosseiros, iii) ZAC de grãos finos e iv) Metal Base.

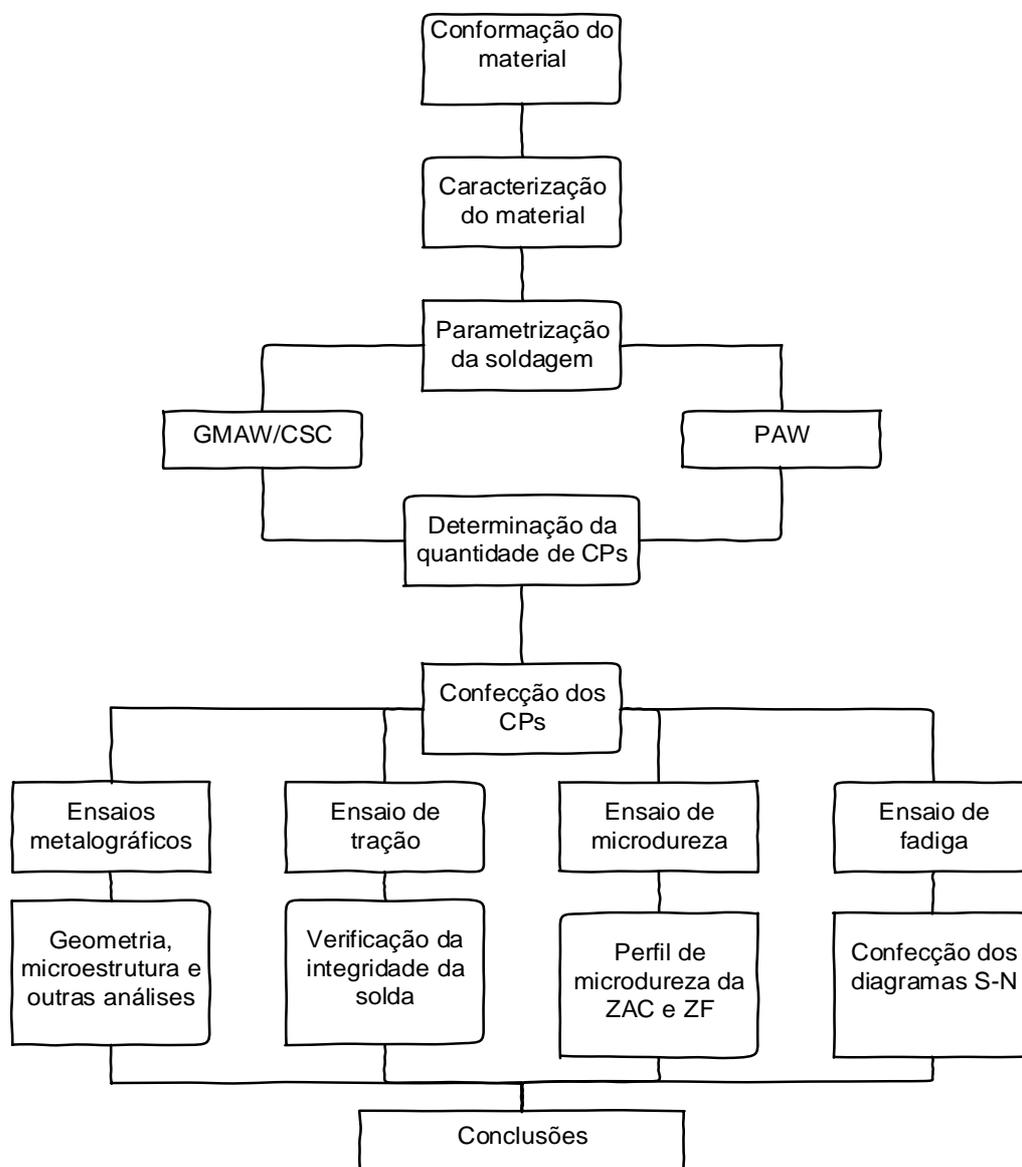
Os defeitos existentes em juntas soldadas, sob o ponto de vista de integridade mecânica são classificados pela ISO 5817 (2014)

Processos não destrutivos de inspeção comuns (líquidos penetrantes, ultrassom e partículas magnéticas) podem detectar defeitos com dimensões da ordem de décimos de milímetros. Porém, muitos defeitos apresentam dimensões, posição ou orientação que os tornam imunes à caracterização por esses métodos de inspeção. Isso é de grande importância no caso específico das microtrincas localizadas em pontos de elevada tensão na peça (HICKS, 1999).

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Este capítulo descreve as atividades relacionadas ao planejamento e execução dos ensaios, assim como os materiais e equipamentos usados. Os testes foram realizados nos laboratórios do Grupo de Estudos em Fabricação e Materiais (GEFMat) da Universidade Federal do Rio Grande – FURG e na empresa Bruning Tecnometal Ltda de Panambi. Os resultados dos testes serão apresentados em seção posterior. A metodologia organizacional adotada foi dividida em etapas, sendo mostrada no organograma da Figura 19.

FIGURA 19 - ORGANOGRAMA DE TRABALHO.



3.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE

A caracterização do aço 22MnB5 + NbMo, utilizado como metal base (MB), consiste na análise da composição química e no levantamento de propriedades mecânicas. Cabe salientar que os aços ao boro, após processados, apresentam resistência mecânica muito superior ao encontrado em materiais estruturais comuns, de estrutura ferrítico-perlítica (eventualmente bainítica). Em contrapartida, peças ultra-resistentes habitualmente apresentam tenacidade muito baixa e, por conseguinte, elevada sensibilidade à presença de entalhes e de trincas. A baixa capacidade de sofrer deformação plástica (o que representa um mecanismo de dissipação de energia), bem como a elevada dureza e resistência mecânica dos aços ao boro conformados e temperados, afastam esse material do campo abrangido pelas normas de estruturas de engenharia. Num resumo, a comparação direta do comportamento mecânico de um aço ao boro (conformado e temperado) com aquele esperado para um aço estrutural é inapropriada.

Para a averiguação da composição química, foi realizada espectrometria de emissão óptica com o equipamento da marca Oxford, modelo Foundry-Master Pro. Foram realizadas três medições e, portanto, o resultado apresentado corresponde à média dos dados obtidos.

3.2 PROCEDIMENTO PARA SOLDAGEM PELO PROCESSO GAS METAL ARC WELDING/CONTROLLED SHORT CIRCUIT (GMAW/CSC)

3.2.1 ARAME ELETRODO E GÁS DE PROTEÇÃO

O arame-eletrodo sólido empregado, de nome comercial OK AristoRod 89 da fabricante ESAB, é classificado pela norma AWS A5.28(2005) como ER120S-G. Tal arame-eletrodo apresentava diâmetro de 1,0 mm. O gás de proteção utilizado foi uma mistura de 75% de argônio (Ar) e 25% de dióxido de carbono (CO₂), usualmente conhecido no meio industrial como C25.

As propriedades mecânicas do arame em tração, na condição “depositado”, são mostradas na Tabela 1. Tais dados são reportados pelo fornecedor. As mesmas observações se aplicam aos dados do ensaio Charpy mostrados na Tabela 2.

TABELA 1 - PROPRIEDADES MECÂNICAS - ENSAIO DE TRAÇÃO DO ARAME.

Alongamento (%)	Limite de escoamento (MPa)	Resistência à tração (MPa)
18	920	940

Fonte: Adaptado de ESAB Catálogo (2019).

TABELA 2 – DADOS DO ENSAIO CHARPY DO ARAME.

Temperatura do teste (°C)	Valor de impacto (J)
-40	47

Fonte: Adaptado de ESAB Catálogo (2019).

Devido às elevadas propriedades mecânicas, tanto em solicitações de tração, como de impacto, o arame ER120S-G é empregado na soldagem GMAW de peças críticas (ESAB Catálogo, 2019). Consiste basicamente em um aço de baixa liga, cujos principais elementos são cromo, níquel e molibdênio. Os teores dos principais elementos de adição são mostrados na Tabela 3.

TABELA 3 - TEOR DOS ELEMENTOS DE LIGA EM PORCENTAGEM DE PESO DO ARAME.

Mn (%)	Mo (%)	C (%)	Si (%)	Ni (%)	Cr (%)
1,75	0,533	0,081 %	0,80 %	2,22 %	0,41 %

Fonte: Adaptado de ESAB Catálogo (2019).

3.2.2 PARAMETRIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW

Contrariamente aos materiais estruturais compreendidos em normas como a AWS D1.1(2010), o aço 22MnB5 não apresenta procedimento pré-qualificado. Por esse motivo, o levantamento dos parâmetros de processo foi realizado por meio de experimentos, acompanhados da avaliação qualitativa dos cordões, inicialmente de forma visual e, posteriormente, por meio de macrografias de seções das juntas. De qualquer forma, algumas informações da AWS D1.1(2010) foram úteis, como a abertura da junta, por exemplo.

Como os processos de soldagem envolvem a especificação de vários parâmetros, houve necessidade de fixar alguns, regulando os demais. Pela experiência adquirida em trabalhos anteriores, como o de Da Silva *et al.* (2019), os parâmetros DBCP (Distância Bico de Contato/Peça), vazão do gás de proteção e abertura da raiz foram fixados. Os valores adotados para tais parâmetros são

mostrados na Tabela 4.

TABELA 4 - PARÂMETROS FIXOS DO PROCESSO GMAW

DBCP (mm)	Vazão gás (l/min)	Abertura da raiz (mm)
12	16	1,4±0,1

A fonte da marca Lincoln Electric e modelo Power Wave 455M/STT apresenta algoritmos implementados pelo fabricante. O programa número 119 permite que o operador especifique manualmente a velocidade de alimentação do arame e um valor de referência para o comprimento do arco elétrico. A partir desses parâmetros, a tensão e a corrente são calculadas automaticamente. A velocidade de soldagem foi programada diretamente no robô de soldagem modelo HP-20, da marca Motoman, com capacidade de carga de 20 kg.

Os valores médios de tensão e de corrente são obtidos a partir da leitura dos dados do sistema de aquisição, que consiste em um microcomputador ligado a uma placa de aquisição, responsável pela coleta dos sinais de tensão e corrente. A placa de aquisição utilizada foi da marca National Instruments e modelo NI USB – 6009. A taxa de aquisição utilizada foi de 5 kHz durante 5 s após a estabilização da soldagem.

Para a coleta dos dados de tensão, foi colocado um receptor na tocha de soldagem, que capta o sinal elétrico de tensão do arco e o direciona para a placa condicionadora, que é ligada à placa de aquisição de dados. Essa última placa envia o sinal por meio de conexão USB para um microcomputador que possibilita a leitura e gravação dos dados com o auxílio do programa LabView. A programação neste software foi implementada pelos integrantes do LaPES (Laboratório de Pesquisa em Engenharia de Soldagem).

Já na coleta de dados de corrente, foi usado um sensor de efeito Hall, posicionado no cabo terra da fonte de soldagem. O sensor envia um sinal de tensão, proporcional à corrente, para a mesma placa condicionadora de sinal mencionada anteriormente.

Todos os parâmetros que foram variados ao longo dos testes, bem como os fornecidos pelo sistema de aquisição, são mostrados na Tabela 5. A última coluna desta tabela fornece, de forma concisa e qualitativa, o resultado da respectiva

parametrização.

TABELA 5 - PARÂMETROS UTILIZADOS DE ACORDO COM CADA TESTE (GMAW)

Teste	V _{alim} (m/min)	TRIM	V _{sol} (cm/min)	T _{méd} (V)	C _{méd} (A)	Resultado
1	3,5	0,9	28	16,4	72,6	Falta de penetração Falta de fusão Trincas de resfriamento
2	3,5	1,2	28	16,7	83,7	Falta de penetração Falta de fusão Trincas de resfriamento
3	4,5	1,5	28	17,5	101,9	Falta de fusão Reforço irregular (face)
4	4,2	1,5	25	17,3	99,6	Falta de fusão Reforço irregular (face)
5	4,2	1,5	22	17,4	100,9	Reforço irregular (raiz)
6	4,0	1,5	23	17,4	95,3	Reforço irregular (raiz)
7	3,5	1,4	23	16,8	86,0	Reforço irregular (raiz)
8	3,5	1,5	23	17,0	89,0	Reforço irregular (raiz)
9	3,0	1,5	23	17,5	81,0	Junta considerada adequada

Siglas: V_{alim} = velocidade de alimentação

TRIM = regulagem do comprimento do arco elétrico

V_{sol} = velocidade de soldagem

T_{méd} = tensão média

C_{méd} = corrente média

3.3 PROCEDIMENTO PARA SOLDAGEM PELO PROCESSO *PLASMA ARC WELDING* (PAW)

3.3.1 EQUIPAMENTOS, CONSUMÍVEIS E MODOS OPERACIONAIS

Empregou-se a fonte de marca IMC e modelo DigiPLUS A7, na qual era programada a corrente de soldagem para cada teste até a obtenção da junta considerada ideal. A velocidade de soldagem foi programada diretamente no robô de soldagem modelo HP-20 da marca Motoman.

A solda PAW foi realizada de forma autógena, portanto, não se fez uso de um metal de adição. Já que em para solda de pequenas espessuras é incomum o uso de metal de adição para o este processo. Com relação ao eletrodo de tungstênio (W), foi empregada afiação de ponta em 30°. Esse eletrodo foi disposto com recuo de 1 mm em relação ao bocal constritor. Para os gases de proteção e plasma foi utilizado o argônio puro.

O modo operacional utilizado inicialmente foi o *keyhole*, no entanto, com a evolução dos testes de parametrização, observou-se grande dificuldade de estabilização do processo. Por isso, houve uma migração para o modo operacional *melt-in*, o qual foi mantido na soldagem de todas as placas de teste. Contudo, houve algumas dificuldades decorrentes do fato de que a espessura de 3 mm representa um valor intermediário entre chapas finas (nas quais o modo operacional *melt-in* é recomendado) e grossas (em que o modo operacional *keyhole* é mais adequado).

Assim como já afirmado anteriormente neste trabalho, não existe procedimento pré-qualificado para o aço 22MnB5 utilizado como metal base. Portanto, foi utilizada a técnica de levantamento dos parâmetros de processo por meio de experimentos, acompanhados da avaliação qualitativa dos cordões, inicialmente de forma visual e, posteriormente, por meio de macrográfiyas de seções das juntas, assim como feito no processo GMAW e já descrito anteriormente.

3.3.2 PARAMETRIZAÇÃO DO PROCESSO DE SOLDAGEM PAW

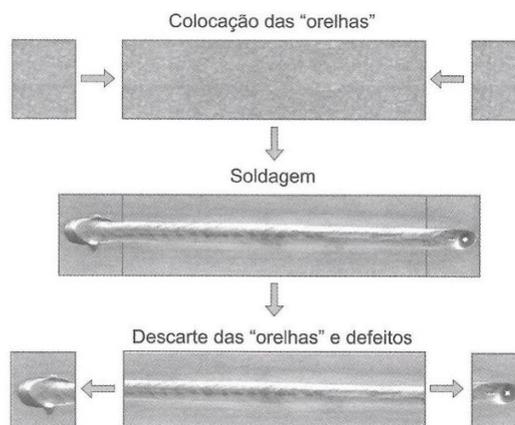
Como no processo anterior, para a especificação dos parâmetros de soldagem, houve necessidade de fixar alguns, regulando os demais. Os parâmetros mantidos constantes foram o DBCP, a vazão do gás de proteção e a vazão do gás de plasma e os valores foram baseados nas orientações de REIS; SCOTTI (2007). Os valores adotados para tais parâmetros são mostrados na Tabela 6.

TABELA 6 - PARÂMETROS FIXOS DO PROCESSO PAW

DTP (mm)	Vazão gás (l/min)	Vazão gás de plasma (l/min)
6	12	3

Na junta PAW não foi empregada abertura de raiz ou qualquer tipo de chanfro. Além disso, foram instaladas pequenas chapas de sacrifício (orelhas) nas extremidades do percurso de soldagem, de forma que a abertura e o fechamento do arco pudessem ocorrer sobre elas. O defeito mais comum na abertura e fechamento do arco é a formação de cratera. O uso das orelhas permite, portanto, o descarte das regiões terminais do cordão. A Figura 20 esquematiza a utilização das orelhas para a soldagem PAW.

FIGURA 20 - UTILIZAÇÃO DE ORELHAS NA SOLDAGEM PAW



Fonte: REIS; SCOTTI (2007).

Não foi utilizado sistema de aquisição para tensão e corrente como feito no processo GMAW, pois neste caso a regulagem se dá diretamente na fonte. Os parâmetros que foram variados ao longo dos testes são mostrados na Tabela 7. A última coluna desta tabela fornece, de forma concisa e qualitativa, o resultado da respectiva parametrização.

TABELA 7 - PARÂMETROS UTILIZADOS DE ACORDO COM CADA TESTE (PAW)

Teste	Passe	V_{sol} (cm/min)	C (A)	Resultado
1	1	12	-140	Perfuração do cordão
	2	-	-	
2	1	12	-130	Perfuração do cordão
	2	-	-	
3	1	12	-110	Falta de penetração
	2	-	-	
4	1	12	-110	Falta de penetração localizadas
	2	-	-	
5	1	12	-90	Irregularidades (face)
	2	12	-90	
6	1	12	-90	Irregularidades (face)
	2	12	-70	
7	1	12	-90	Passe 2 não estabilizou
	2	12	-40	
8	1	12	-90	Irregularidades (face)
	2	12	-60	
9	1	12	-90	Irregularidades (face)
	2	12	-50	
10	1	12	-90	Irregularidades (face)
	2	15	-60	
11	1	12	-80	Junta considerada adequada
	2	7	-70	

3.4 ENSAIOS METALOGRAFICOS

Nesta seção serão especificadas os materiais e metodologias utilizadas para os ensaios com uso de microscópio óptico (MO) e microscópio eletrônico de varredura (MEV).

3.4.1 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS DOS ENSAIOS METALOGRAFICOS

Para revelação da microestrutura, efetuou-se a limpeza, polimento e ataque químico da superfície das amostras destinadas aos ensaios de microdureza e análises micrográficas em MO e MEV, bem como para as macrografias (aumento máximo de 50 vezes). As preparações metalográficas começaram pelo corte da amostra a ser analisada, com o uso de cortadeira metalográfica da marca *Buhler* modelo Delta Abrasimet, com disco de corte composto de óxido de alumínio. A operação foi refrigerada por meio de fluido de corte, com intuito de evitar qualquer aporte térmico que poderia vir a mascarar algum detalhe importante da estrutura.

As amostras designadas para micrografia foram embutidas em baquelite (resina termorrígida), por meio da prensa metalográfica da marca *Buheler*, modelo Simplimet 2. Nessa máquina, a pressão e o calor ocasionam a polimerização. Para ensaios como de microdureza não houve a necessidade de embutimento.

O processo de lixamento foi realizado manualmente com o auxílio de suportes com lixas d'água de granulometria na seguinte sequência 100, 240, 320, 400, 600 e 1200, girando-se a amostra 90° a cada troca de lixa. Após o lixamento, as amostras sofreram um último processo de acabamento, em politriz metalográfica com gotejamento do abrasivo alumina (óxido de alumínio).

Para as análises micrográficas e macrográficas foram feitos ataques com agente reativo Nital 3% (mistura de 97% de álcool etílico com 3% de ácido nítrico), por 10 segundos, com o objetivo de revelar a microestrutura.

3.4.2 EQUIPAMENTOS UTILIZADOS PARA ANÁLISES METALOGRAFICAS

As macrografias foram realizadas em microscópio ótico de luz refletida ou por meio de câmera fotográfica de alta resolução. Para composição e tratamento das imagens, foram usados os softwares Adobe Photoshop CC 2018 e ImageJ.

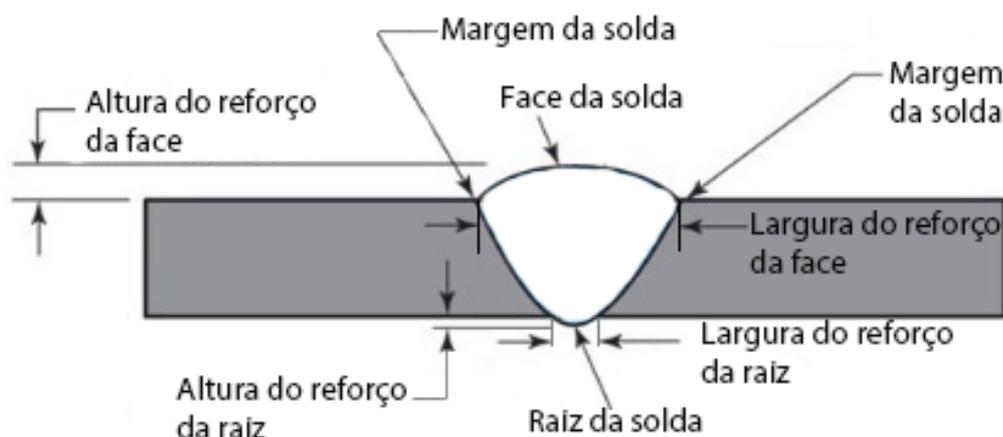
Em nível microscópico foi utilizado um microscópio ótico de luz refletida com

sistema de análise de imagens da marca Olympus, modelo GX 51S, que permitiu visualizar e captar as imagens com aumentos de até 1000 vezes. Foi utilizado também um Microscópio Eletrônico de Varredura, em modo alto e baixo vácuo, da marca Jeol e modelo JSM - 6610LV, com microssonda de EDS (espectrometria por energia dispersiva), do Centro de Microscopia Eletrônica da Zona Sul (CEME-SUL).

3.5 MEDIÇÕES GEOMÉTRICAS DAS UNIÕES SOLDADAS

A geometria dos cordões e filetes de solda tem forte influência no comportamento mecânico da junta, quer seja em solicitações estáticas ou variáveis. Por esse motivo, foram realizadas medições geométricas das juntas obtidas pelos dois processos em estudo: GMAW e PAW. As dimensões mensuradas foram a largura e a altura do reforço, tanto pelo lado da face quanto pelo lado da raiz. A Figura 21 apresenta os parâmetros de interesse e a nomenclatura empregada.

FIGURA 21 – PARÂMETROS GEOMÉTRICOS E NOMENCLATURA DO CORDÃO



As medições foram feitas sobre imagens macrográficas, com o auxílio do software ImageJ. Porém, como o processo de medição implica em criar manualmente, no ambiente do software, as linhas de tangência sobre as faces do cordão e da peça, os resultados obtidos são meramente qualitativos. Para complementar, também foram realizadas medições do reforço com paquímetro digital de resolução 0,01 mm. Ao todo foram feitas 15 medições de juntas para cada processo de soldagem aqui estudados. Ressalta-se que os dados geométricos, a serem apresentados em seção posterior, não têm o intuito de descrever a geometria local dos cordões com elevada

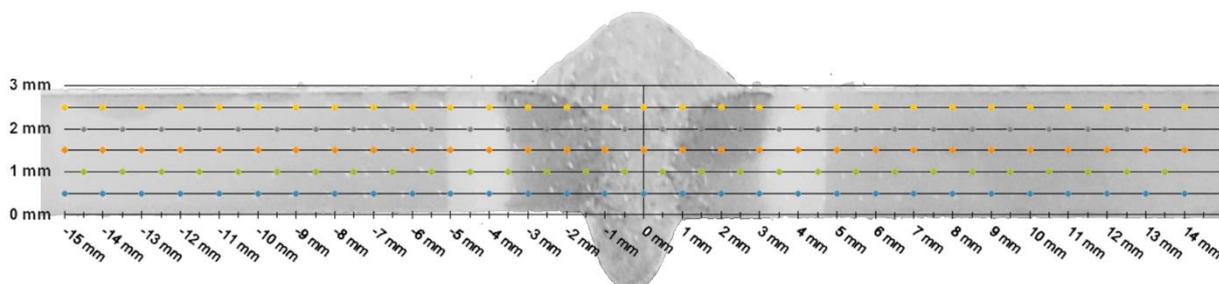
exatidão, mas permitem avaliação comparativa das geometrias obtidas por processos e parâmetros de soldagem diferentes.

Foram feitos também escaneamento das topografias das uniões GMAW e PAW por *scanner laser* no Laboratório de Design e Seleção de Materiais (LDSM) da Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS), com objetivo de mostrar os defeitos superficiais e as topografias das uniões.

3.6 ENSAIO DE MICRODUREZA

As medições de dureza seguiram as normas ISO 9015-2 (2016) e ASTM E387 (2017), tendo sido realizadas por meio de um microdurômetro da marca *Shimadzu*, com penetrador Vickers. Aplicou-se uma carga de aproximadamente 4,9 N (HV 0,5) durante um tempo de 10 segundos. A distância entre pontos foi de 0,5 mm, mesmo valor do espaçamento entre linhas de medição. A Figura 22 mostra a disposição geral dos pontos analisados, os quais cobrem o metal de base e toda a região afetada pela soldagem. A junta observada nesta imagem foi obtida pelo processo GMAW-SCC.

FIGURA 22 - PONTOS DE MEDIÇÃO DE MICRODUREZA VICKERS



3.7 ENSAIO TÉRMICO DAS SOLDAS

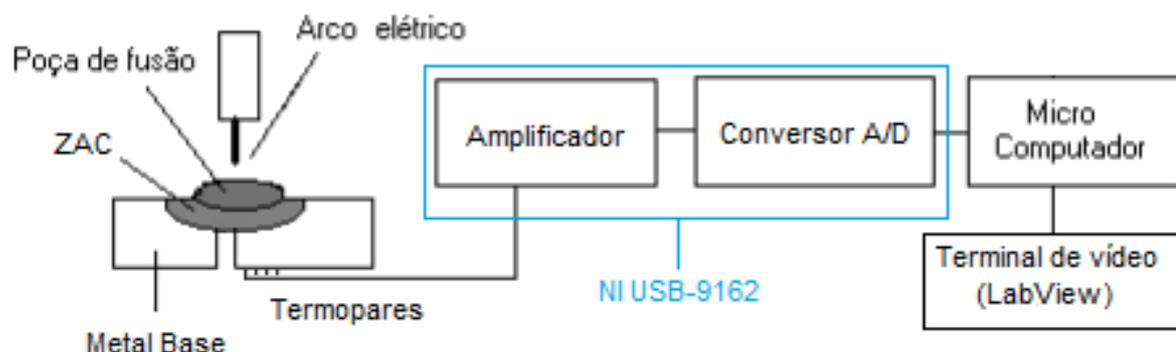
As primeiras análises macrográficas das juntas imediatamente revelaram a presença de uma zona de coloração e localização atípicas em uniões soldadas. Tal fato suscitou a necessidade da realização de um procedimento de medição da temperatura atingida, durante o processo, naquela região específica e arredores. Tal atividade causou importante desvio no fluxo de trabalho inicialmente estabelecido.

Para tomada dos dados de temperatura, foi utilizado um sistema de medição composto por termopares tipo K (Níquel-Cromo (+) vs. Níquel-Alumínio (-)) e uma placa condicionadora de sinais da Marca National Instruments, modelo NI USB-9162.

Os sinais foram enviados por meio de conexão USB para um microcomputador que possibilitava a leitura e gravação dos dados com o programa LabView.

Foram instalados 4 termopares em cada medição, dispostos em diferentes distâncias, no lado oposto à face que sofria o aporte térmico do processo. Foram efetuadas medições em 8 placas soldadas. Foram descartados todos os dados que apresentaram desvio comportamental em relação à curva de aquecimento e resfriamento típica do processo. Tais anomalias ocorreram quando algum termopar se desprendeu, devido ao próprio calor proveniente da soldagem. A fixação dos termopares foi feita por meio de solda por percussão. O desenho esquemático da medição das temperaturas de soldagem é mostrado na Figura 23.

FIGURA 23 - DESENHO ESQUEMÁTICO DAS MEDIÇÕES DE TEMPERATURAS



3.8 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração foram realizados com o objetivo de verificar as propriedades mecânicas do metal de base e a integridade das juntas soldadas, bem como avaliar a influência destas juntas no comportamento sob tensão estática.

Os corpos de prova foram fabricados com base na Norma ISO 4136 (2013). Contudo, a largura da região de teste (pescoço) não atendeu à norma, devido à limitação de tamanho das placas soldadas. Foram retirados os reforços dos corpos de prova de soldagem GMAW. No caso da soldagem PAW, não houve necessidade de retirada de reforço, por se tratar de processo autógeno.

Tendo em vista que os corpos de prova eram de pequena dimensão, os extensômetros (*strain gauges*) disponíveis no LaPES e em outros laboratórios da FURG não eram compatíveis. Por esse motivo, os ensaios de tração das soldas foram realizados no laboratório CREMAT da Universidade Regional do Noroeste do Estado

do Rio Grande do Sul – UNIJUÍ. As dimensões dos corpos de prova são mostradas nas Figura 24 e 25. O corte lateral, para obtenção do perfil em forma de gravata borboleta, foi realizado por eletroerosão a fio. Foram ensaiados 5 corpos de prova para cada processo de soldagem (GMAW e PAW).

FIGURA 24 - CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO DAS SOLDAGENS GMAW.

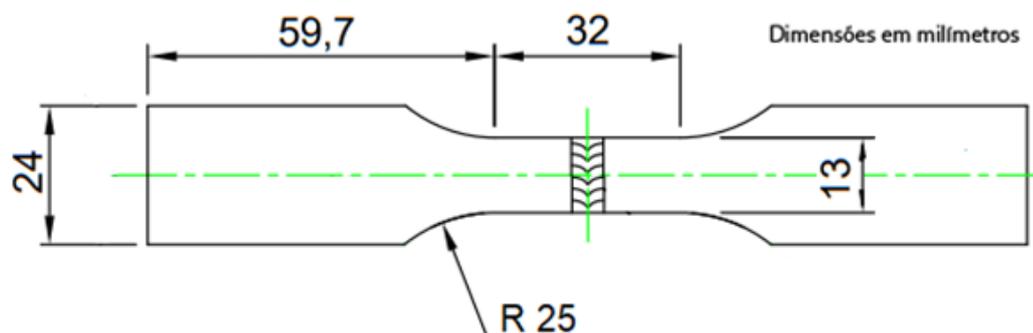
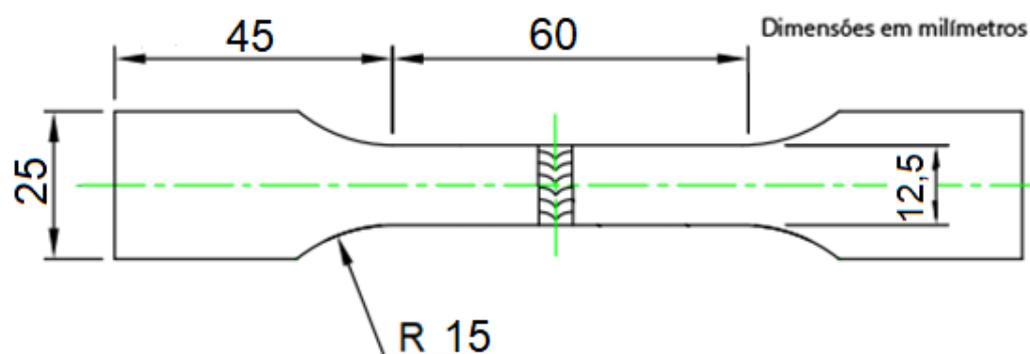


FIGURA 25 - CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO DAS SOLDAGENS PAW.



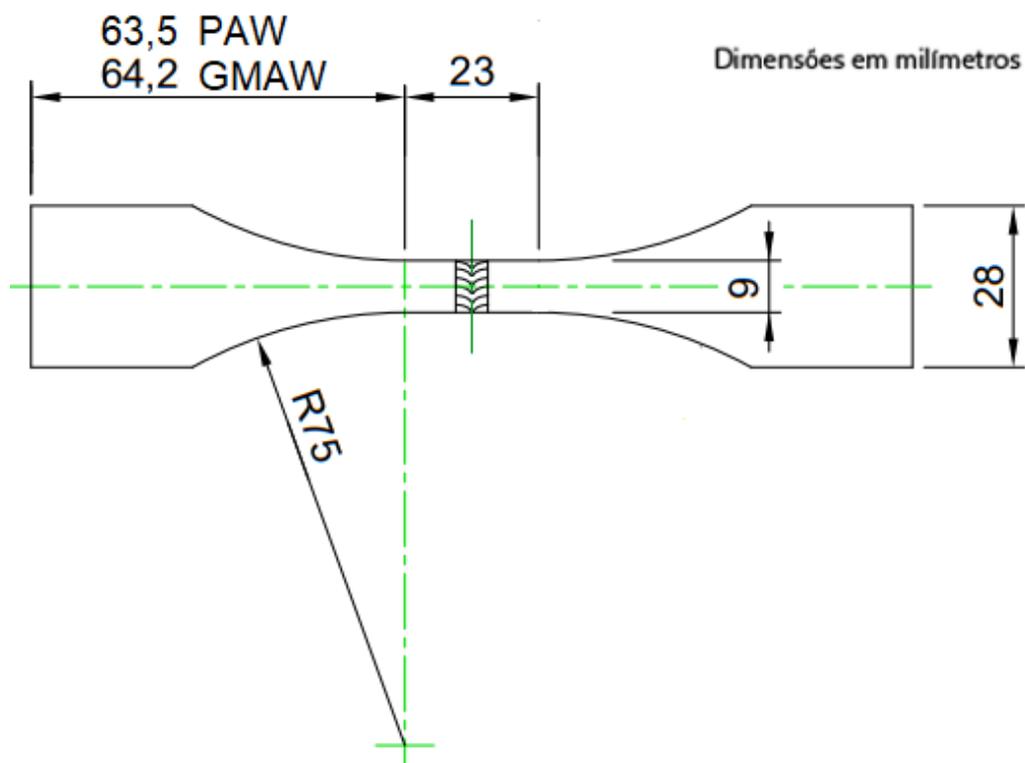
Os corpos de prova para ensaio de tração do metal base (anteriormente e após o processo de estampagem a quente) foram fabricados e testados pela empresa Bruning Tecnometal Ltda, de acordo com as normas vigentes que são seguidas pela empresa.

3.9 ENSAIO DE FADIGA

Os corpos de prova utilizados para o ensaio de fadiga foram confeccionados de acordo com a norma NBR ISO 6892-1, tendo orientação transversal à solda, como mostrado na Figura 26. O corte lateral, foi efetuado por eletro-erosão a fio. Por fim, para eliminação de rebarba e possíveis marcas de ferramenta, os corpos de prova

sofreram lixamento nas bordas da região de ensaios com lixa de granulometria 300, com lixamento no sentido longitudinal.

FIGURA 26 – CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE FADIGA.



Os diagramas de vida em fadiga S-N (tensão vs. número de ciclos) foram elaborados de acordo com a norma ASTM E739-10 (2015). A razão de cargas de tração aplicada foi de 10% ($R = F_{\text{mínima}}/F_{\text{máxima}} = 0,1$). Os corpos de prova cujo ensaio foi interrompido devido ao grande número de ciclos atingido (run-out), apesar de mostrados nos diagramas, não foram utilizados no equacionamento das curvas S-N. O mesmo procedimento foi adotado em relação aos corpos de prova que sofreram ruptura atípica, dentro da região de agarre (ao invés da região central de teste).

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 METALURGIA DAS UNIÕES SOLDADAS

Nesta seção são apresentados os resultados obtidos na análise da estrutura metalúrgica do metal de base e da região afetada pela soldagem. Os dados resultaram de espectrometria e avaliação de imagens de câmeras de alta resolução, microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura.

4.1.1 ESPECTROMETRIA DO METAL BASE

Os ensaios de espectrometria de emissão ótica evidenciaram baixo teor de carbono na superfície, devido à descarbonetação superficial ocorrida no processo de estampagem a quente. Os valores médios obtidos na superfície são mostrados na Tabela 8.

TABELA 8 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (PORCENTAGEM DE PESO) MEDIDA POR MEIO DE ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓTICA NA SUPERFÍCIE DO MB

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	Ti	B	N
0,07	0,22	1,26	0,0060	0,002	0,21	0,15	0,19	0,027	0,049	0,04	0,0008	0,0222
±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±
0,02	0,01	0,02	0,0002	0,000	0,00	0,00	0,14	0,000	0,003	0,00	0,0001	0,0186

Com o intuito de realizar o mesmo ensaio numa profundidade maior, foi realizado o lixamento da superfície, causando a retirada de material até uma profundidade de 300 µm. Os valores médios obtidos são mostrados na Tabela 9.

TABELA 9 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA (PORCENTAGEM DE PESO) MEDIDA POR MEIO DE ESPECTROMETRIA DE EMISSÃO ÓTICA DO MB (300 MM DE PROFUNDIDADE).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	Ti	B	N
0,22	0,22	1,22	0,0062	0,001	0,21	0,15	0,03	0,027	0,048	0,04	0,0012	0,0171
±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±	±
0,01	0,00	0,00	0,0001	0,000	0,00	0,00	0,00	0,000	0,000	0,00	0,0000	0,0010

Os valores reportados na Tabela 9 ficaram bastante próximos daqueles fornecidos pelo fabricante do aço, os quais são apresentados na Tabela 10.

TABELA 10 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DO MB FORNECIDO PELO FABRICANTE.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Nb	Ti	B	N
0,22	0,17	1,17	0,008	0,005	0,25	0,16	<0,1	0,014	0,047	0,03	0,0021	0,0057

4.1.2 ASPECTOS MACROESTRUTURAIS

Nas imagens macrográficas analisadas foi constatada uma região de coloração clara, atípica nas juntas soldadas de aços estruturais comuns. Com a intenção de diferenciar todas as zonas das uniões soldadas neste trabalho, foram atribuídas denominações para cada uma, de acordo com sua coloração: escura, cinzenta ou clara. Tais zonas são mostradas na Figura 27, correspondente a uma junta do processo GMAW, e na Figura 28, para a soldagem PAW.

FIGURA 27 - MACROGRÁFIA DA UNIÃO SOLDADA GMAW, COM AS ZONAS IDENTIFICADAS.

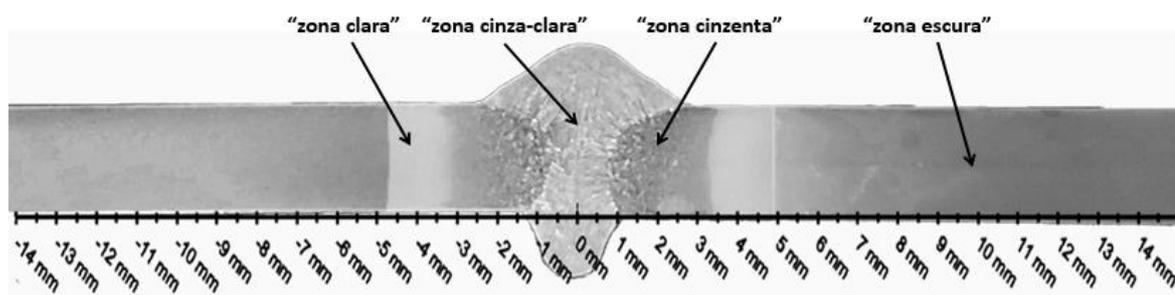
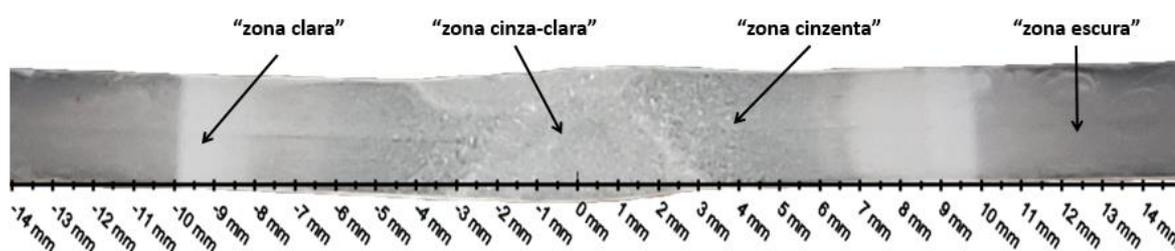


FIGURA 28 - MACROGRÁFIA DA UNIÃO SOLDADA PAW, COM AS ZONAS IDENTIFICADAS.



Cabe observar que essa nomenclatura, baseada em tonalidades, foi utilizada com o intuito de facilitar a discussão. Contudo, as imagens das Figura 27 e Figura 28 deixam claro que a zona cinza-clara representa a zona fundida (ZF), a zona cinzenta representa a zona afetada pelo calor (ZAC) próxima à zona fundida e a zona escura representa o metal de base (KOU, 2003; VILLANI; MODENESI; BRACARENSE, 2016). No entanto, a "zona clara" representa um fato novo, ainda não relatado nas bibliografias tradicionais e, por simplicidade, o termo zona clara acabou se

consolidando. A presença desta região motivou a realização dos ensaios de temperatura das uniões, algo que não estava previsto no escopo inicial do estudo.

4.1.3 ASPECTOS MICROESTRUTURAIS

4.1.3.1 *Microscopia ótica*

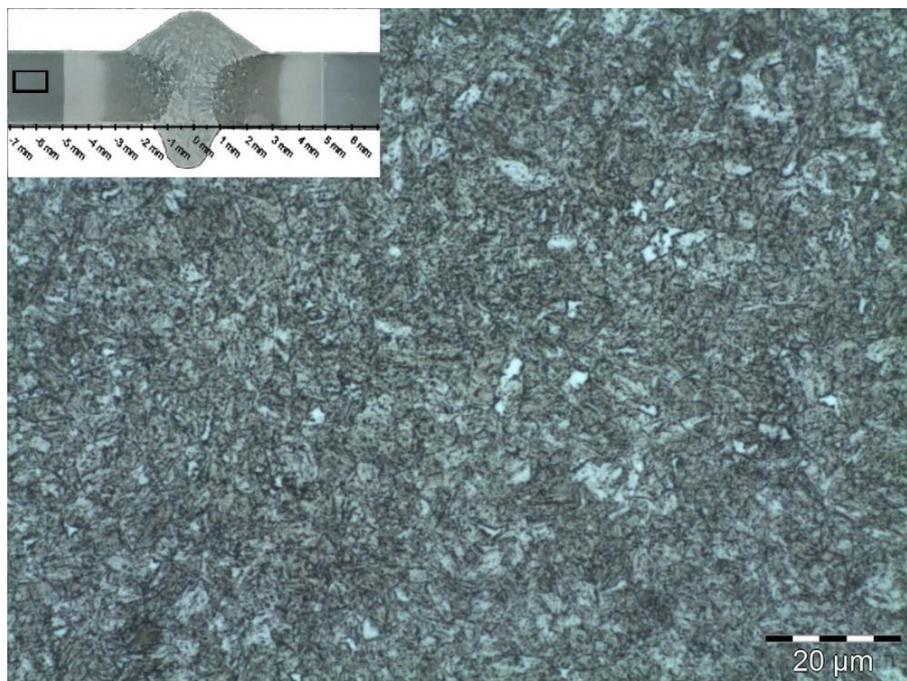
Uma imagem da descarbonetação superficial relatada na seção 4.1.1 é mostrada na Figura 29. A espessura desta camada foi medida por meio do software ImageJ, obtendo-se um resultado de profundidade na faixa de 50 a 90 μm .

FIGURA 29 - DESCARBONETAÇÃO NA SUPERFÍCIE EXTERNA DO MATERIAL APÓS A ESTAMPAGEM A QUENTE.



Na “zona escura” (no caso GMAW, localizada a uma distância entre 5,5 e 10 mm do centro da solda) não se verificou alteração de microestrutura com relação ao metal de base original. Tal fato indica que a linha mais externa da zona branca efetivamente representa a fronteira entre a região afetada e a não afetada pelo calor proveniente da soldagem. A estrutura, preponderantemente martensítica, porém, com pequenas ilhas de ferrita e perlita, é mostrada na Figura 30.

FIGURA 30 - MICROGRAFIA DO METAL DE BASE NA REGIÃO PRÓXIMA À ZONA AFETADA PELO PROCESSO GMAW.



Na “zona clara”, situada a uma distância entre 3,3 e 4,8 mm do centro da solda para o processo GMAW, verificou-se alteração significativa da microestrutura com relação ao metal de base. Como mostrado na Figura 31, houve formação de considerável quantidade de ferrita e perlita, acompanhado de pequeno crescimento no tamanho dos grãos (perceptível, porém muito sutil).

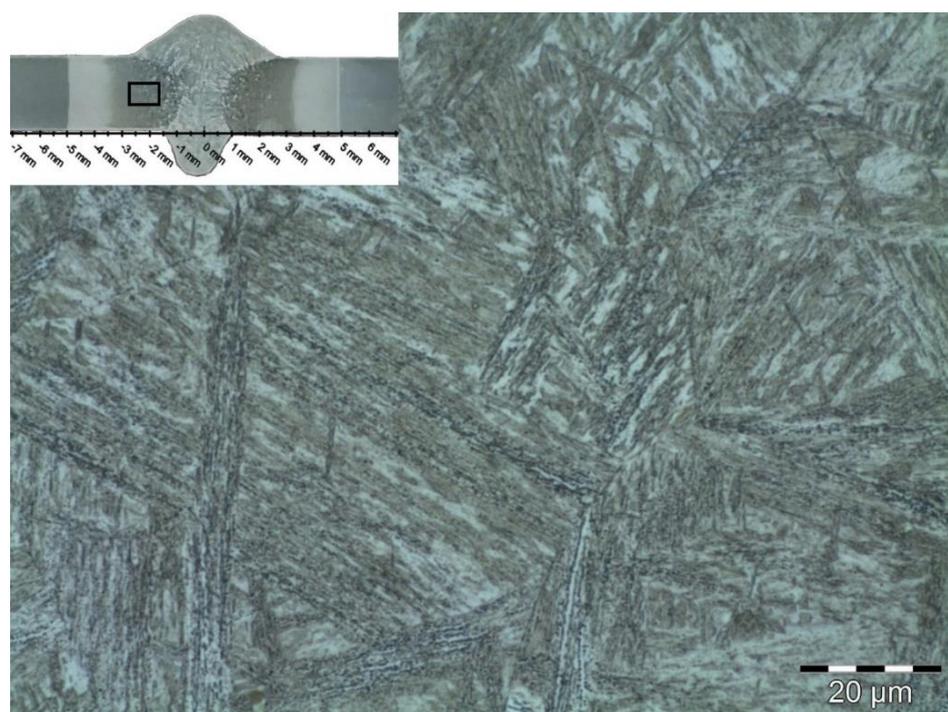
FIGURA 31 - MICROESTRUTURA DA ZONA CLARA DA JUNTA GMAW



A presença da estrutura ferrítico-perlítica, mesmo que mesclada com a martensita, pode conferir à região uma resistência mecânica inferior. Além disso, a tonalidade mais clara pode significar que houve uma migração do carbono para outras áreas.

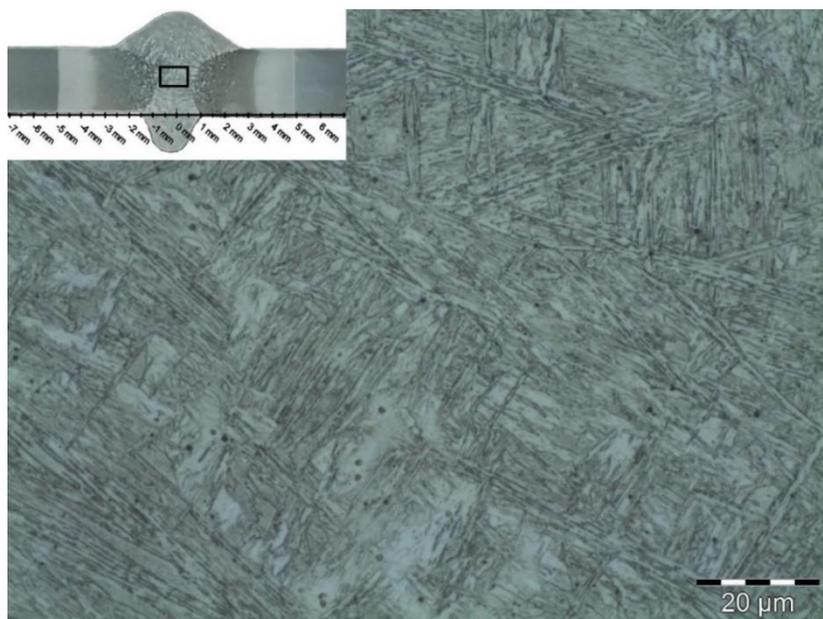
A “zona cinzenta”, que corresponde à ZAC, situa-se a uma distância entre 1 e 3,3 mm do centro da solda, no caso das juntas GMAW. Em tal região foram observadas várias faixas com diferentes tamanhos de grãos, sendo os grãos maiores aqueles mais próximos à linha de fusão. Novamente foram observadas alterações metalúrgicas com relação ao metal de base. A Figura 32 mostra uma microestrutura composta por bainita e martensita, com relevante quantidade de carbonetos nos contornos de grãos. Tal microestrutura é indício de que o carbono proveniente da “zona clara” acabou se concentrando nessa região.

FIGURA 32 – MICROESTRUTURADA ZAC GERADA NO PROCESSO GMAW.



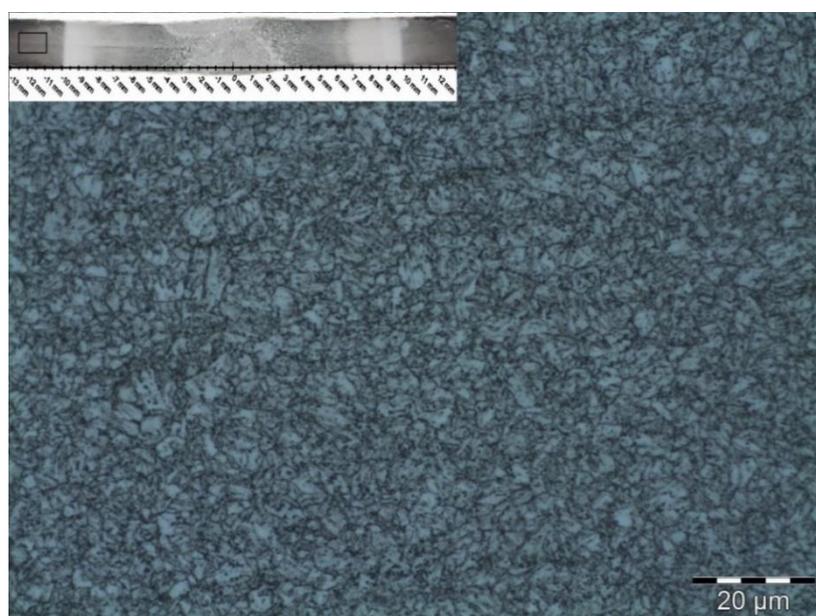
Na zona cinza-clara, correspondente à região fundida, constatou-se a presença das ferritas de Widmanstätten, acicular e poligonal. A Figura 33 mostra essas estruturas. Em tal região, durante a soldagem, houve a fusão dos metais e, ao longo do resfriamento, houve passagem pela região de austenitização. Cabe ressaltar que ambos os metais, de base e de adição, apresentavam certo teor de elementos de liga, o que altera o campo da austenita no diagrama Fe-C.

FIGURA 33 – MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA NO PROCESSO GMAW.



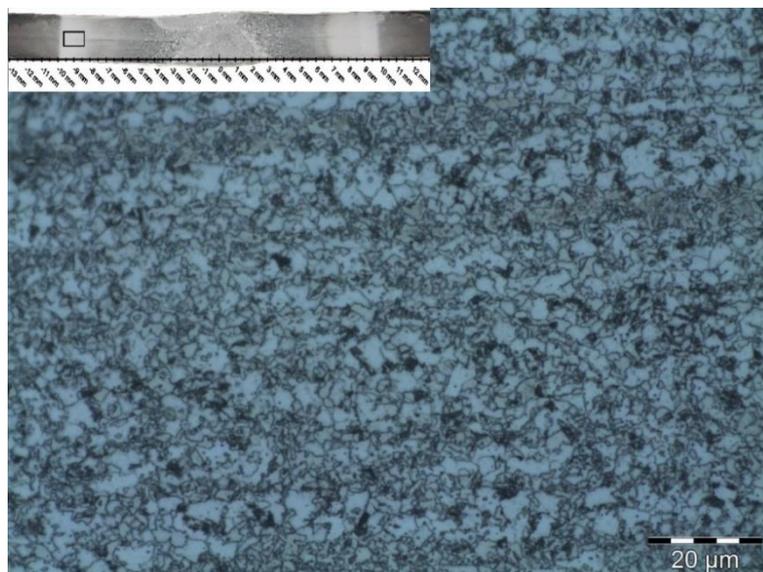
As imagens a seguir irão mostrar as micrografias correspondentes às mesmas regiões, porém, numa junta PAW. Assim como no processo GMAW, a “zona escura” localizada a uma distância entre 9,9 e 15 mm do centro da solda, não se verificou alteração de microestrutura com relação ao MB. A estrutura, preponderantemente martensítica, é mostrada na Figura 34. Se pode perceber uma certa diferença da Figura 30, porém, é somente na tonalidade, pois para revelar as zonas no processo PAW adequadamente é necessário um maior tempo de ataque e acaba deixando o MB mais escuro.

FIGURA 34 - MICROESTRUTURA DO METAL BASE (PRÓXIMO A SOLDA PAW).



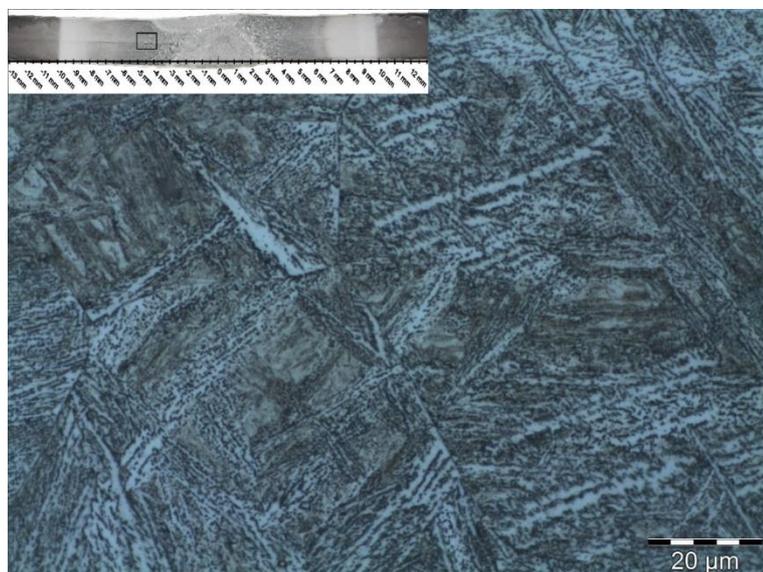
Na zona clara, entre 6,8 e 9,9 mm do centro da solda, ocorreram as mesmas alterações observadas na junta GMAW. A estrutura é vista na Figura 35.

FIGURA 35 - MICROESTRUTURA DA "ZONA CLARA" NO PROCESSO PAW.



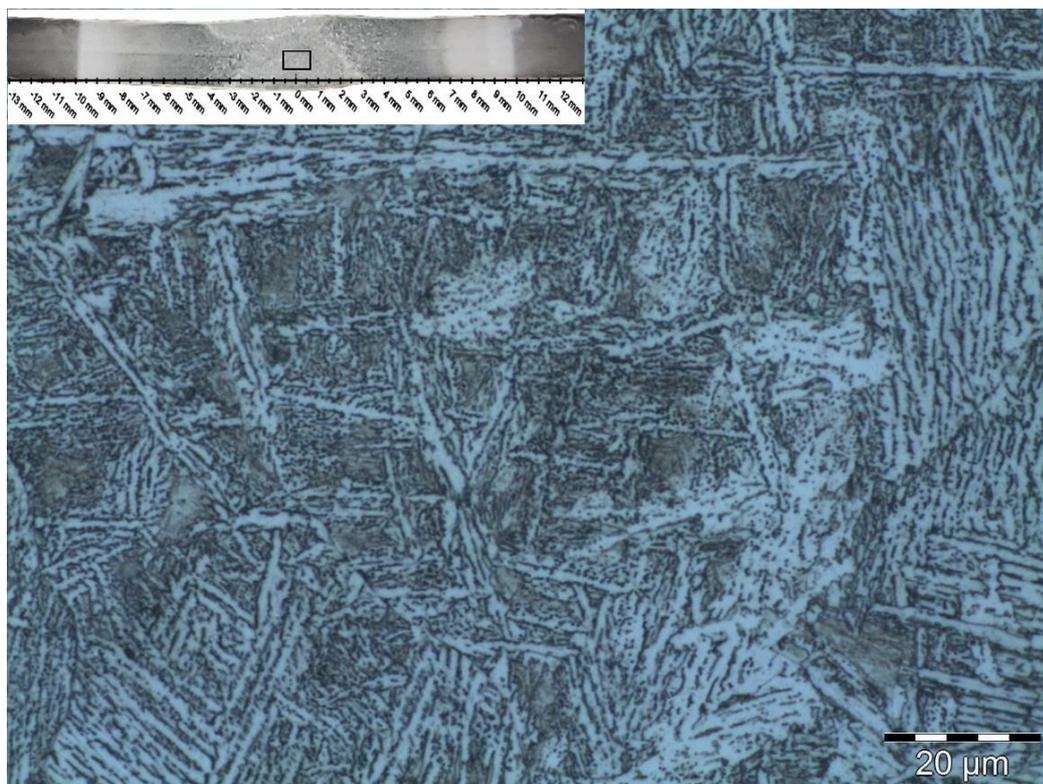
A “zona cinzenta”, correspondente à ZAC, é situada a uma distância entre 2,5 e 6,8 mm do centro da solda. Os comentários anteriores sobre a granulometria da zona cinzenta da junta GMAW também são válidos aqui. A Figura 36 mostra a microestrutura, contendo bainita, martensita e ferrita de Widmanstätten. Também são observados os carbonetos de contorno de grãos, porém em maior quantidade e maiores do que no caso GMAW.

FIGURA 36 - MICROESTRUTURA DA ZAC NO PROCESSO PAW



A zona fundida se estende até aproximadamente 2,5 mm da linha de centro da solda. Constata-se a presença das ferritas acicular e de Widmanstätten, bainita e ferrita poligonal, com grãos ainda maiores do que no caso GMAW. A Figura 37 mostra a microestrutura resultante.

FIGURA 37 - MICROESTRUTURA DA ZONA FUNDIDA NO PROCESSO PAW.



É importante lembrar que o processo PAW empregado era autógeno, ou seja, não houve a mistura de materiais de diferentes ligas. Como o material da zona fundida provém da simples fusão do metal base, teoricamente apresenta composição química semelhante ao metal de base. Contudo, a difusão e a variação de solubilidade que ocorrem durante o processo de soldagem pode ocasionar variação significativa de composição química entre as diversas regiões.

4.1.3.2 *Microscopia eletrônica de varredura e espectroscopia por energia dispersiva*

Nesta parte são apresentadas as imagens correspondentes às mesmas zonas mostradas na seção precedente, porém, obtidas por meio de microscopia eletrônica de varredura. A finalidade é mostrar imagens com maior ampliação. De qualquer forma, as observações da seção anterior, para cada região de análise, são

válidas aqui. Também são apresentados os resultados dos ensaios EDS, efetuados nas diversas regiões de interesse, com o objetivo de levantar a composição química dessas regiões e, dessa forma, verificar se realmente houve migração de um ou mais elementos. No entanto, quando o material apresenta baixíssimos teores de elementos de liga, os dados de composição química fornecidos pelo EDS não apresentam elevada precisão. Contudo, tal limitação não impede uma avaliação comparativa entre as diversas regiões, cujo resultado pode indicar se houve migração de elementos durante o processo.

As Figuras 38 a 41 mostram as microestruturas para as zonas escura, clara, cinzenta e cinza-clara, correspondentes ao processo GMAW.

FIGURA 38 - MICROGRAFIA EM MEV DO METAL BASE (PRÓXIMO À JUNTA GMAW).

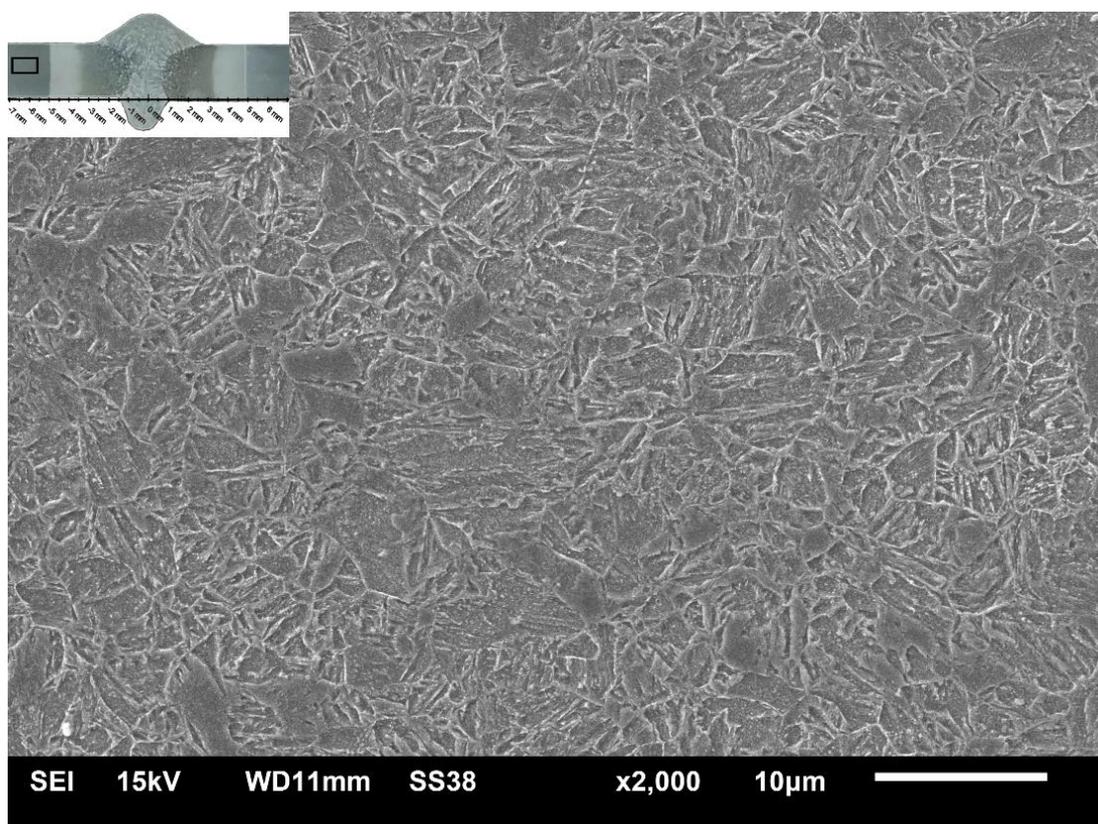


FIGURA 39 - MICROGRAFIA EM MEV DA "ZONA CLARA" NO PROCESSO GMAW.

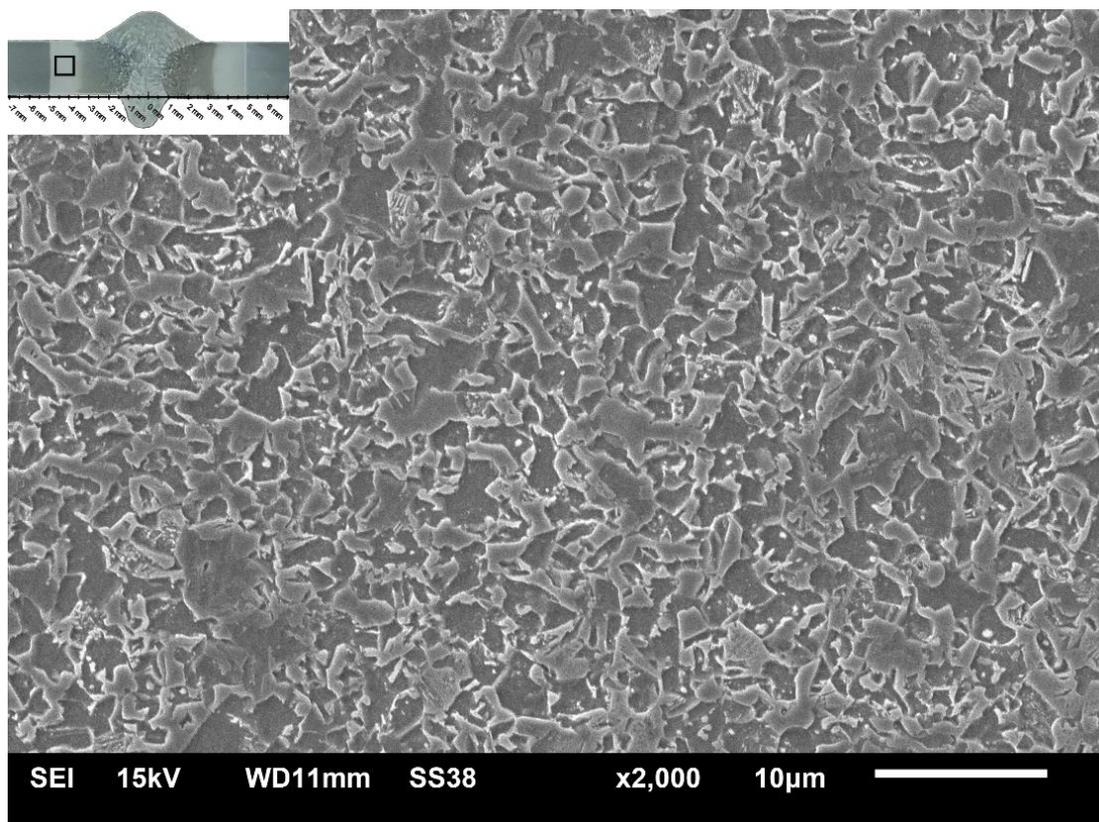


FIGURA 40 - MICROGRAFIA EM MEV DA ZAC NO PROCESSO GMAW.

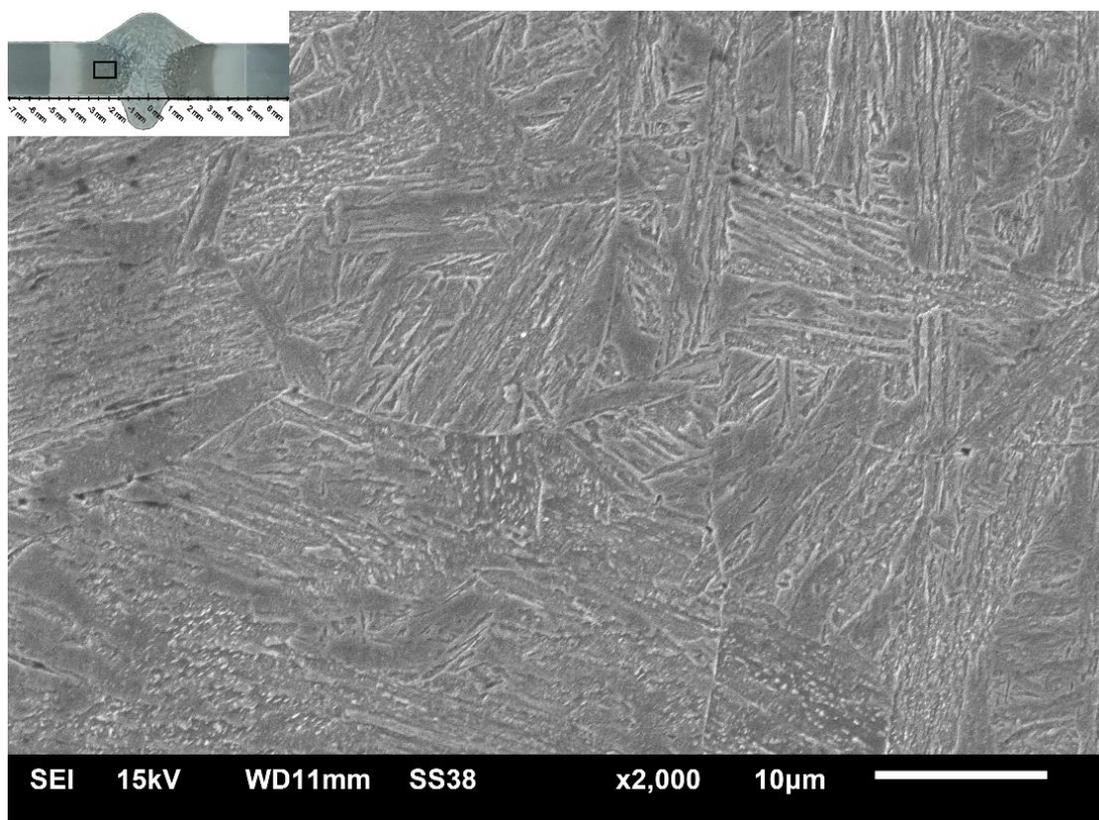
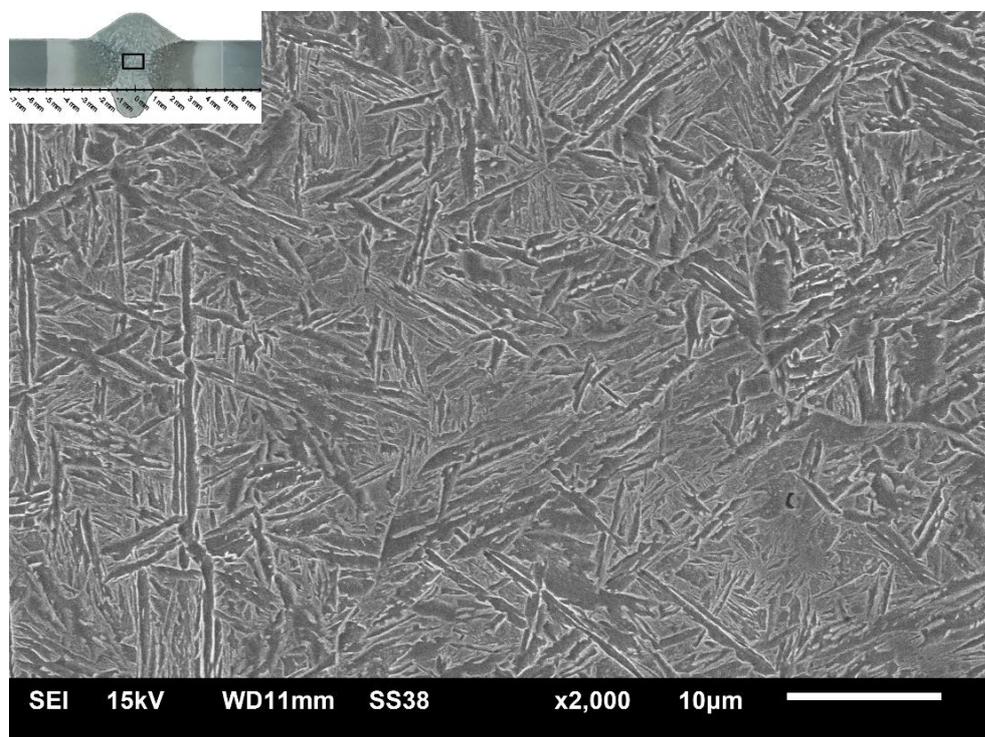


FIGURA 41 - MICROGRAFIA EM MEV DA ZF NO PROCESSO GMAW.



Os valores de elementos de liga obtidos por EDS são apresentados na Tabela 11. Tais dados corroboram as evidências apontadas nas macro e micrografias, segundo as quais ocorre uma migração do carbono da zona clara para as zonas internas da junta durante o processo de soldagem. A migração do carbono ocorre, aparentemente, quando a temperatura de difusão é atingida. Portanto, a zona clara sofre um processo de difusão (revenimento), fornecendo carbono para a região mais interna da junta, que apresenta temperatura mais alta. Por essa hipótese, o contorno externo da zona branca representa uma linha isotérmica correspondente à temperatura de ativação do processo de difusão.

TABELA 11 - COMPOSIÇÃO QUÍMICA DAS ZONAS DA JUNTA GMAW, OBTIDA POR EDS.

	C	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Ni
zona escura (MB)	0,51		0,33		1,65	97,48	
zona clara	0,47	0,21	0,34		1,93	97,00	
zona cinzenta (ZAC)	0,56	0,08	0,17		2,03	97,17	
zona cinza-clara (ZF)	0,42	0,15	0,77	0,38	2,20	94,05	2,04

As Figuras 42 a 45 mostram as microestruturas no caso PAW.

FIGURA 42 - MICROGRAFIA EM MEV DO METAL BASE (PRÓXIMO A SOLDA PAW).

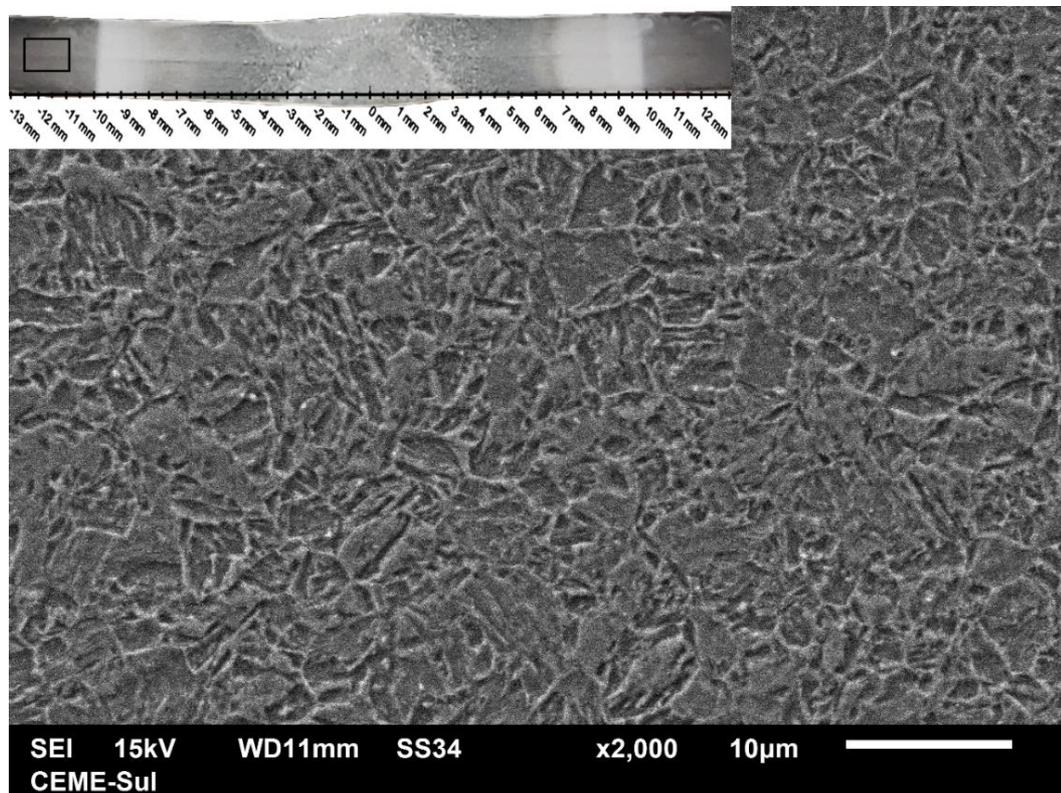


FIGURA 43 - MICROGRAFIA EM MEV DA "ZONA CLARA" NO PROCESSO PAW.

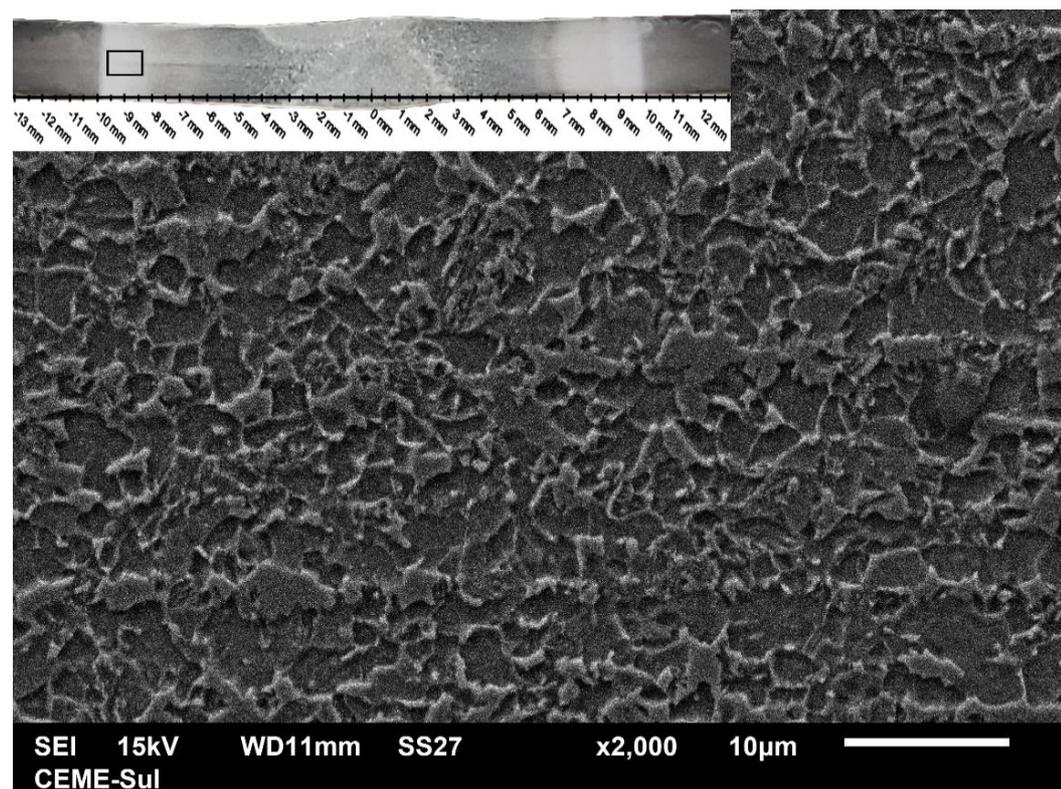


FIGURA 44 - MICROGRAFIA EM MEV DA ZAC NO PROCESSO PAW.

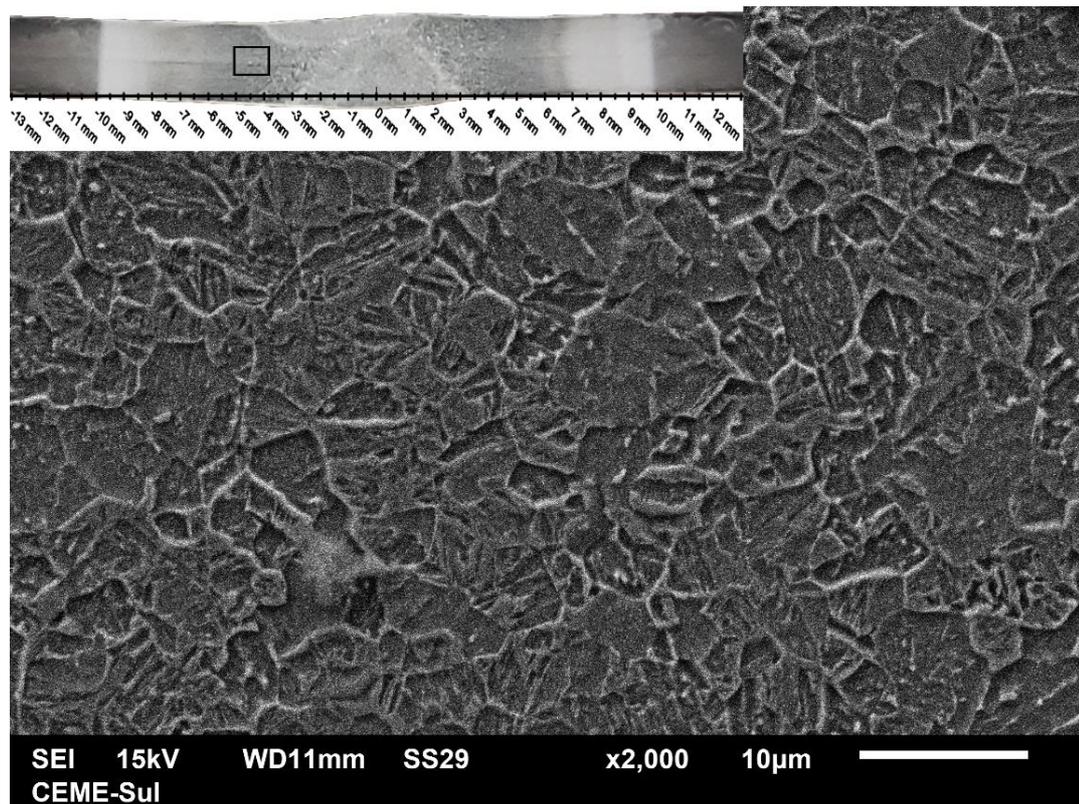
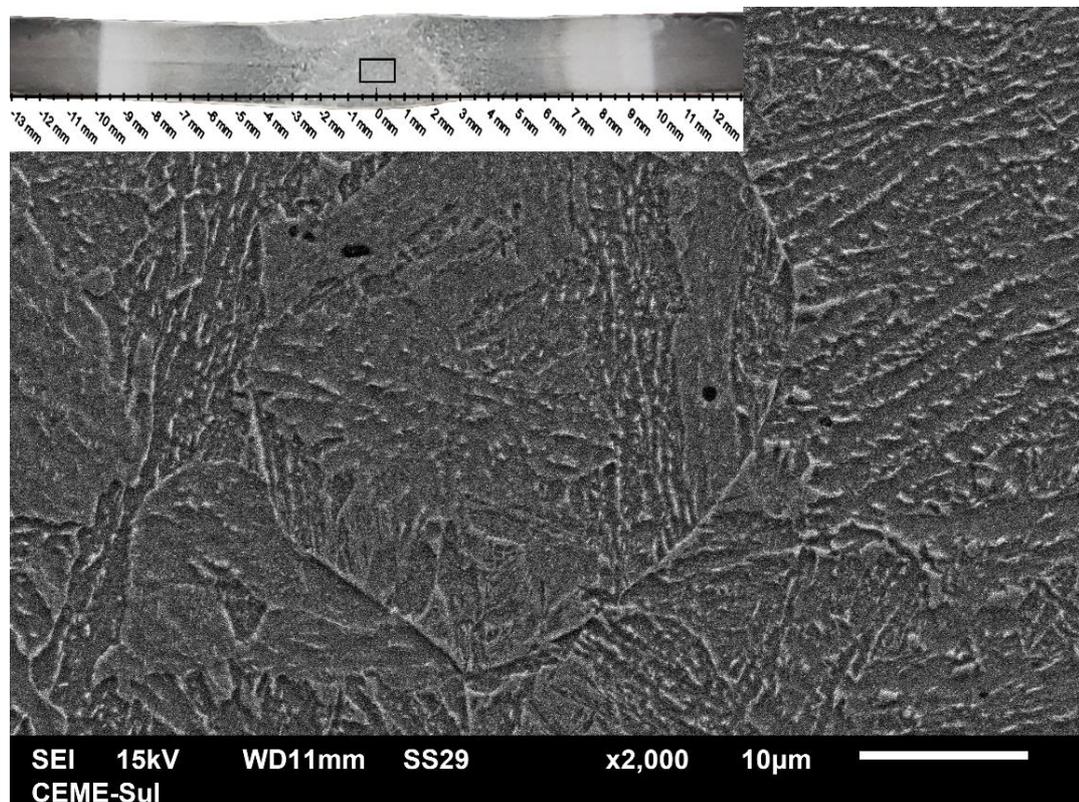


FIGURA 45 - MICROGRAFIA EM MEV DA ZF NO PROCESSO PAW.



A Tabela 12 mostra os resultados da análise EDS.

TABELA 12 - RESULTADOS DOS TEORES DE ELEMENTOS QUÍMICOS PARA AS ZONAS CARACTERIZADAS PELO PROCESSO PAW, MEDIDOS EM EDS.

	C	Si	Mn	Fe	B
zona escura (MB)	1,34	0,39	1,76	96,44	0,06
zona clara	1,52	0,36	1,68	96,36	0,08
zona cinzenta (ZAC)	-	-	-	-	-
zona cinza-clara (ZF)	2,43	0,31	1,90	95,29	0,07

Os dados de EDS para a “zona cinzenta” foram corrompidos e não puderam ser recuperados.

Os resultados apresentados na Tabela 12 não comprovam a ocorrência de migração do carbono da zona clara para a zona cinzenta (porém, tal fato se deve a não ter os valores desta zona), como teria acontecido nas juntas GMAW. Contudo, é interessante observar que a soldagem PAW foi realizada de forma autógena, implicando apenas o aporte de calor, sem o uso de metal de adição. Por outro lado, a presença de elevado teor de carbono na zona fundida suscita a seguinte hipótese: a distribuição de temperaturas, nesse processo de soldagem, faz com que a zona cinza-escura se comporte como a zona cinzenta no processo GMAW, atraindo o carbono da zona clara.

4.2 GEOMETRIA DOS REFORÇOS DAS JUNTAS

A Tabela 13 mostra os valores médios de altura e largura do reforço das juntas soldadas. A nomenclatura está representada na Figura 21.

TABELA 13 - VALORES MÉDIOS OBTIDOS NAS MEDIÇÕES DA GEOMETRIA DAS UNIÕES SOLDADAS GMAW E PAW

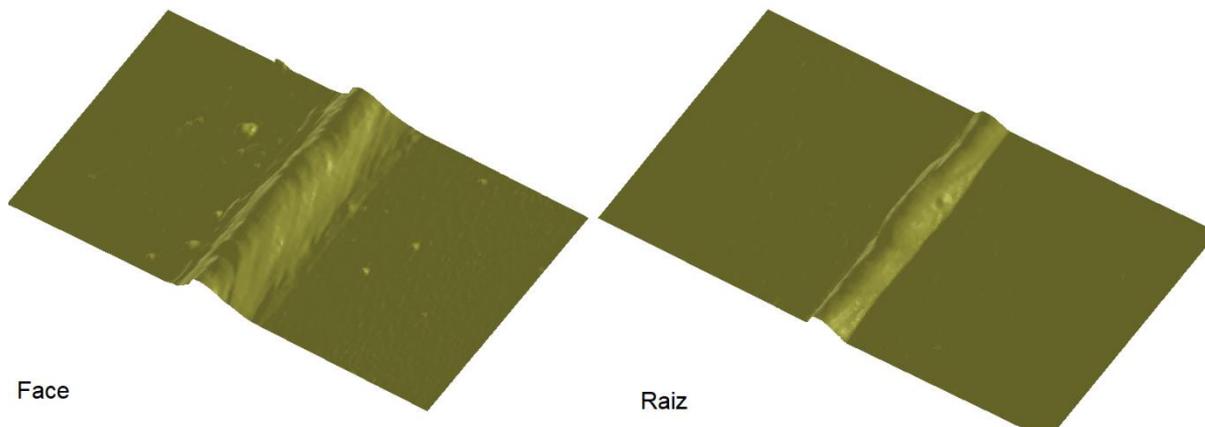
GMAW				PAW	
Face		Raiz		Face	Raiz
Altura (mm)	Largura (mm)	Altura (mm)	Largura (mm)	Largura (mm)	Largura (mm)
1,72±0,26	5,03±0,59	1,48±0,41	2,22±0,27	7,15±1,70	6,19±1,10

Como as soldas PAW não apresentaram reforço, não foi possível medir altura de reforço. Tal resultado, quando analisado isoladamente, indica uma tendência de maior desempenho em fadiga das juntas PAW em relação às juntas GMAW, quando mantido o reforço, pois tal reforço causa concentração de tensão na região da margem do cordão, onde naturalmente já existem microtrincas geradas pelo processo de soldagem. Tais ocorrências são bastante nocivas para a vida em fadiga. Contudo, não é adequado analisar o desempenho em fadiga com base em fatores isolados, já que o fenômeno é multifatorial (DA SILVA *et al.*, 2019; MADDOX, 2014; ZERBST *et al.*, 2019).

Em contrapartida, observa-se uma maior dispersão nas dimensões mensuradas nas juntas PAW em relação às juntas GMAW. Tal fato sugere que o processo GMAW/CSC é mais estável ao longo do processo de confecção do cordão, com menores variações de calor nas placas.

A Figura 46 mostra a topografia das uniões soldadas pelo processo GMAW.

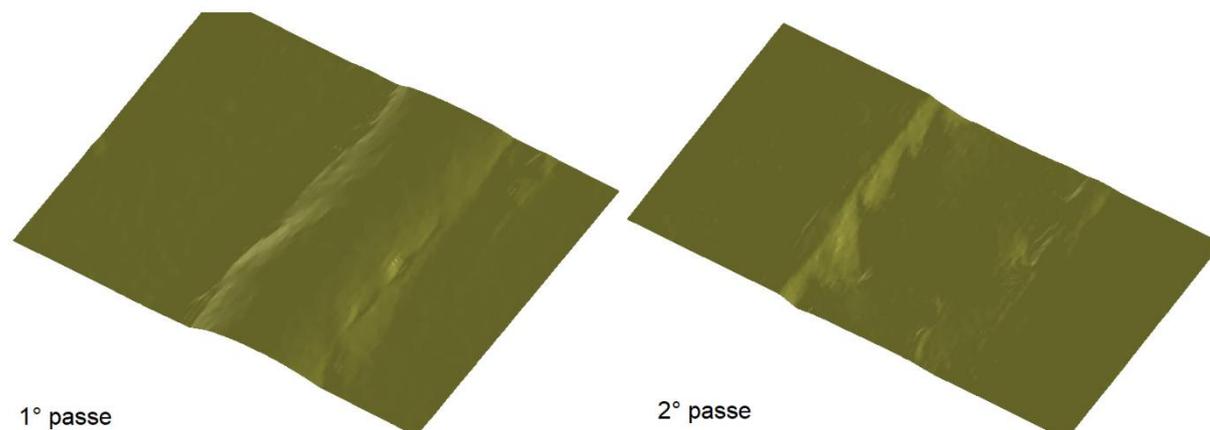
FIGURA 46 - PERFIL ESCANEADO DA JUNTA GMAW.



Fonte: LDSM – UFRGS

A Figura 47 mostra a topografia das uniões soldadas pelo processo PAW. Os defeitos dessa geometria se mostram bastante evidentes, mas isso também se deve ao fato de ser escolhido propositalmente uma amostra com geometria ruim para evidenciar tais defeitos. Fica evidente problemas visualizados neste processo de soldagem, como mordeduras e irregularidades.

FIGURA 47 - PERFIL ESCANEADO DA JUNTA PAW.

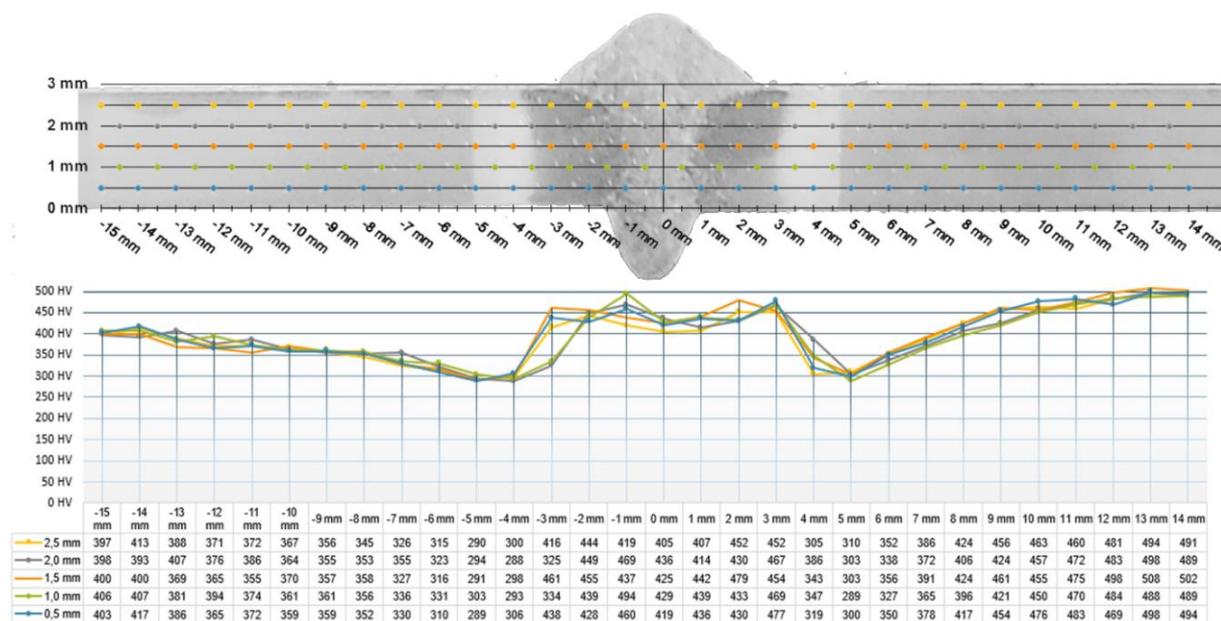


Fonte: LDSM - UFRGS

4.3 PERFIL DE MICRODUREZA DAS UNIÕES

A Figura 48 mostra o perfil de microdureza ao longo de todas as zonas caracterizadas anteriormente, para o processo GMAW.

FIGURA 48 - PERFIL DE MICRODUREZA DA UNIÃO SOLDADA GMAW

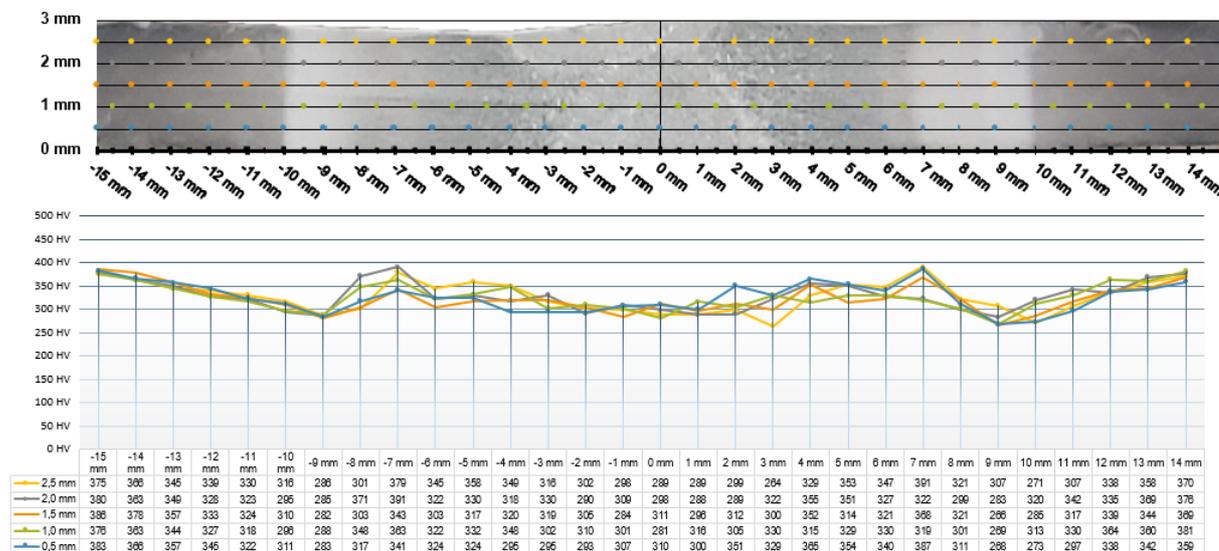


As zonas fundida e afetada pelo calor apresentam uma microdureza muito elevada, coerente com as microestruturas apresentadas na seção 4.1.3. Já ao longo da extensão da zona clara ocorre uma considerável queda na dureza, o que também

confirma a caracterização microestrutural feita para esta área na seção 4.1.3.

A Figura 49 mostra o perfil de microdureza ao longo de todas as zonas caracterizadas anteriormente, para o processo PAW.

FIGURA 49 - PERFIL DE MICRODUREZA DA UNIÃO SOLDADA PAW



A zona fundida e a região afetada pelo calor apresentam uma microdureza de nível levemente inferior à do MB. É um resultado relativamente surpreendente, levando em consideração que não ocorreu adição de material e que as microestruturas apresentadas nessas regiões eram heterogêneas, contendo bainita, ferrita de Widmanstätten, ferrita acicular e ferrita poligonal. Já ao longo da extensão da zona clara ocorreu um decréscimo na dureza, assim como no processo GMAW.

4.4 MEDIÇÃO DE TEMPERATURA DURANTE O PROCESSO DE SOLDAGEM

Como descrito na seção 3.7, para obtenção da distribuição de temperatura em um plano transversal ao cordão, quatro termopares foram posicionados sobre este plano, em uma das placas a serem unidas, na face oposta àquela que sofreria o aporte de calor. O número de termopares levou em conta a capacidade de aquisição de sinais do sistema. A distância dos termopares, em relação ao centro da junta, foi determinada por experimentos preliminares, nos quais foi avaliado o distanciamento mínimo do termopar mais próximo à zona fundida (de forma a haver baixa probabilidade de descolamento), bem como o espaçamento entre os sensores; espaçamento este que deveria, ao mesmo tempo, englobar a área de interesse e

permitir a própria montagem.

O sistema de aquisição possui um período de amostragem, portanto, seria possível avaliar todo o transiente de temperatura, em cada ponto de medição. Contudo, este não era o objetivo principal, mas sim, obter uma estimativa da temperatura em que a difusão de carbono era ativada. Em outras palavras, o procedimento focou na medição dos picos de temperatura atingidos na região branca (revenida).

Obtidos os valores de temperatura de pico, foi feita uma análise para obtenção da curva de tendência. A curva mais adequada foi escolhida com base no coeficiente de determinação (R^2), que é uma medida de ajuste do modelo estatístico. Assim, quanto maior o R^2 , melhor a curva se ajusta à amostragem. A Tabela 14 mostra os valores de R^2 para as curvas avaliadas.

TABELA 14 – VALORES DOS COEFICIENTES DE DETERMINAÇÃO PARA OS MODELOS MATEMÁTICOS PROPOSTOS COMO CURVA DE TENDÊNCIA DA TEMPERATURA.

Modelo matemático	R^2 (%) GMAW	R^2 (%) PAW
Polinomial de ordem 2	62,55	50,17
Potência	61,06	46,41
Logarítmico	62,80	47,80
Linear	61,53	45,81
Exponencial	61,15	44,69

4.5 ANALISANDO OS RESULTADOS DA MEDIÇÃO DE TEMPERATURA DURANTE O PROCESSO DE SOLDAGEM

Como descrito na seção 3.7, para obtenção da distribuição de temperatura em um plano transversal ao cordão, quatro termopares foram posicionados sobre este plano, em uma das placas a serem unidas, na face oposta àquela que sofreria o aporte de calor. O número de termopares levou em conta a capacidade de aquisição de sinais do sistema. A distância dos termopares, em relação ao centro da junta, foi determinada por experimentos preliminares, nos quais foi avaliado o distanciamento mínimo do termopar mais próximo à zona fundida (de forma a haver baixa probabilidade de descolamento), bem como o espaçamento entre os sensores; espaçamento este que deveria, ao mesmo tempo, englobar a área de interesse e permitir a própria montagem.

O sistema de aquisição possui um período de amostragem, portanto, seria possível avaliar todo o transiente de temperatura, em cada ponto de medição. Contudo, este não era o objetivo principal, mas sim, obter uma estimativa da temperatura em que a difusão de carbono era ativada. Em outras palavras, o procedimento focou na medição dos picos de temperatura atingidos na região branca (revenida).

Obtidos os valores de temperatura de pico, foi feita uma análise para obtenção da curva de tendência. A curva mais adequada foi escolhida com base no coeficiente de determinação (R^2), que é uma medida de ajuste do modelo estatístico. Assim, quanto maior o R^2 , melhor a curva se ajusta à amostragem. A Tabela 14 mostra os valores de R^2 para as curvas avaliadas.

Tabela 14, observa-se que o modelo matemático logarítmico é o que melhor se ajusta ao processo GMAW, porém, com uma diferença mínima para o modelo matemático polinomial de ordem 2, o qual, por sua vez é o que melhor representa os dados do processo PAW. Por esse motivo, a curva polinomial quadrática foi adotada como referencial.

A Figura 50 mostra os resultados do estudo térmico para o processo GMAW, enquanto a Figura 51 se refere ao processo PAW.

FIGURA 50 - TEMPERATURAS DE PICO PARA O PROCESSO GMAW.

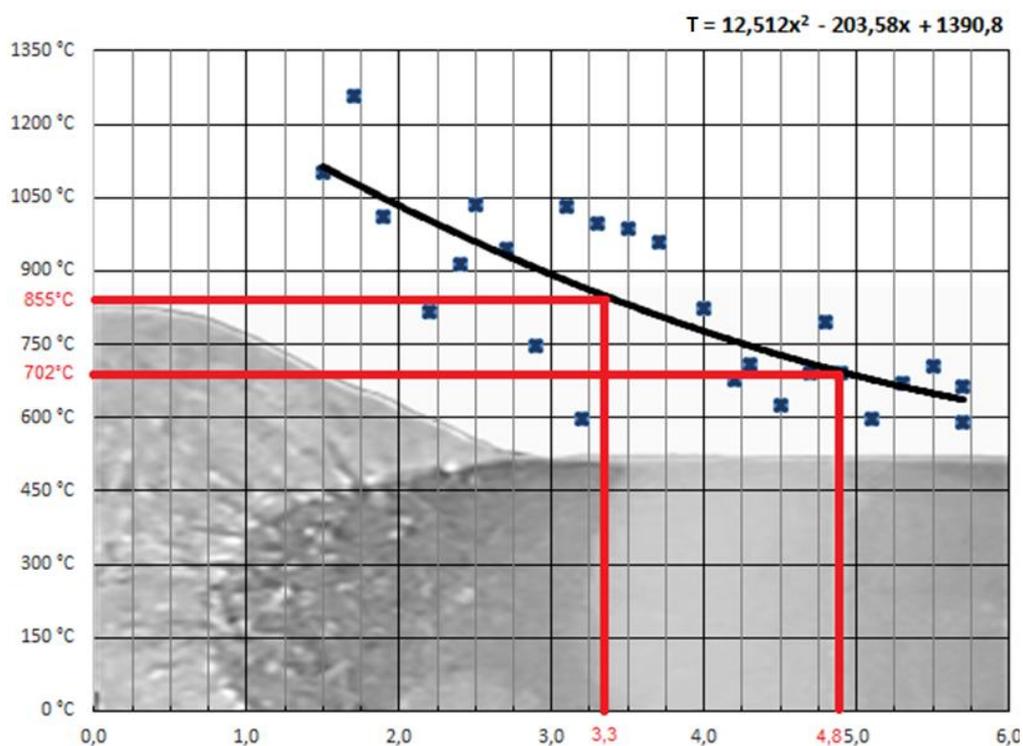
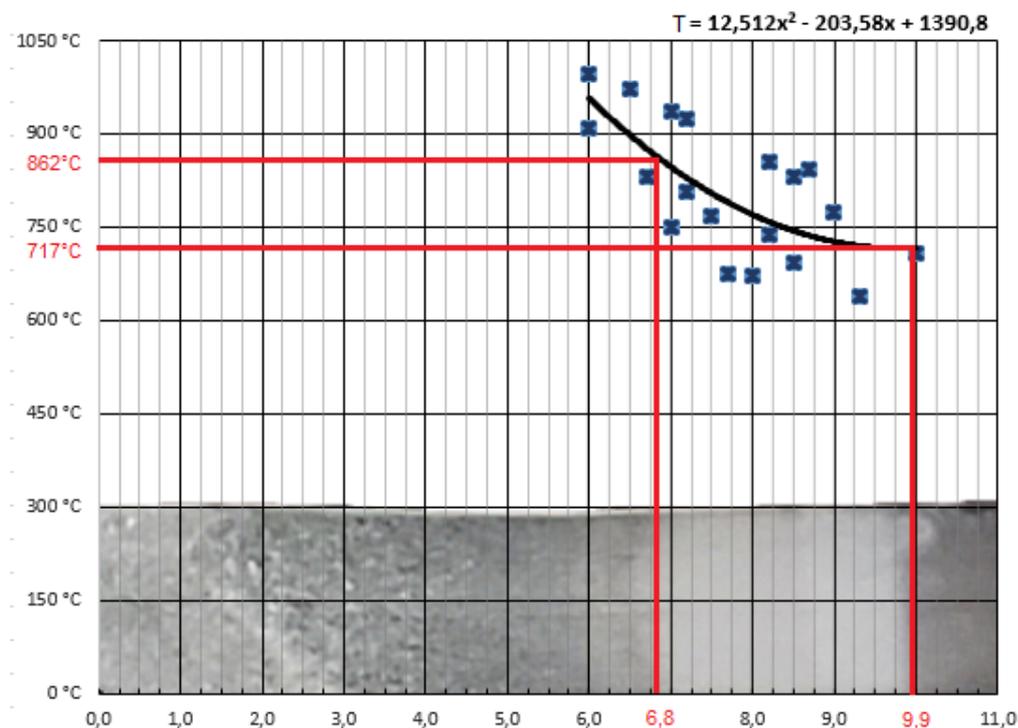


FIGURA 51 - TEMPERATURAS DE PICO PARA O PROCESSO PAW



Nas figuras 50 e 51 os pontos azuis representam todos os pontos de medição. Foram superpostos os resultados da medição de oito placas de cada processo, porém, alguns pontos foram descartados, por problemas durante a medição (sendo o descolamento do termopar o mais comum). Nestas figuras também são mostradas as curvas de tendência e as respectivas equações polinomiais. Por fim, são mostradas em linhas vermelhas as temperaturas de pico correspondentes às linhas limítrofes da zona clara.

Observa-se que, apesar da faixa ocupada por essa zona clara da junta GMAW ser mais estreita, quando comparada à mesma região no processo PAW, as temperaturas limítrofes obtidas foram semelhantes. Tal resultado indica que o mecanismo a ativação de migração do carbono envolve uma faixa de temperaturas fixa.

Por fim, cabe observar que o procedimento adotado, tanto de medição das temperaturas como de análise de resultados, apresentou considerável nível de incerteza. Por outro lado, mesmo que o valor de temperatura de ativação da difusão (702°C no processo GMAW e 717°C no PAW) não tenha sido determinado com elevado nível de exatidão, a constatação de que o revenimento ocorreu, em ambos os processos, na mesma faixa de temperatura é um resultado importante. Isso porque

tal faixa de temperatura seria atingida em qualquer processo de soldagem, mesmo os mais avançados (laser e ultrassom, por exemplo). Num resumo: i) os resultados obtidos indicam que a região clara ocorreria em qualquer processo de soldagem e ii) a única diferença entre juntas obtidas por processos de soldagem distintos seria o distanciamento da região revenida em relação à linha de centro da junta.

4.6 COMPORTAMENTO MECÂNICO EM TRAÇÃO SIMPLES

4.6.1 ENSAIO DE TRAÇÃO DO METAL DE BASE

Os valores médios para os ensaios de tração do aço de metal base, sem o processamento de conformação a quente são mostrados na Tabela 15.

TABELA 15 - VALORES MÉDIOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA O AÇO 22MNB5 + NBMO (SEM ESTAMPAGEM A QUENTE)

T. escoamento (N/mm²)	T. ruptura (N/mm²)	Deformação (mm)	Alongamento (%)
612±9	739±6	9±0,5	18±1

Fonte: Bruning Tecnometal Ltda.

Os resultados obtidos estão de acordo com os valores fornecidos pelo fabricante do material.

Os valores médios para os ensaios de tração do aço de metal base, após o processamento de estampagem a quente são mostrados na Tabela 16.

TABELA 16 - VALORES MÉDIOS DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA O AÇO 22MNB5 + NBMO (COM ESTAMPAGEM A QUENTE)

T. escoamento (N/mm²)	T. ruptura (N/mm²)	Deformação (mm)	Alongamento (%)
1124±80	1536±50	3,5±0,25	7±0,5

Fonte: Bruning Tecnometal Ltda.

Os resultados obtidos nos ensaios de tração simples do aço após o processamento de estampagem a quente estão dentro da faixa de aceite fornecida pelo fabricante.

4.6.2 ENSAIO DE TRAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS

Os valores médios para os ensaios de tração da união soldada pelo processo GMAW são mostrados na Tabela 17.

TABELA 17 - RESULTADO MÉDIO DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA SOLDAS GMAW

T. escoamento (N/mm²)	T. ruptura (N/mm²)	Deformação (mm)	Alongamento (%)
945±159	1028±182	5,78±0,90*	18,07±2,82*

Fonte: Laboratório CREMAT - UNÍJUI.

*Os valores não apresentam a grandeza real obtida no ensaio (devido a ocorrência de escorregamento dos CPs na “garra” da máquina de ensaio de tração, os valores foram majorados na medição).

Das cinco amostras ensaiadas, três romperam na zona clara e duas na zona fundida. Esta é uma evidência de que a zona revenida se trata da região crítica, em termos de resistência mecânica.

Os resultados obtidos para o ensaio de tração simples da união soldada pelo processo GMAW apontam uma junta íntegra, com bons resultados, sob ponto de vista estático. Comparando-se os resultados aqui obtidos com aqueles de FÜHR (2018), o qual adotou o mesmo metal de base, soldado por processo GMAW em cinco condições diferentes, os valores de tensão de ruptura e de tensão de escoamento, na maior parte dos casos, são levemente superiores.

Os valores médios para os ensaios de tração da união soldada pelo processo PAW são mostrados na Tabela 18.

TABELA 18 - RESULTADO MÉDIO DO ENSAIO DE TRAÇÃO PARA SOLDAS PAW

T. escoamento (N/mm²)	T. ruptura (N/mm²)	Deformação (mm)	Alongamento (%)
1161±90	1235±84	7,08±3,41*	11,80±5,68*

Fonte: Laboratório CREMAT - UNÍJUI.

*Os valores não apresentam a grandeza real obtida no ensaio (devido a ocorrência de escorregamento dos CPs na “garra” da máquina de ensaio de tração, os valores foram majorados na medição).

Das cinco amostras ensaiadas, duas romperam na zona clara e três na zona fundida.

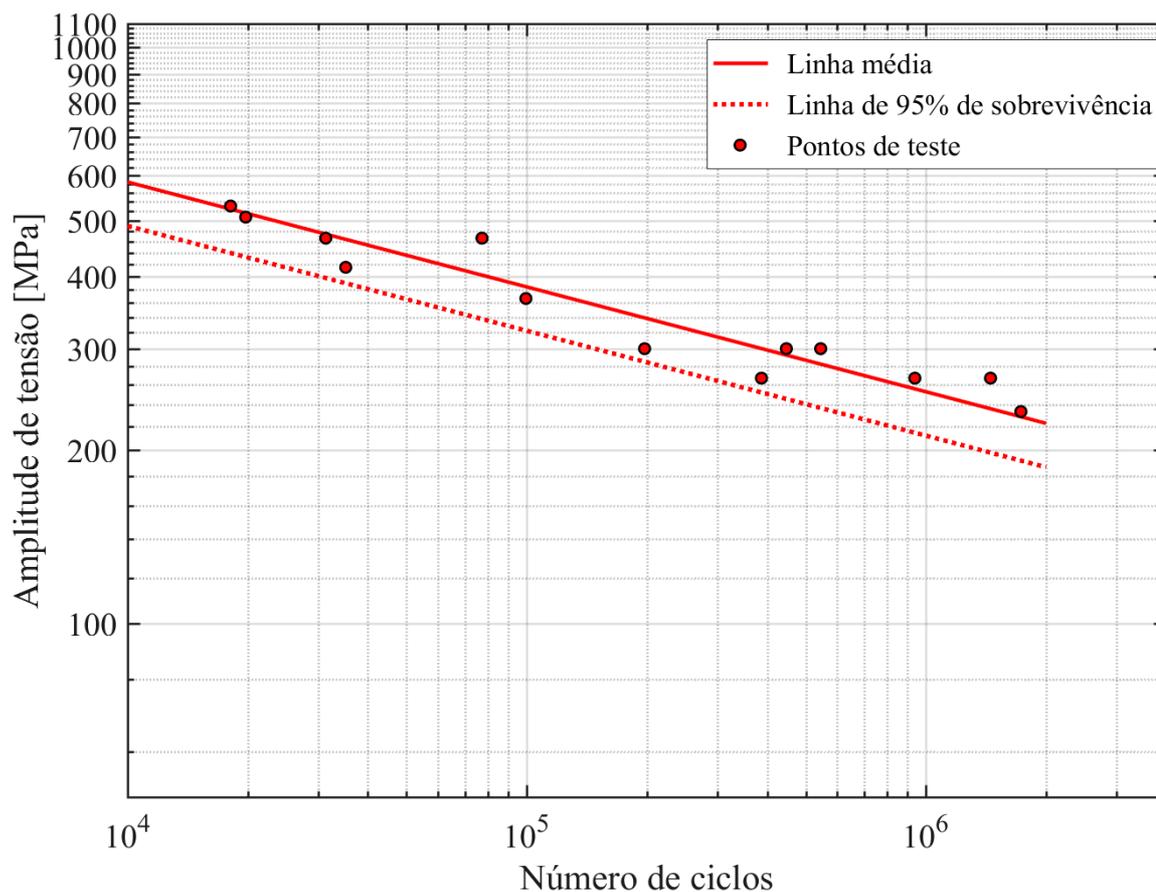
Os resultados obtidos para o ensaio de tração simples da união soldada pelo

processo PAW apontam uma junta íntegra, como no processo GMAW, porém com resultados superiores, sob ponto de vista estático. Comparando novamente com o trabalho FÜHR (2018), a tensão de ruptura é superior em 175 MPa e a tensão de escoamento é 250 MPa mais alta, em relação à melhor condição apresentada pelo autor.

4.7 DESEMPENHO EM FADIGA

A Figura 52 mostra o diagrama S-N confeccionado para o processo de soldagem GMAW com reforço. Para todos os diagramas S-N foram adotadas por padrão linhas tracejadas e contínuas representando 95% de sobrevivência e média, respectivamente.

FIGURA 52 - DIAGRAMA S-N PARA O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW, COM REFORÇO.



Os resultados obtidos para o processo GMAW com reforço e mostrados no diagrama S-N da Figura 52 revelam um fenômeno com pouca dispersão, que pode ser notado pelos pontos de testes todos em torno da média e não muito distantes

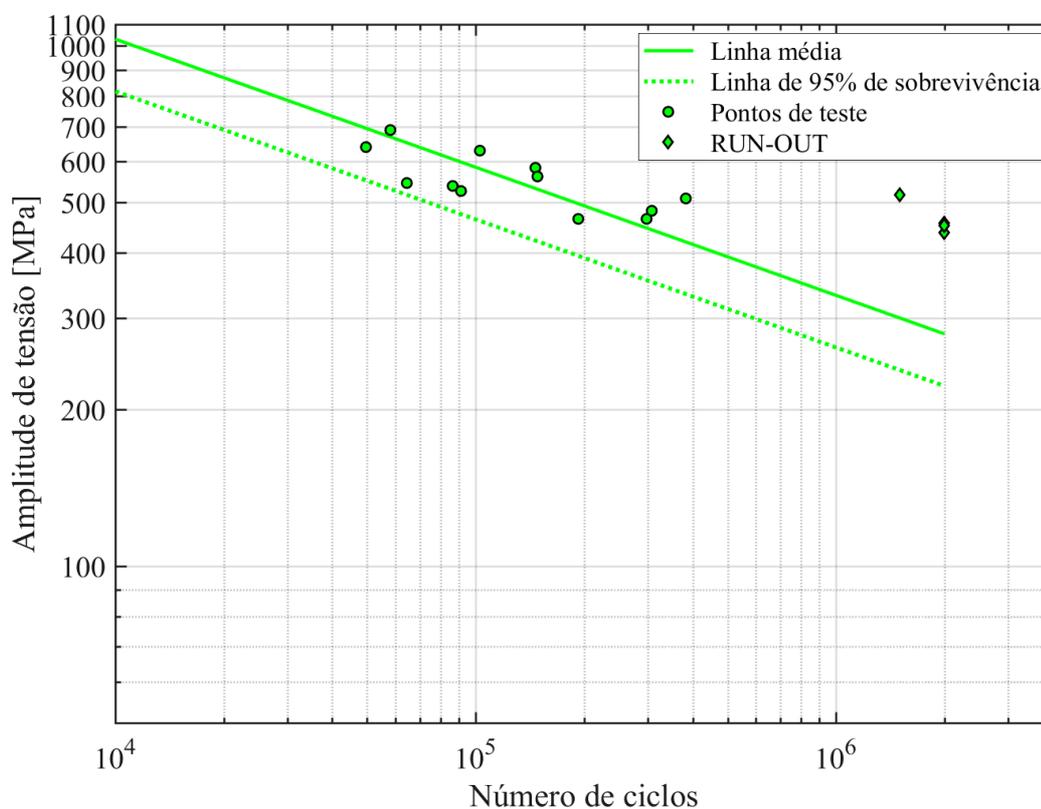
desta, o que causa incremento na linha de 95% de sobrevivência para casos com pouca dispersão.

Um parâmetro importante é o coeficiente angular (B) da linha S-N. Para exemplificar, $B = -3$ significa que uma faixa de tensões 2 vezes menor ocasionará um incremento de vida em fadiga de oito vezes ($2^3=8$).

A linha S-N da Figura 52 tem coeficiente angular $B = -5,49$, o que é um valor bastante bom, considerando-se que se trata de um material de elevada dureza, ou seja, de tenacidade à fratura muito baixa. O IIW recomenda um parâmetro “B” de 3 para aços estruturais comuns. Contudo, o aço utilizado como metal base não se enquadra nas normas e recomendações para aços estruturais comuns (HOBACHER, 2016).

A Figura 53 mostra o diagrama S-N confeccionado para o processo de soldagem GMAW sem reforço.

FIGURA 53 - DIAGRAMA S-N PARA O PROCESSO DE SOLDAGEM GMAW, SEM REFORÇO.

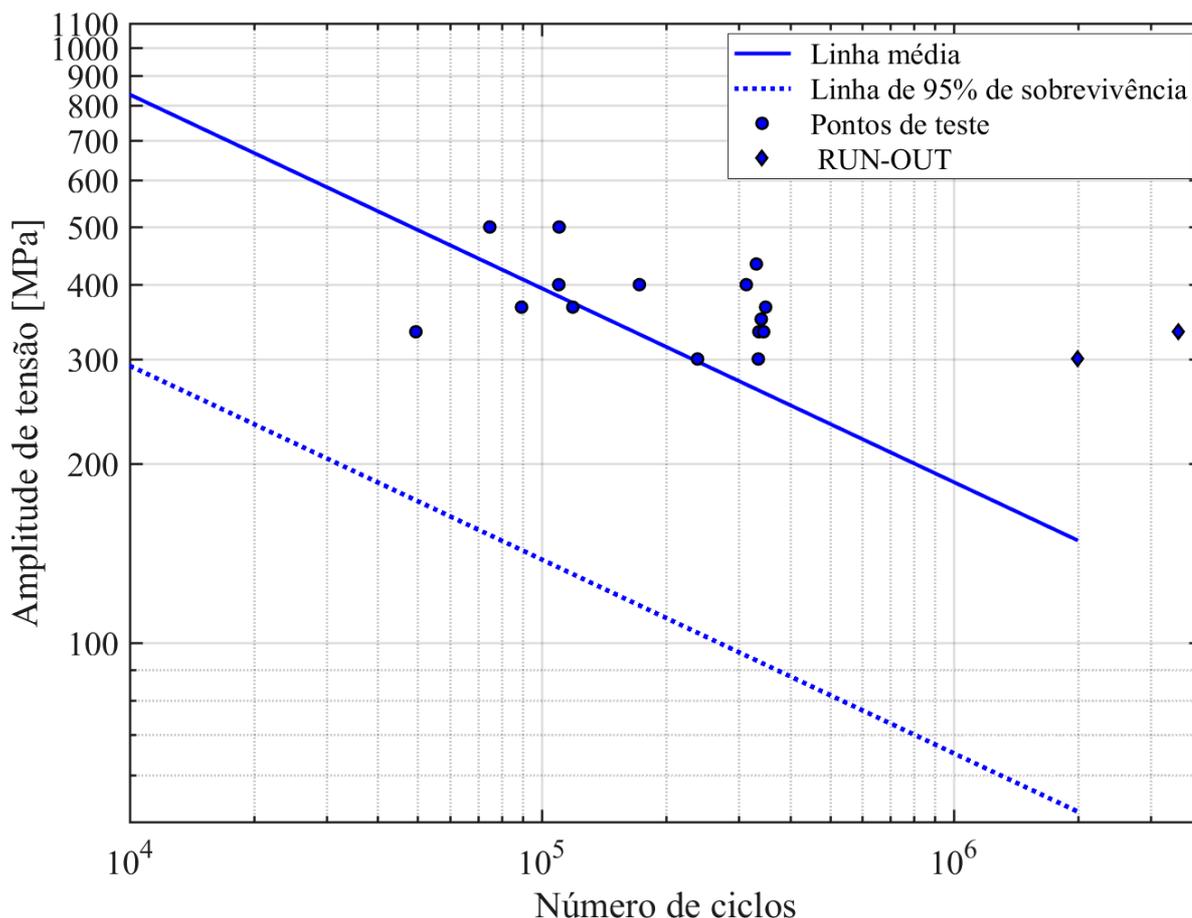


Os resultados obtidos para o processo GMAW sem reforço também revelam uma baixa dispersão, contudo, maior que no caso anterior, em que foi mantido o reforço. O coeficiente angular $B = -4,06$, apesar de menor que no caso anterior, ainda

é um bom resultado.

A Figura 54 mostra o diagrama S-N confeccionado para o processo de soldagem PAW.

FIGURA 54 - DIAGRAMA S-N PARA O PROCESSO DE SOLDAGEM PAW.



Os resultados obtidos para o processo PAW, cujas juntas não têm reforço por se tratar de processo autógeno, apresentaram elevada dispersão. Quando comparado ao processo GMAW, com ou sem reforço, o desempenho em fadiga foi sensivelmente inferior, pois a curva adotada como referência é a de 95% de sobrevivência, tanto mais distante da linha média quanto maior é a dispersão.

O coeficiente angular $B = -3,07$, representa um valor aceitável, porém próximo do valor adotado pelas orientações do IIW. Portanto, a linha S-N do processo PAW é mais inclinada em relação às linhas do processo GMAW, com e sem reforço.

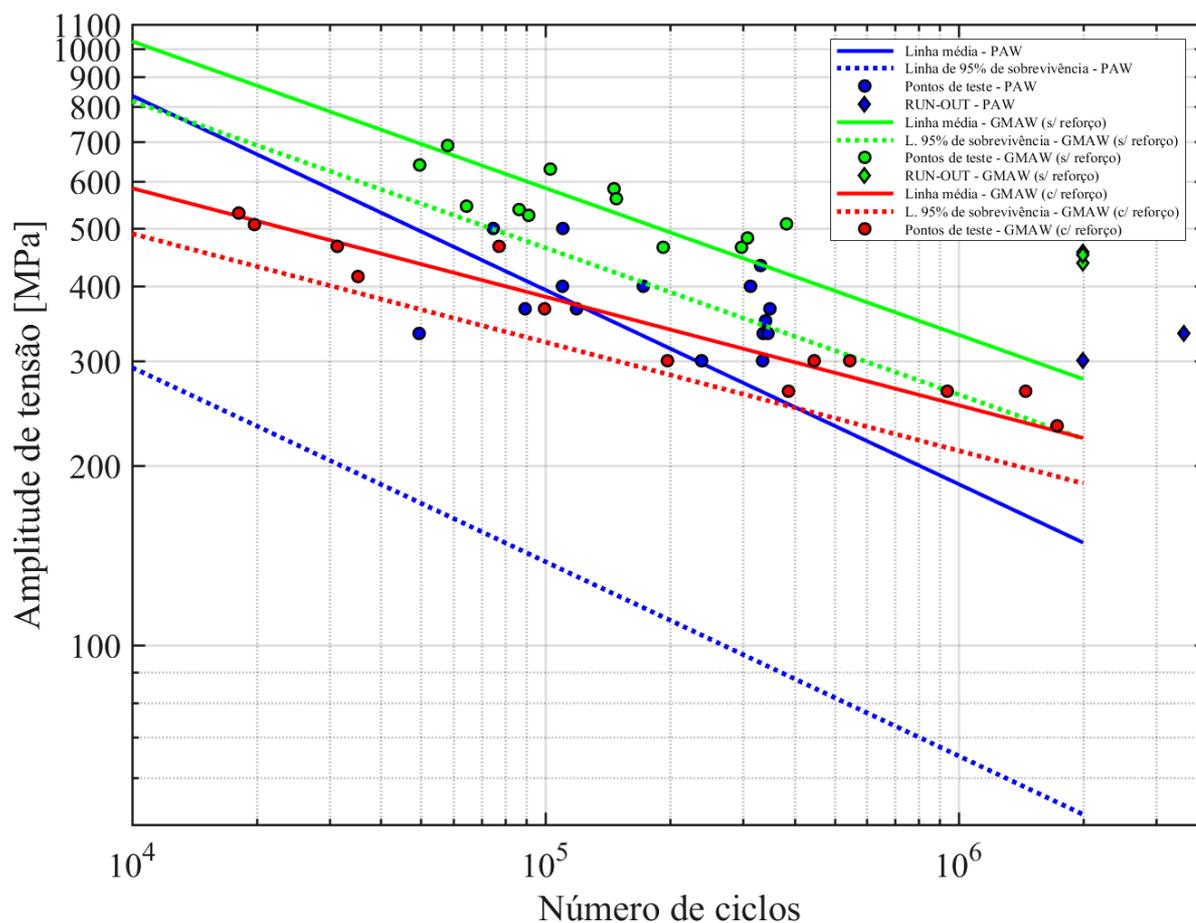
Um fenômeno que pode ser visualizado no diagrama S-N para o processo PAW, é que nenhuma amostra apresentou vida em fadiga acima de 400 mil ciclos.

Observou-se uma tendência jamais observada em outros casos estudados no laboratório: ultrapassando certo valor de ciclos (em torno de 325.000) o corpo de prova tende a *run-out* (teste interrompido, em altíssimo número de ciclos, sem que tenha ocorrido a ruptura). Em testes de fadiga, *run-outs* são extremamente indesejados, pois consomem extenso tempo de ensaio e não podem ser usados no cálculo final do diagrama S-N.

Tal fenômeno, também observado nas juntas GMAW sem reforço (no entanto, num nível de intensidade menor) será motivo de estudos futuros.

A Figura 55 mostra a superposição dos diagramas S-N.

FIGURA 55 - DIAGRAMA S-N COMPARATIVO PARA OS PROCESSOS GMAW (COM E SEM REFORÇO) E PAW.



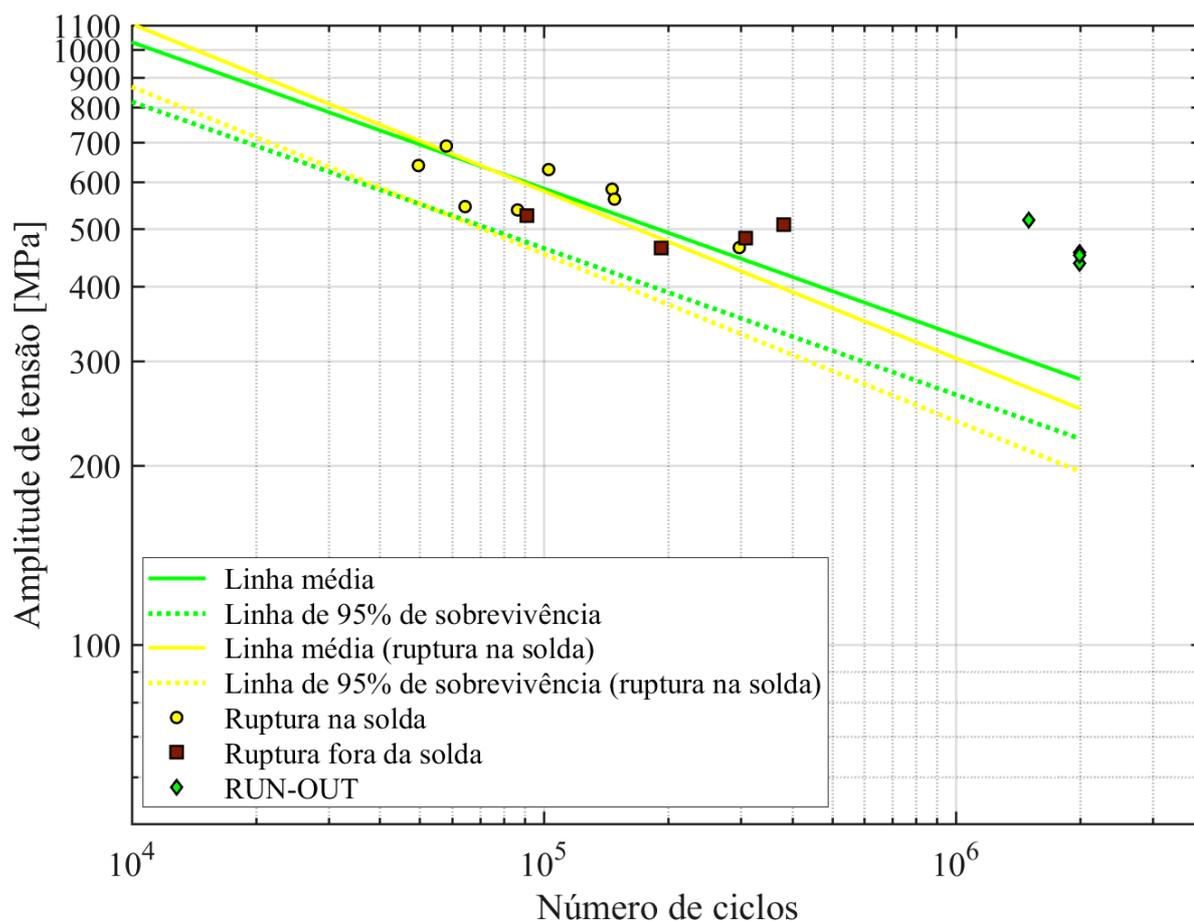
A partir do diagrama S-N da Figura 55 é possível visualizar claramente a superioridade em desempenho do processo GMAW em relação ao processo PAW. Mostrando que o pós-processamento em soldagem, por meio da retirada de reforço, causa melhoramento significativo de vida em fadiga, principalmente se considerar

peças projetadas para baixo ciclo (até aproximadamente 100 mil ciclos).

O pós-processamento de retirada de reforço acabou eliminando pontos concentradores de tensão, que direcionam o dano de fadiga para a margem da solda. Por esse motivo, algumas amostras romperam fora da área da solda, porém, dentro da área de ensaio (pescoço do corpo de prova). Nesses casos, outros pontos críticos no metal de base passaram a ser mais importantes para desencadeamento de ruptura por fadiga do que os fatores associados a solda.

Levando em consideração o fenômeno descrito no parágrafo anterior, foi confeccionado o diagrama S-N da Figura 56, com distinção dos locais de fratura para o processo GMAW sem reforço.

FIGURA 56 - DIAGRAMA S-N PARA O PROCESSO GMAW, SEM REFORÇO E COM DISTINÇÃO DE LOCAIS DE RUPTURA.

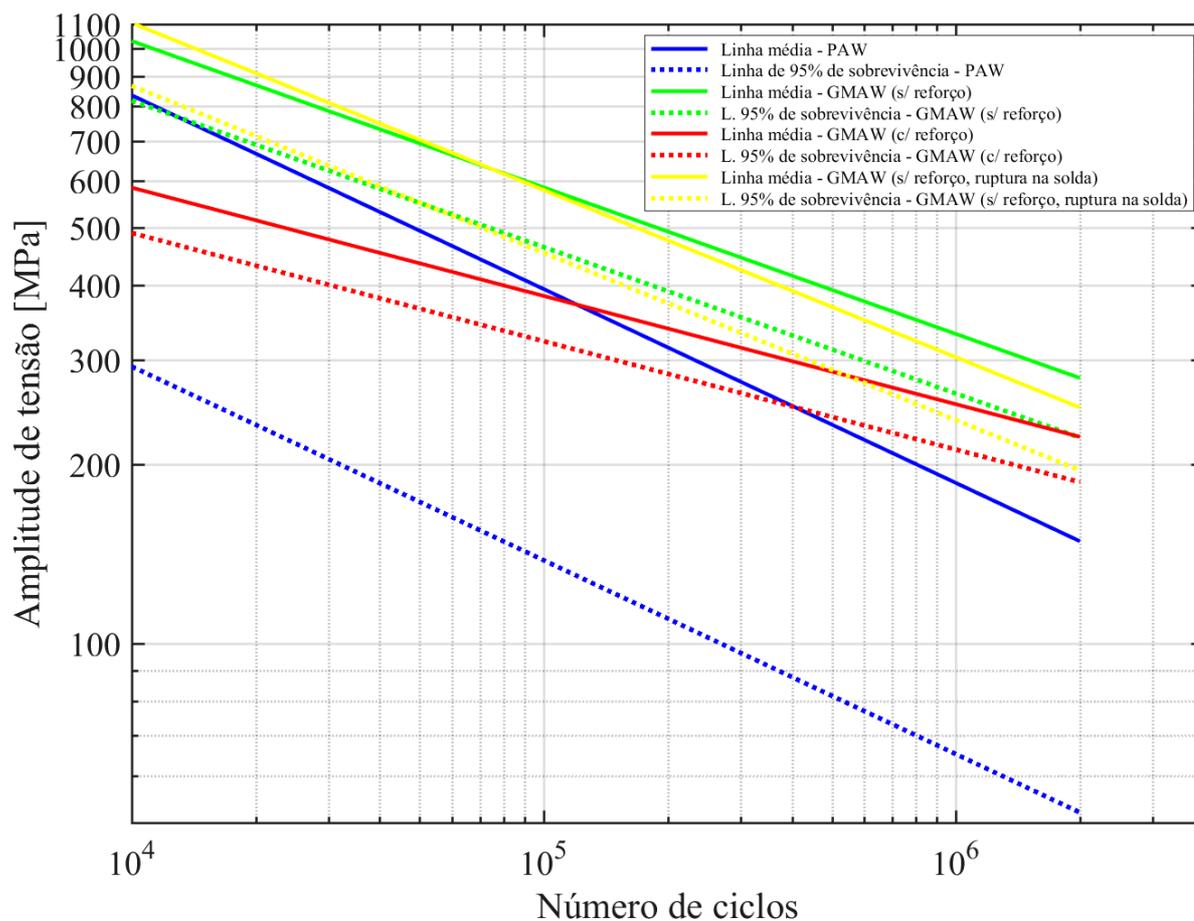


As linhas amarelas da Figura 56 representa as rupturas na junta soldada. Para tal, as rupturas fora da area da solda não foram consideradas. O coeficiente angular passou de -4,06 para -3,56, ou seja, o desempenho em alto ciclo (acima de

aproximadamente 100 mil ciclos) diminuiu.

De tal forma, a elucidar claramente todas as linhas de sobrevivências levantadas no estudo de um modo comparativo, foi confeccionado o diagrama S-N da Figura 57.

FIGURA 57 - DIAGRAMA S-N PARA TODOS OS PROCESSOS E CONDIÇÕES APONTADAS NO ESTUDO.



De modo a fazer um comparativo com aços estruturais comuns, foi confeccionado diagramas S-N incluindo as linhas de 95% de sobrevivência de orientações das normas Eurocode3 – seção 1.9 – Fadiga (1993), AWS D1.1/D1.1M (2010) e das orientações do Instituto Internacional de soldagem IIW (2008), para as mesmas características das soldas aplicadas neste estudo, que são elas:

- Junta de topo;
- Carregamento transversal;
- Sem a realização de ensaios não destrutivos de inspeção;
- Com e sem retirada do reforço dos cordões.

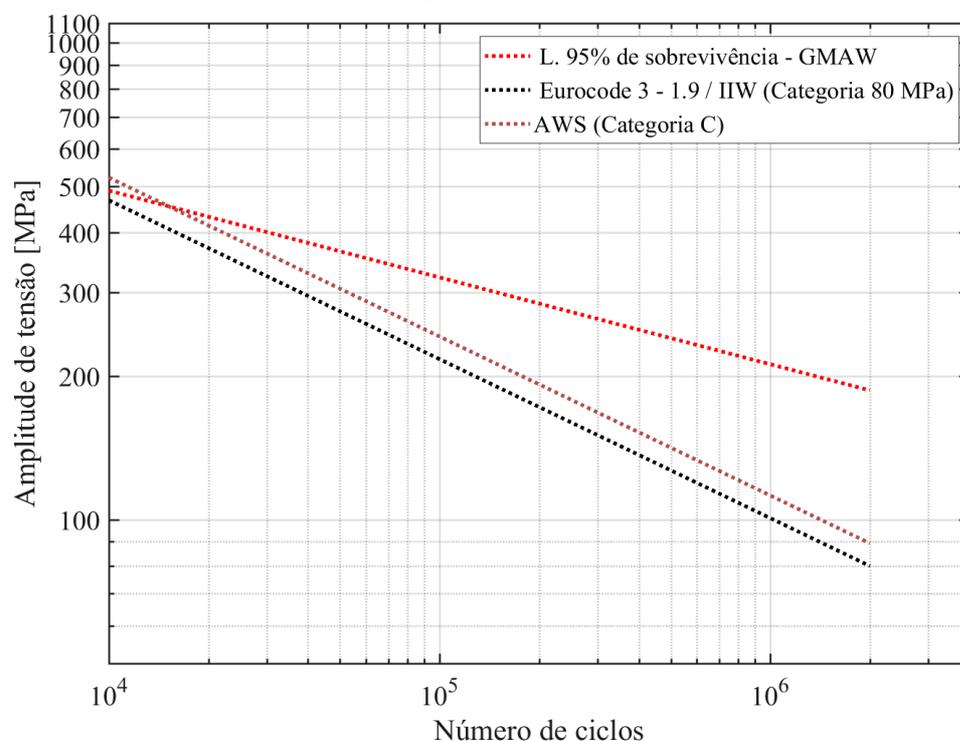
De acordo com as características acima, a Tabela 19 mostra as famílias específicas de uniões soldadas correspondentes nas normas (com a nomenclatura utilizada em cada norma).

TABELA 19 - FAMÍLIAS DE UNIÕES SOLDADAS DE ACORDO COM AS NORMAS.

Condição	Norma/Recomendação	Figura de Mérito
Solda com reforço	Eurocode3 seção 1.9	Categoria do Detalhe: 80 MPa
	AWS D1.1 (2010)	Categoria de Fadiga: C
	IIW (2008)	Número FAT: 80 MPa
Solda sem reforço	Eurocode3 seção 1.9	Categoria do Detalhe: 112 MPa
	AWS D1.1 (2010)	Categoria de Fadiga: B
	IIW (2008)	Número FAT: 112 MPa

A Figura 58 mostra uma comparação das linhas de 95% de sobrevivência sugeridas nos códigos para as características correspondentes as uniões com reforço estudadas.

FIGURA 58 - DIAGRAMA S-N DE COMPARAÇÃO DAS UNIÕES COM REFORÇO COM AS NORMAS.

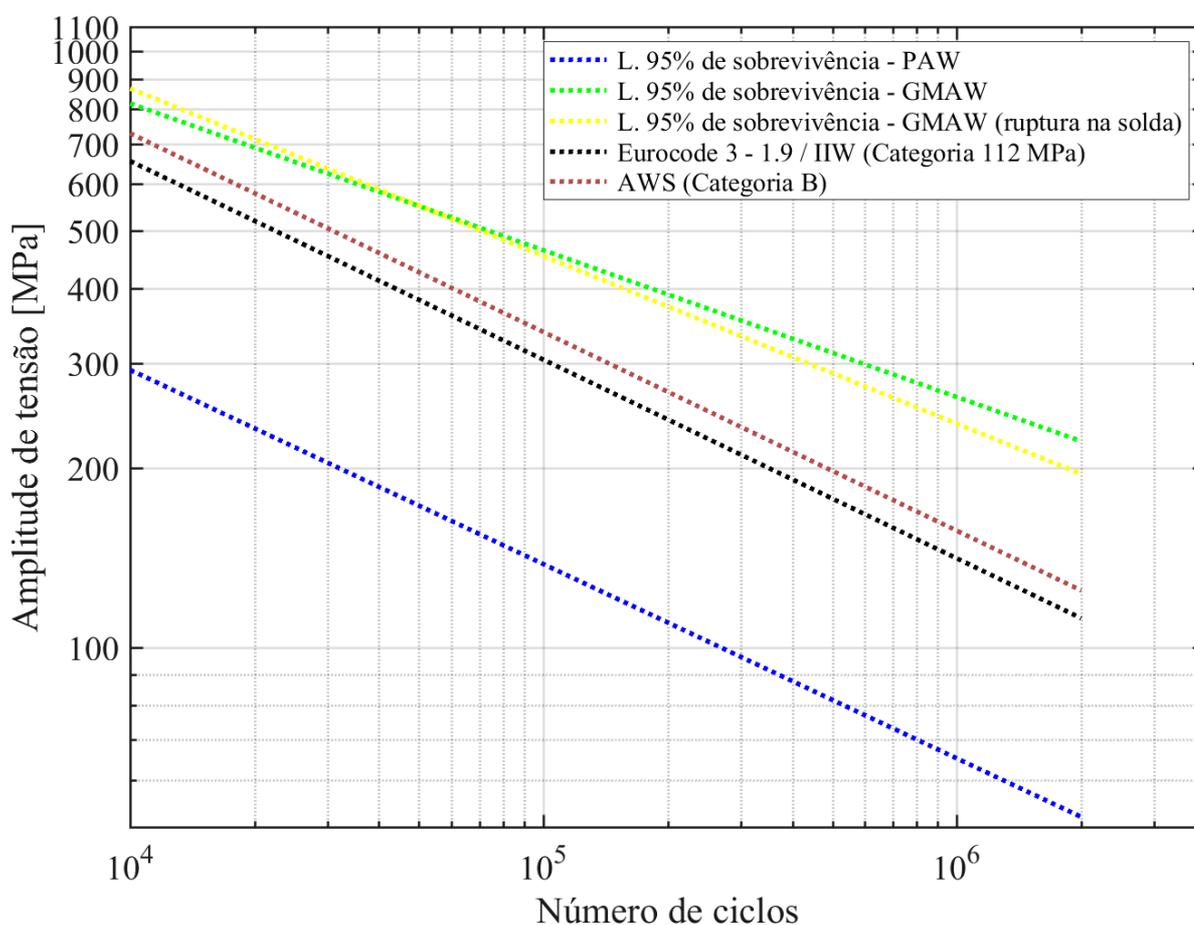


Em baixíssimo ciclo (até aproximadamente 11 mil ciclos) a linha de 95% de

sobrevivência do processo GMAW estudado e as linhas das normas tem desempenho semelhante, porém, com o aumento dos ciclos, o desempenho desta união soldada estudada apresenta desempenho consideravelmente superior das apresentadas por normas.

A Figura 59 mostra uma comparação das linhas de 95% de sobrevivência sugeridas nos códigos para as características correspondentes as uniões sem reforço estudadas.

FIGURA 59 - DIAGRAMA S-N DE COMPARAÇÃO DAS UNIÕES SEM REFORÇO COM AS NORMAS.



As linhas de 95% de sobrevivência do processo GMAW tanto para a linha que engloba todos os casos, quanto para a linha que exclui os casos com ruptura fora da área da solda demonstram desempenho superior aos propostos por norma, porém, para a linha de 95% de sobrevivência do processo PAW, o desempenho é constantemente inferior aos das linhas propostas pelas normas.

Utilizando de uma comparação com valores, as Tabela 20 e 21 mostram os

valores dos coeficientes angulares (B) e das amplitudes de tensão para baixo ciclo (se usou 10 mil ciclos) e alto ciclo (se usou 1 milhão de ciclos), para os casos com e sem reforço, respectivamente.

TABELA 20 - COMPARATIVO DE VALORES DE DESEMPENHO EM FADIGA COM REFORÇO.

	B	$\Delta\sigma_{10k}$	$\Delta\sigma_{1M}$
GMAW	-5,49	490	212
Eurocode 3 - 1.9 / IIW (Categoria 80 MPa)	-3,00	468	101
AWS D1.1 (Categoria C)	-3,00	522	112

Siglas: B = coeficiente angular

$\Delta\sigma_{10k}$ = amplitude de tensão em 10 mil ciclos

$\Delta\sigma_{1M}$ = amplitude de tensão em 1 milhão de ciclos

TABELA 21 - COMPARATIVO DE VALORES DE DESEMPENHO EM FADIGA SEM REFORÇO.

	B	$\Delta\sigma_{10k}$	$\Delta\sigma_{1M}$
GMAW (ruptura na solda)	-3,56	867	303
GMAW	-4,06	818	263
PAW	-3,07	835	186
Eurocode 3 - 1.9 / IIW (Categoria 112 MPa)	-3,00	655	141
AWS D1.1 (Categoria B)	-3,00	729	157

Siglas: B = coeficiente angular

$\Delta\sigma_{10k}$ = amplitude de tensão em 10 mil ciclos

$\Delta\sigma_{1M}$ = amplitude de tensão em 1 milhão de ciclos

5 CONCLUSÕES

O presente trabalho teve por objetivo avaliar o desempenho em fadiga de uniões soldadas do aço ao boro 22MnB5 + NbMo após processo de estampagem a quente para aplicação na indústria automotiva. Nos procedimentos de soldagem, utilizaram-se técnicas, insumos e parâmetros que comumente são empregados na fabricação da indústria automotiva, de forma que essas juntas apresentassem, dentro do possível, aplicabilidade concreta. Para a obtenção de cordões íntegros, foram feitos testes experimentais dos parâmetros de processo, acompanhados de avaliação visual e ensaios destrutivos, para confirmação de tal integridade. Posteriormente, ensaios de tração simples comprovaram o bom nível de qualidade obtida nos cordões.

A análise macrográfica apontou uma zona atípica, próxima às zonas afetadas pelo calor nos dois processos de soldagem estudados. Essa área específica foi denominada, ao longo do estudo, como “zona clara”, e foi analisada por meio de imagens micrográficas e medição de dureza. Tal região apresenta estrutura principalmente ferrítica-perlítica e, por meio de análise EDS, observou-se indício de migração de parte do carbono existente nessa região para a ZAC.

Na avaliação microestrutural, constatou-se que nas zonas afetadas pelo calor foram geradas diversas microestruturas, com prevalência da bainítica, pequena presença de martensita e ferrita de Widmanstätten, além de carbonetos de contorno de grão. A zona fundida apresentou uma microestrutura refinada composta por ferrita acicular, ferrita poligonal, ferrita de Widmanstätten e bainita (esta, somente no processo PAW), além de agregados de carbonetos.

Foi constatado, por meio das análises macrográficas e medições de geometria e de tensões residuais nos cordões, que o processo PAW apresentou instabilidade, o que causou elevada variabilidade geométrica do cordão.

As análises térmicas apontaram que a “zona clara” (a qual sofre processo de revenimento) ocorre numa faixa de temperaturas entre 700°C e 870°C. Porém, o nível de exatidão dos experimentos não permite uma conclusão definitiva sobre tal intervalo de temperaturas.

O processo de soldagem GMAW/CSC surpreendeu positivamente, em termos de desempenho em fadiga. Observou-se baixa dispersão de resultados e uma inclinação relativamente suave da linha S-N. Para esse processo também foi

analisada a influência da retirada dos reforços dos cordões, visando avaliar a importância do fator de concentração de tensões associado à margem do cordão. Observou-se que tal retirada dos cordões foi benéfica para o desempenho em fadiga, a ponto de, em algumas amostras, o sítio de falha ter migrado da área da solda para o metal base.

O processo de soldagem PAW, que havia apresentado os melhores resultados nos testes de tração simples, teve o menor desempenho em fadiga. Tal desempenho inferior está intimamente relacionado à alta dispersão de resultados, o que provocou uma linha S-N de 95% de sobrevivência muito baixa. No entanto, o processo PAW apresenta características notáveis e, conseqüentemente, deve vir a ser tratado em estudos futuros.

A região revenida (zona clara) apresentou baixo nível de dureza em relação às demais regiões do material. Por esse motivo, alguns corpos de prova submetidos ao teste de tração simples romperam nessa região (os demais fraturaram na zona fundida, a qual pode apresentar descontinuidades importantes). Porém, nos testes de fadiga, as análises preliminares da região de fratura indicaram que a zona clara não se configura na região mais crítica, por apresentar maior ductilidade que o restante do material.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

A parametrização do processo PAW envolveu um período de testes considerável, cujos resultados, em termos de geometria do cordão e desempenho em fadiga, se mostraram insatisfatórios. Contudo, hipoteticamente, tanto os levantamentos de parâmetros ótimos, como a alteração do modo operacional de soldagem, poderiam gerar geometrias de cordão superiores àquela obtida nas juntas aqui analisadas e, conseqüentemente, proporcionar melhores resultados.

Para um melhor entendimento do fenômeno que provoca o surgimento da zona clara, seriam necessários novos testes para obtenção, além dos valores de pico, das taxas de resfriamento impostas.

Quanto à avaliação das características da zona clara e sua relação com a faixa de temperaturas a que é submetida durante o processo de soldagem, seriam necessários novos experimentos, que permitiriam obter valores mais exatos. Também seria adequado avaliar, além do valor máximo atingido, a taxa de variação da temperatura. Tais experimentos poderiam ser acompanhados pela simulação computacional do fenômeno.

Também seria adequado realizar novas medições de tensão residual, em mais pontos, abarcando campos maiores em torno dos cordões.

No que tange à geometria global dos corpos de provas e das juntas, seria necessário realizar o escaneamento de vários corpos de prova, anteriormente aos ensaios de fadiga, de forma que se consiga medir e relatar excentricidades e desalinhamento angulares provenientes do processo de soldagem. Tais fatores têm influência no desempenho em fadiga.

Por absoluta falta de tempo, não foi possível avaliar profundamente as superfícies de fratura resultantes dos ensaios de fadiga. Tal procedimento pode evidenciar quais foram os defeitos da solda causadores da iniciação das fraturas e, desta forma, juntamente com os diagramas S-N levantados, apontar quais desses defeitos governam o processo de dano de fadiga.

Por fim, a presença de uma região revenida, resultante do processo de soldagem, naturalmente indica a necessidade de avaliação de um procedimento em que a fabricação da junta ocorra anteriormente à conformação a quente.

7 REFERÊNCIAS

ÅKERSTRÖM, P.; OLDENBURG, M. Austenite decomposition during press hardening of a boron steel—Computer simulation and test. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 174, n. 1, p. 399–406, 2006.

ALTAN, T. **R&D Update: Hot-stamping boron-alloyed steels for automotive parts - Part I.** Disponível em: <<https://www.thefabricator.com/stampingjournal/article/stamping/hot-stamping-boron-alloyed-steels-for-automotive-parts>>. Acesso em: 31 jan. 2020.

AMERICAN WELDING SOCIETY. **Specification for Carbon Steel Electrodes and Rods for Gas Shielded Arc Welding.** 3. ed. [s.l: s.n.].

AMERICAN WELDING SOCIETY. **AWS D1. 1/D1. 1M:2010 Structural Welding Code-Steel.** 22. ed. Miami: [s.n.].

ASTM E387 - 17. **Standard Test Method for Microindentation Hardness of Materials,** 2017.

ASTM INTERNATIONAL. **ASTM E739-10(2015) Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -) Fatigue Data**Annual Book of ASTM Standards, 2015.

BARIANI, P. F. et al. Testing formability in the hot stamping of HSS. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 57, n. 1, p. 265–268, 2008.

BILLUR, E. **Introduction.** In: **Billur E. (eds) Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels.** Cham: Springer, 2019.

BS 7910. **Guide to methods for assessing the acceptability of flaws in metallic structures**British Standards, 2019.

CHANG, Y. et al. Influence of Hot Press Forming Techniques on Properties of Vehicle High Strength Steels. **Journal of Iron and Steel Research, International**, v. 18, n. 5, p. 59–63, 2011.

D. W. FAN, S. BIROSCA, HAN S. KIM AND B. C, D. C. Critical Review of Hot

Stamping Technology for Automotive Steels.pdf. n. January, 2013.

DA SILVA, M. S. et al. Analysis of fatigue-related aspects of FCAW and GMAW butt-welded joints in a structural steel. **Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering**, v. 42, n. 1, p. 67, 2019.

DE SOUZA, J. et al. **Development of Process Techniques for Press Hardening of Thick Plates**. Development of Process Techniques for Press Hardening of Thick Plates. **Anais...Stuttgart: New Developments in Sheet Metal Forming**, 14 maio 2018

DE SOUZA, J.; ALMEIDA, D.; DRUNN, J. Investigação Experimental da Taxa de Resfriamento no Processo de Presshardening em Chapas de Grande Espessura em Aço 22MnB5. **Tecnologia em Metalurgia Materiais e Mineração**, v. 13, p. 346–355, 1 dez. 2016.

ESAB **Catálogo**. Disponível em: <<https://www.esab.com.br/br/pt/products/filler-metals/mig-mag-wires-gmaw/low-alloy-wires/ok-aristorod-89.cfm>>. Acesso em: 23 abr. 2019.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDISATION. **Eurocode 3 - EN1993-1-9, Design of Steel Structures - Part 1.9: Fatigue**, 2003.

EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION. **Eurocode EN 1990:2002+A1:2005 (E) - Basis of Structural Design**, 2002.

FAN, D. et al. **Materials Science & Technology**. Critical review of hot stamping technology for automotive steels. **Anais...Detroid, Michigan: ASM International**, 1 set. 2007

FAN, D.; KIM, H.; DE COOMAN, B. A Review of the Physical Metallurgy related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel. **steel research international**, v. 80, p. 241–248, 23 abr. 2010.

FARAJIAN, M. Welding residual stress behavior under mechanical loading. **Welding in the World**, v. 57, n. 2, p. 157–169, 2013.

FÜHR, T. A. **AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS**

SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo DE GRANDE ESPESSURA AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo DE GRANDE ESPESSURA. [s.l.] Universidade de Passo Fundo, 2018.

HANNULA, J. et al. Evaluation of Mechanical Properties and Microstructures of Molybdenum and Niobium Microalloyed Thermomechanically Rolled High-Strength Press Hardening Steel. **JOM**, v. 71, n. 7, p. 2405–2412, 15 jul. 2019.

HE, L. et al. Research on mechanical properties of 22MnB5 steel quenched in a steel die. **Journal of Shanghai Jiaotong University (Science)**, v. 16, n. 2, p. 129–132, 2011.

HE, L. F.; ZHAO, G. Q.; LI, H. P. Measurement and Analysis of Time-Temperature-Transformation Curves of Boron Steel 22MnB5. **Applied Mechanics and Materials**, v. 29–32, p. 484–489, 2010.

HEIN, P. A Global Approach of the Finite Element Simulation of Hot Stamping. **Advanced Materials Research**, v. 6–8, p. 763–770, 2005.

HEIN, P.; WILSIUS, J. Status and Innovation Trends in Hot Stamping of USIBOR 1500 P. **steel research international**, v. 79, p. 85–91, 1 fev. 2008.

HENSEL, J. et al. Welding residual stresses as needed for the prediction of fatigue crack propagation and fatigue strength. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 198, p. 123–141, 2018.

HICKS, J. G. **Welded joint design.** [s.l.] Industrial Press Inc., 1999.

HOBBACHER, A. **Recommendations for fatigue design of welded joints and components.** [s.l.] Springer, 2016. v. 47

HOFFMANN, H.; SO, H.; STEINBEISS, H. Design of Hot Stamping Tools with Cooling System. **CIRP Annals**, v. 56, n. 1, p. 269–272, 2007.

HU, P.; YING, L.; HE, B. **Hot stamping advanced manufacturing technology of lightweight car body.** [s.l.] Springer Singapore, 2016.

ISO 4136. **Destructive tests on welds in metallic materials – Transverse**

tensile test, 2013.

ISO 5817:2014. **Arc welded joints in steel- Guidance on quality levels for imperfections** European Committee for Standardization, 2014.

ISO 6520-1. **Welding and allied processes — Classification of geometric imperfections in metallic materials — Part 1: Fusion welding** BS EN ISO 6520-1, 2007. Disponível em: <<https://www.iso.org/standard/40229.html>>. Acesso em: 10 mar. 2020

ISO 9015-2. **Destructive tests on welds in metallic materials — Hardness testing — Part 2: Microhardness testing of welded joints**. 2. ed. [s.l: s.n.].

JANG, W. S. et al. Low-cycle fatigue in quenched boron steel sheet due to hot stamping. **Transactions of the Korean Society of Mechanical Engineers, A**, v. 34, n. 10, p. 1419–1425, out. 2010.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. A review on hot stamping. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 210, n. 15, p. 2103–2118, 19 nov. 2010.

KOU, S. **Welding metallurgy**. New Jersey, USA, 2003.

KRAUSS, G. **Steels: processing, structure, and performance**. 2° ed. [s.l.] Asm International, 2015.

LAASRAOUI, A.; JONAS, J. J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates. **Metallurgical Transactions A**, v. 22, n. 7, p. 1545–1558, 1991.

LASSEN, T. The effect of the welding process on the fatigue crack growth. **Welding Journal**, v. 69, p. 75S–81S, 1990.

LASSEN, T.; RECHO, N. **Fatigue life analyses of welded structures: flaws**. [s.l.] John Wiley & Sons, 2013.

LECHLER, J.; MERKLEIN, M. **Hot stamping of ultra high strength steels as a key technology for lightweight construction**. Materials Science and Technology Conference and Exhibition, MS and T'08. **Anais...Pittsburgh**,

Pennsylvania: ASM International, 2008

LINCOLN ELECTRIC COMPANY. **Surface Tension Transfer**® (STT®).
Cleveland: [s.n.].

LIU, H.; LEI, C.; XING, Z. Cooling system of hot stamping of quenched steel BR1500HS: Optimization and manufacturing methods. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 69, n. 1–4, p. 211–223, 2013.

LLEWELLYN, D.; HUDD, R. **Steels: metallurgy and applications**. [s.l.] Elsevier, 1998.

LORENZ, D.; ROLL, K. **Modelling and analysis of integrated hotforming and quenching processes**. Advanced Materials Research. **Anais...Trans Tech Publications**, 2005

MADDOX, S. J. Review of fatigue assessment procedures for welded aluminium structures. **International Journal of Fatigue**, v. 25, n. 12, p. 1359–1378, 2003.

MADDOX, S. J. **Fatigue strength of welded structures**. [s.l.] Woodhead publishing, 2014.

MASUBUCHI, KWATT, D. F. et al. Residual stresses and distortion. In: **Welding Handbook**. 9^o ed. Miami: American Welding Society, 2001. p. 297–357.

MERKLEIN, M. et al. Hot stamping of boron steel sheets with tailored properties: A review. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 228, p. 11–24, 1 fev. 2016.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J.; GEIGER, M. Characterisation of the flow properties of the quenched ultra high strength steel 22MnB5. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 55, n. 1, p. 229–232, 2006.

MISHCHENKO, A.; SCOTTI, A. Tensões Residuais em Soldagem a Arco: Uma Visão Holística. **Soldagem & Inspeção**, v. 23, n. 1, p. 93–112, 2018.

MOHRBACHER, H. **Martensitic automotive steel sheet-fundamentals and**

metallurgical optimization strategies. Advanced Materials Research. **Anais...Trans Tech Publ**, 2015

MORI, K.; ITO, D. Prevention of oxidation in hot stamping of quenchable steel sheet by oxidation preventive oil. **CIRP Annals**, v. 58, n. 1, p. 267–270, 2009.

NADERI, M. Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. 1 jan. 2007.

NADERI, M.; BLECK, W. **Hot stamping of ultra high strength steels**. [s.l.] Lehrstuhl und Institut für Eisenhüttenkunde, 2008.

NADERI, M.; SAEED-AKBARI, A.; BLECK, W. The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 487, n. 1–2, p. 445–455, 25 jul. 2008.

NORRISH, J.; CUIURI, D. The controlled short circuit GMAW process: A tutorial. **Journal of Manufacturing Processes**, v. 16, n. 1, p. 86–92, 2014.

REIS, R. P.; SCOTTI, A. **Fundamentos e Prática da Soldagem a Plasma**. São Paulo: Artliber Editora Ltda, 2007.

SATANOVSKII, L. G. Apparatus for heat treatment of castings. Review of foreign literature. **Metal Science and Heat Treatment**, v. 17, n. 6, p. 518–520, 1975.

SCOTTI, A.; PONOMAREV, V. **Soldagem MIG/MAG: melhor entendimento, melhor desempenho**. [s.l.] Artliber, 2008.

SOMANI, M. C. et al. Dimensional Changes and Microstructural Evolution in a B-bearing Steel in the Simulated Forming and Quenching Process. **ISIJ International**, v. 41, n. 4, p. 361–367, 2001.

SOUZA, D. **Levantamento de Mapas Operacionais de Transferência Metálica para Soldagem MIG/MAG de Aço ao Carbono na Posição Plana**. [s.l.: s.n.].

SOUZA, D. et al. Influência da regulagem de parâmetros de soldagem sobre a estabilidade do processo MIG/MAG operando em curto-circuito. **Soldagem e Inspecao**, v. 16, n. 1, p. 22–32, 2011.

SOUZA, F. B. P. DE; SANTOS, D. B. **abm proceedings**. SIMULAÇÃO NUMÉRICA DO PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE. **Anais...**São Paulo: 50º Seminário de Laminação, 2013

STARLING, C. M. D.; MODENESI, P. J. Avaliação da transferência de metal de arames tubulares. **Soldagem & Inspeção, São Paulo**, v. 11, n. 3, p. 147–155, 2006.

STEINBEISS, H. et al. Method for optimizing the cooling design of hot stamping tools. **Production Engineering**, v. 1, n. 2, p. 149–155, 2007.

TENG, T.-L.; FUNG, C.-P.; CHANG, P.-H. Effect of weld geometry and residual stresses on fatigue in butt-welded joints. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 79, n. 7, p. 467–482, 2002.

THELNING, K.-E. **Steel and its heat treatment**. [s.l.] Butterworths, 1984.

VENTURINI, W. S.; RODRIGUES, R. O. **NBR ISO 6892-1: Materiais metálicos–ensaio de tração–parte 1: método de ensaio à temperatura ambiente**Rio de Janeiro, 2013.

VILLANI, P.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. **Soldagem: Fundamentos e Tecnologia**. 4º ed. [s.l.] Elsevier Brasil, 2016.

WEMAN, K. Plasma welding. In: **Welding Processes Handbook**. 2º ed. [s.l.] Woodhead Publishing, 2012. p. 71–74.

ZERBST, U. et al. Review on fracture and crack propagation in weldments – A fracture mechanics perspective. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 132, p. 200–276, 2014.

ZERBST, U. et al. **Fatigue and Fracture of Weldments**. [s.l.] Springer International Publishing, 2019.