

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO
EM PROJETO E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO

Área de concentração: Projeto e Processos de Fabricação

Dissertação de Mestrado

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PELA
TÉCNICA DE CTOD EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO
22MnB5 + NbMo**

Lucas Soccol

Passo Fundo

2022



CIP – Catalogação na Publicação

S678a Soccol, Lucas

Avaliação da tenacidade à fratura pela técnica de CTOD em juntas soldadas do aço 22MnB5 + NbMo [recurso eletrônico] / Lucas Soccol. – 2022.
2,92 Mb ; PDF.

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel.
Coorientador: Prof. Dr. Paulo Henrique Sanchez Cardoso.
Dissertação (Mestrado em Projeto e Processos de Fabricação) – Universidade de Passo Fundo, 2022.

1. Aço - Análise. 2. Estampagem (Metais). 3. Soldagem.
I. Israel, Charles Leonardo, orientador. II. Paulo Henrique Sanchez Cardoso, coorientador. III. Título.

CDU: 621.9

Catalogação: Bibliotecário Luís Diego Dias de S. da Silva – CRB 10/2241

Lucas Soccol

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PELA TÉCNICA DE
CTOD EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo**

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel
Coorientador: Prof. Dr. Paulo Henrique Sanchez
Cardoso

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Passo Fundo

2022

Lucas Soccol

**AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PELA TÉCNICA DE
CTOD EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Projeto e Processos de Fabricação da Universidade de Passo Fundo, como requisito para obtenção do grau de Mestre em Projeto e Processos de Fabricação.

Data de aprovação: 16 de março de 2022.

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor Charles Leonardo Israel
Orientador

Professor Doutor Paulo Henrique Sanchez Cardoso
Coorientador

Professor Doutor William Haupt
Universidade de Passo Fundo (UPF)

Professor Doutor Diego Tolotti de Almeida
Universidade Federal do Rio Grande do Sul (UFRGS)

Professor Doutor Mário Wolfart Jr
Instituto Federal Catarinense (IFC)

*Dedico este trabalho primeiramente a Deus, que possibilitou essa trajetória, me concebendo saúde e sabedoria.
Aos meus pais, Neri e Cleusa, pela confiança, apoio e incentivo.
Aos meus irmãos Josimar e Ana Carolina, pela motivação e fonte de inspiração.*

AGRADECIMENTOS

A Deus, criador do céu e da terra, por ter possibilitado a realização deste sonho e me guiado nesta caminhada.

Aos meus pais, Neri e Cleusa, pela educação que me proporcionaram, por todo amor e carinho; e principalmente pelo apoio e incentivo em todos os momentos da minha vida.

Aos meus irmãos, Josimar e Ana Carolina, pela amizade e irmandade; pela ajuda, incentivo e principalmente por estarem sempre presentes. E aos meus cunhados, Susan e Alex, por fazerem parte da nossa família e pelos conselhos, ajudas e palavras de incentivo.

A minha namorada Beatriz, pelo amor e carinho; e principal por toda atenção, apoio e incentivo na reta final dessa caminhada.

A Universidade de Passo Fundo (UPF) por me conceder uma bolsa de estudos e toda estrutura necessária para a realização do presente mestrado.

Ao meu professor orientador Dr^o Charles Leonardo Israel, por todo conhecimento compartilhado, toda atenção e auxílio prestado. Sem dúvida suas orientações foram de extrema importância para a obtenção do êxito nesta caminhada.

Ao meu professor coorientador Dr^o Paulo Henrique Sanchez Cardoso, pelas orientações e pela troca de experiência compartilhada. Sem dúvida contribuíram muito para a execução do presente trabalho.

A empresa Bruning Tecnometal Ltda, por incentivar a pesquisa e por proporcionar a realização deste trabalho, fornecendo todos os materiais, equipamentos, mão de obra e meios de produção necessários para a confecção dos corpos de prova utilizados nesta pesquisa.

Ao Diego Tolotti, diretor de P&D da empresa Bruning Tecnometal Ltda, pela amizade e principalmente por todo auxílio e experiência compartilhada durante a elaboração e execução do projeto de pesquisa.

Ao meu colega de mestrado, sócio e amigo, Gediel Adriano Klein, pela amizade, troca de experiência e por todo auxílio prestado.

A todos os amigos, colegas e demais familiares, que ajudaram direta ou indiretamente ao longo do curso de mestrado. Mas principalmente por estarem sempre presenciando e incentivando minhas conquistas.

Cada sonho que você deixa para trás, é um pedaço do seu futuro que deixa de existir.

Steve Jobs

RESUMO

A estampagem a quente é um processo de conformação de metais, onde o material é aquecido e durante o procedimento de conformação sofre um resfriamento acelerado, realizando a têmpera. Na tentativa de obter melhorias para o processo, desenvolveu-se uma nova liga de aço, adicionando Nb e Mo no aço ao boro 22MnB5. Nesse contexto, o objetivo do presente estudo foi avaliar a tenacidade à fratura por CTOD nas diferentes regiões das juntas soldadas pelo processo GMAW do aço 22MnB5+NbMo de grande espessura após a estampagem a quente. Inicialmente os corpos de prova foram estampados a quente, austenitizados a 950°C por 5min e resfriados a uma taxa de 27°C/s, subsequente efetuou-se a soldagem MAG robotizada, utilizando o metal de adição ER110S-G. Para quantificação das propriedades mecânicas foram realizados ensaios de tração, dureza e tenacidade à fratura por CTOD. Os ensaios de CTOD foram realizados em corpos de prova do tipo SE(B), com solicitação por flexão à três pontos, sob frequência de 10Hz, ΔK de 25,20 MPa \sqrt{m} e razão de fadiga R=0,1. O monitoramento da pré-trinca deu-se através de *clip-gage* até atingir a relação de a/W de 0,55. As análises das fraturas foram realizadas por microscopia eletrônica de varredura. Em conclusão identificou-se que a temperatura proveniente do processo de soldagem teve influência significativa na redução de dureza, resistência mecânica e alterações microestruturais, além de proporcionar aumento da tenacidade à fratura da região branca e da ZTA, porém, a soldagem não influenciou negativamente a integridade estrutural das juntas soldadas, tendo em vista que os menores valores de CTOD foram obtidos no MB estampado a quente. Outrossim, identificou-se um ganho em tenacidade à fratura de aproximadamente 180% no Aço 22MnB5+NbMo quando comparado com o Aço 22MnB5 sem a presença de Nb e Mo, ambos estampados a quente.

Palavras-chave: Aço 22MnB5+NbMo. Estampagem a quente. GMAW. CTOD.

ABSTRACT

Hot stamping is a metal forming process, where the material is heated and during the forming procedure it undergoes an accelerated cooling, performing quenching. In an attempt to improve the process, a new steel alloy was developed, adding Nb and Mo in the steel to boron 22MnB5. In this context, the objective of the present study was to evaluate the fracture toughness by CTOD in the different regions of the joints welded by the GMAW process of 22MnB5+NbMo steel of great thickness after hot stamping. Initially, the specimens were hot stamped, austenitized at 950°C for 5min and cooled at a rate of 27°C/s, followed by robotic MAG welding, using filler metal ER110S-G. To quantify the mechanical properties, tensile, hardness and fracture toughness tests were performed by CTOD. The CTOD tests were performed on SE(B) specimens, with bending stress at three points, under a frequency of 10Hz, ΔK of 25.20 MPa \sqrt{m} and fatigue ratio R=0.1. Pre-crack monitoring was carried out using clip-gage until reaching an a/W ratio of 0.55. Fracture analyzes were performed by scanning electron microscopy. In conclusion, it was identified that the temperature from the welding process had a significant influence on the reduction of hardness, mechanical strength and microstructural changes, in addition to providing an increase in fracture toughness of the white region and the HAZ, however, the welding did not negatively influence the structural integrity of the welded joints, considering that the lowest values of CTOD were obtained in the hot stamped MB. Furthermore, a gain in fracture toughness of approximately 180% was identified in 22MnB5+NbMo Steel when compared to 22MnB5 Steel without the presence of Nb and Mo, both hot stamped.

Keywords: Steel 22MnB5+NbMo. Hot Stamping. GMAW. CTOD.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Métodos de estampagem a quente: a) estampagem a quente direta; b) estampagem a quente indireta	21
Figura 2 - Gráfico Tempo x Temperatura x Resistência à tração para o processo de aquecimento parcial na estampagem a quente.....	22
Figura 3 - Fenômenos metalúrgicos que ocorrem ao longo do processo de estampagem a quente seguido de têmpera	23
Figura 4 - Resistência à tração X alongamento dos aços de baixo Carbono (C) e dos Aços AHSS	25
Figura 5 – Diagrama CCT para o Aço 22MnB5 + NbMo.....	26
Figura 6 - Regiões de um junta soldada	29
Figura 7 – Fluxograma para ensaio da tenacidade à fratura	32
Figura 8 - Esquema de aplicação de cargas para os corpos de prova: a) C(T); b) SE(B)33	
Figura 9 - Código de orientação do plano de fissura para espécimes de tenacidade à fratura: a) metal de base e b) cordão de solda	34
Figura 10 - Código de orientação do plano de fissura para espécimes de tenacidade à fratura para testar a ZTA de uma solda de topo típica.....	35
Figura 11 - Dimensões e tolerâncias para amostras de flexão a três pontos	36
Figura 12 - Extensômetro do tipo <i>clip-gage</i>	37
Figura 13 – Fluxograma de atividades	38
Figura 14 – Corpo de prova para estampagem a quente	40
Figura 15 – Desenho esquemático da ferramenta de estampagem a quente	41
Figura 16 - Manipulador e Robô de soldagem	44
Figura 17 - Localização dos Corpos de Prova.....	44
Figura 18 - Pontos de medição para ensaio de dureza Vickers	46
Figura 19 – Geometria e dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração	46
Figura 20 - Geometria e dimensões dos espécimes para ensaio de CTOD	47
Figura 21 - Dispositivo para ensaio de tenacidade à fratura.....	48
Figura 22 – Macrografia das amostras: a) Amostra A; b) Amostra B; c) Amostra C....	51
Figura 23 - Descarbonetação superficial do Aço 22MnB5+NbMo após estampagem a quente	51

Figura 24 – Micrografia do Aço 22MnB5 + NbMo: a) Conforme recebido; b) Estampado a quente.....	52
Figura 25 - Microestrutura das regiões das juntas soldadas: a) Óptica – RB; b) MEV – RB; c) Óptica – ZTA; d) MEV – ZTA; e) Óptica – CS; f) MEV – ZTA.....	53
Figura 26 - Valores de dureza HV: a) CP A; b) CP B; c) CP C.....	55
Figura 27 – Valores médios para os ensaios de tração no Aço 22MnB5+NbMo em diferentes condições	57
Figura 28 – Fractografia: a) Cordão de Solda; b) Região Branca; c) ZTA; d) Metal de Base	60

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Composição química dos diferentes aços ao boro.....	26
Tabela 2 - Composição Química do Aço ao Boro 22MnB5 + NbMo.....	39
Tabela 3 - Propriedades mecânicas do Aço ao Boro 22MnB5 + NbMo	39
Tabela 4 - Parâmetros do processo de estampagem a quente.....	40
Tabela 5 - Composição química do arame-eletrodo Böehler X 70-IG.....	42
Tabela 6 - Propriedades mecânicas do arame-eletrodo Böehler X 70-IG.....	42
Tabela 7 - Condição de soldagem.....	43
Tabela 8 - Parâmetros de Soldagem	43
Tabela 9 - Composição química do metal de base conforme recebido	50
Tabela 10 – Valores médios dos ensaios de tração nas juntas soldadas do Aço 22MnB5 + NbMo.....	56
Tabela 11 – Valores de CTOD no Cordão de Solda.....	58
Tabela 12 – Valores de CTOD na Zona Termicamente Afetada	58
Tabela 13 – Valores de CTOD na Região Branca.....	58
Tabela 14 – Valores de CTOD no Metal de Base	59
Tabela 15 – Análise estatística dos ensaios de CTOD nas diferentes regiões da junta soldada.....	59

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steels</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BS	<i>British Standards</i>
BSE	<i>Back Scattered Electrons</i>
CC	Corrente Contínua
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CP	<i>Complex-phase</i>
CP's	Corpos de Provas
CS	Cordão de Solda
C (T)	<i>Compact Tension Specimen</i>
CMOD	<i>Crack Mouth Opening Displacement</i>
CTOA	<i>Crack Tip Opening Angle</i>
CTOD	<i>Crack Tip Opening Displacement</i>
DIN	<i>Deutsches Institut für Normung</i>
DP	<i>Dual-phase</i>
EDS	<i>Energy Dispersive X-Ray Spectroscopy</i>
EBW	<i>Electron Beam Welding</i>
FSW	<i>Friction Stir Welding</i>
GMAW	<i>Gas Metal Arc Welding</i>
GTAW	<i>Gas Tungsten Arc Welding</i>
HE	<i>Hydrogen Embrittlement</i>
HSLA	<i>High Strength Low Alloy</i>
HSS	<i>High Strength Steel</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LBW	<i>Laser Beam Welding</i>
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MAG	<i>Metal Inert Gas</i>
MB	Metal de Base
MIG	<i>Metal Active Gas</i>

RB	Região Branca
SE	<i>Secondary Electrons</i>
SE (B)	<i>Single-edge Notched Specimen in Three-point Bending</i>
SENT	<i>Single Edge Notched Tension</i>
SM	<i>Specific Microstructure</i>
SMAW	<i>Shielded Metal Arc Welding</i>
SSAB	<i>Swedish Steel AB</i>
TRIP	<i>Transformation-induced Plasticity</i>
UPF	Universidade de Passo Fundo
UHSS	<i>Ultra-high Strength Steel</i>
WP	<i>Weld Positional</i>
ZAC	Zona Afetada pelo Calor
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

a	Comprimento nominal da trinca (mm)
A_{c1}	Temperatura inicial de austenitização durante o aquecimento
A_{c3}	Temperatura final de austenitização durante o aquecimento
B	Espessura do corpo de prova (mm)
E	Módulo de Young (GPa)
f	Razão matemática (a/W) ou (a_0/W) para amostras de dobra
K	Fator de intensidade de tensões ($MPa\sqrt{m}$)
P	Carga correspondente a P_m obtido previamente (kN)
R	Razão de fadiga
T	Temperatura de teste ($^{\circ}C$)
rp	Distância do ponto de medição em relação à face do corpo de prova (mm)
V	Coefficiente de Poisson
Vp	Medida da abertura da boca da trinca (mm)
W	Largura do Corpo de Prova (mm)
z	Fator de rotação plástica
ΔK	Varição entre os valores máximo e mínimo de K ($MPa\sqrt{m}$)
δ	Deslocamento da Abertura da Ponta da Trinca (CTOD)
δ_{el}	Componente Elástico do CTOD
δ_{pl}	Componente Plástico do CTOD
σ_{LE}	Limite de escoamento na temperatura de interesse (MPa)
σ_T	Limite de resistência à tração na temperatura de interesse (MPa)
a_0	Comprimento da trinca (mm)

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO	18
1.1. Objetivos.....	20
1.1.1. Objetivos específicos	20
1.2. Justificativa	20
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	21
2.1. Estampagem a Quente	21
2.2. Aços para Estampagem a Quente	24
2.3. Influência do Nb	27
2.4. Influência do Mo.....	27
2.5. Fragilização por H.....	28
2.6. Soldabilidade dos Aços ao Boro	29
2.7. Microestrutura das Juntas Soldadas	29
2.8. Tenacidade à Fratura.....	30
3. MATERIAIS E MÉTODOS	38
3.1. Caracterização do Material de Base.....	39
3.2. Preparação dos <i>Blanks</i> para Estampagem a Quente	39
3.3. Processo de Estampagem a Quente.....	40
3.4. Processo de Soldagem GMAW.....	42
3.4.1. Metal de Adição.....	42
3.4.2. Parâmetros de Soldagem	42
3.4.3. Equipamentos para soldagem	43
3.5. Corte dos Corpos de Prova.....	44
3.6. Análise Química.....	45
3.7. Ensaio Metalográfico	45
3.8. Caracterização das Propriedades Mecânicas	45
3.8.1. Ensaio de Dureza Vickers (HV)	45
3.8.2. Ensaio de Tração	46
3.8.3. Ensaio de Tenacidade à Fratura por CTOD	47
3.9. Microscopia Eletrônica de Varredura.....	49
4. RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	50
4.1. Análise Química do Metal de Base	50

4.2. Microscopia Óptica	50
4.3. Dureza Vickers (HV).....	54
4.4. Ensaio de Tração.....	56
4.5. Tenacidade à Fratura por CTOD	57
4.6. Fractografia	59
5. CONCLUSÃO	61
6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS	62
7. REFERÊNCIAS.....	63

1. INTRODUÇÃO

No decorrer dos últimos anos houve um aumento na demanda por componentes automotivos caracterizados por uma alta relação entre resistência mecânica e massa (MERKLEIN et al., 2016). Com os custos de combustível continuando a subir e as regulamentações ambientais ficando mais rígidas, a indústria automotiva é forçada a desenvolver veículos mais leves, visando a redução do consumo de combustível e eletricidade (LI e XIE, 2019). Além da necessidade cada vez maior de aumentar a segurança dos passageiros, reforçando as regiões estruturais dos veículos para resistirem de forma mais eficiente nas colisões (SRITHANANAN, KAEWTATIP e UTHAISANGSUK, 2016). Todos esses fatores proporcionam a melhoria e o desenvolvimento contínuo dos processos de fabricação de componentes para a indústria automobilística, favorecendo principalmente a aplicação do processo de estampagem a quente.

O processo de estampagem a quente combina a conformação de chapas e tratamento térmico em uma única etapa, produzindo componentes com geometrias complexas, além disso, com a utilização dos aços de alta resistência (AHSS), como os aços ao boro, é possível atingir resistências mecânicas de até 1600MPa em peças de espessuras reduzidas (GOLLING et al., 2019). Durante várias décadas vem sendo aplicado o processo de estampagem a quente para fabricação de componentes estruturais automotivos, principalmente com aços ao boro da classe 22MnB5. Geralmente essas peças são aplicadas em partes relevantes da estrutura dos automóveis, devido à alta resistência à colisões (PARAREDA et al., 2020).

Uma aplicação pouco explorada é a fabricação de peças por estampagem a quente para a indústria de veículos pesados. Embora essa aplicação seja quase inexplorada, a economia de peso potencial oferecida por esse processo pode trazer muitos benefícios, no entanto, exige o processamento de chapas grande espessura (PUJANTE et al., 2017). É possível que problemas relevantes na conformação de chapas finas, tornem-se ainda mais graves na conformação de chapas com maiores espessuras, principalmente relacionados a sistemas de manipulação, tempo de aquecimento, tempo de têmpera, perfil de dureza e propriedades finais da peça fabricada (ALMEIDA, SOUZA, e DRUNN, 2016). Outra preocupação no processamento de chapas grossas é a obtenção de peças de alta resistência sem comprometer a tenacidade e a resistência à fratura (SOUZA, ALMEIDA, e MOHRBACHER, 2018). Por esse motivo, desenvolveu-se uma nova liga adicionando

Nb e Mo ao aço 22MnB5, visando melhorias na tenacidade à fratura do material, desta forma, possibilitando a aplicação da estampagem a quente em chapas de grande espessura.

A soldagem é um dos métodos mais comuns utilizados na indústria para unir componentes, devido à alta eficiência e os baixos custos, além disso, apresentam um alto grau de flexibilidade, integridade e confiabilidade (LAN, ZHANG, e KONG, 2019). A soldagem GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) tem sido amplamente utilizada na indústria automobilística, principalmente na soldagem de componentes de aço AHSS de grande espessura, devido à sua alta produtividade (ZENG et al., 2017). No entanto, a soldagem é um processo metalúrgico altamente complexo e, portanto, as juntas soldadas são suscetíveis à defeitos, tais como, descontinuidades de material, microestrutura heterogênea, zona quebradiça local, trincas frias e tensões residuais. Esses defeitos ameaçam a integridade e a confiabilidade da estrutura, podendo reduzir o tempo de vida útil e até mesmo levar a falhas catastróficas (ZERBST et al., 2014) e (LAN, ZHANG e KONG, 2019).

1.1. Objetivos

Avaliar a tenacidade à fratura pela técnica de CTOD em juntas soldadas pelo processo de *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) em chapas de aço ao boro 22MnB5 + NbMo de grande espessura, posterior à estampagem a quente.

1.1.1. Objetivos específicos

- Efetuar estampagem a quente e tempera em chapas de Aço 22MnB5 + NbMo com espessura de 7,0 mm.
- Efetuar a soldagem pelo método GMAW robotizado, utilizando a melhor condição de trabalho, baseado em estudos já desenvolvidos.
- Avaliar a influência do processo de soldagem GMAW na tenacidade a fratura das diferentes regiões das juntas soldadas.

1.2. Justificativa

As empresas do segmento automotivo estão na busca constante pela redução de massa e aumento de resistência mecânica em seus componentes, um exemplo corrente é a tentativa de utilização da estampagem a quente, o qual é bastante difundido em outros países, porém no Brasil ainda é uma tecnologia pouco conhecida e aplicada. Além disso, recentemente desenvolveu-se um novo aço, adicionando Nb e Mo à liga já existente de aço ao boro 22MnB5, o qual já tem aplicações em peças de estampagem a quente em chapas de pequena espessura (até 2,5mm). Contudo, devido ao aço 22MnB5 + NbMo ser uma liga nova, muitas informações referentes ao comportamento mecânico são desconhecidas. Algumas pesquisas já foram realizadas em regime estático, porém ainda são necessários a elaboração de estudos referentes ao comportamento dinâmico do material. Nesse contexto, através da realização da presente dissertação, foi possível observar o comportamento da fratura elasto-plástica nas diferentes regiões das juntas soldadas pelo processo *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) utilizando a técnica de ensaio *Crack Tip Opening Displacement* (CTOD). Essa avaliação, se fez necessário para validar as juntas soldadas em chapas de grande espessura do referido material, bem como identificar a influência do processo de soldagem na tenacidade a fratura do Aço 22MnB5+NbMo.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

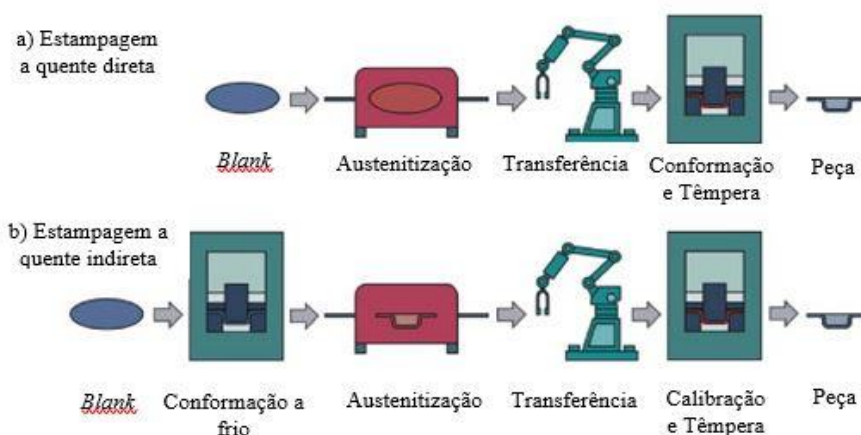
2.1. Estampagem a Quente

Segundo Gorni (2010) a estampagem a quente não é um processo propriamente novo. Ele foi desenvolvido originalmente pela empresa sueca *Plannja Hard Tech*, em 1973, devido ao surgimento dos primeiros grandes desafios para a indústria automobilística, em razão dos aumentos desenfreados na cotação do petróleo. Porém mesmo sendo um processo considerado antigo, até então, ainda não é muito difundido no Brasil.

Mori et al. (2017) descrevem que a primeira montadora a aplicar peças estampadas a quente em veículos comerciais foi a *Saab Automobile AB*. Na segunda metade da década de 90 as montadoras alemãs começaram a produção total de estampagem a quente nas suas linhas de produção. E somente nos anos 2000 a estampagem a quente se expandiu para todo o mundo.

Conforme mencionado por Karbasian e Tekkaya (2010), atualmente existem dois métodos de estampagem a quente, a direta e a indireta. No processo de estampagem a quente direta, a peça é aquecida em um forno até a temperatura de austenitização e em seguida é transferida para uma prensa onde a peça é conformada e temperada. Já no processo de estampagem a quente indireta, é realizado uma operação inicial de conformação a frio, em seguida a peça também é aquecida até a austenitização, para depois ser calibrada e temperada. A figura a seguir ilustra os dois métodos de estampagem a quente.

Figura 1 - Métodos de estampagem a quente: a) estampagem a quente direta; b) estampagem a quente indireta



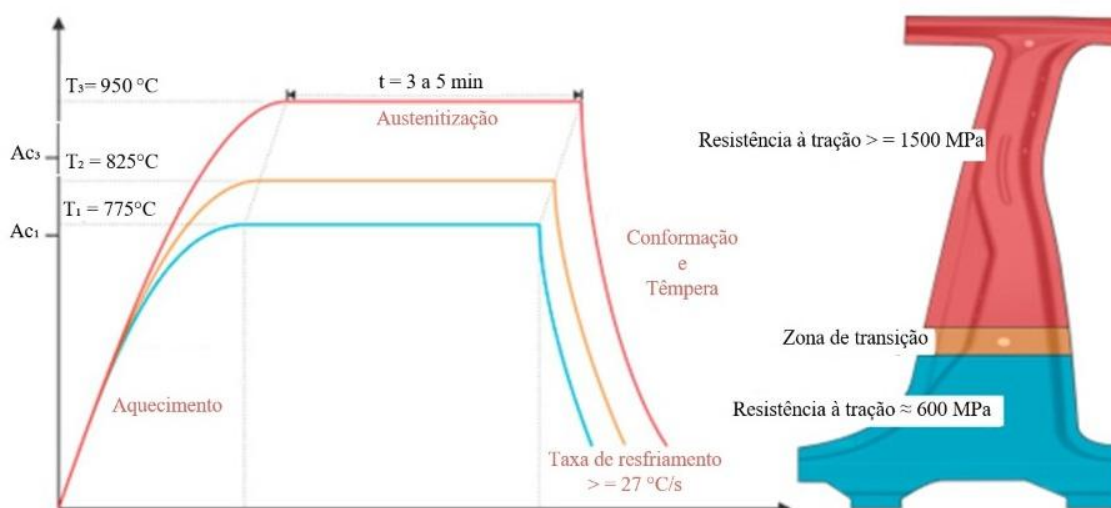
Fonte: Adaptado de Karbasian e Tekkaya (2010)

De acordo com Fuhr (2018) o processo de estampagem a quente consiste na austenitização da peça de aço acima da temperatura Ac_3 , entre 900°C e 950°C , por um tempo de 3 a 5 min. Em seguida a peça é transferida para uma prensa com matrizes refrigeradas onde ocorre a conformação e têmpera do material, de forma praticamente simultânea.

As chapas utilizadas no processo de estampagem a quente são aquecidas acima da temperatura de austenitização e, então, conformadas e temperadas em matrizes refrigeradas (VENTURATO et al., 2017). Para que ocorra a transformação direta da austenita em martensita é necessário utilizar uma taxa de resfriamento mínima de 27°C/s . Porém, tempos inadequados na transferência das peças dos fornos para as matrizes podem ser inaceitáveis em relação às mudanças de fase a serem realizadas durante a têmpera.

A resistência mecânica dos produtos estampados a quente pode chegar à 1500 MPa, para isso, o *blank* é aquecido acima da temperatura Ac_3 para que ocorra a transformação martensítica, no entanto essas peças apresentam alongamentos inferiores a 5%, o que reduz significativamente a ductilidade (XIANHONG et al., 2017). Quando certas regiões necessitam de maior ductilidade, estas são mantidas em uma faixa acima da temperatura Ac_1 e abaixo da temperatura Ac_3 para impedir a transformação em austenita, porém resultará em uma menor resistência à tração, conforme pode ser observado na figura abaixo (MERKLEIN et al., 2016).

Figura 2 - Gráfico Tempo x Temperatura x Resistência à tração para o processo de aquecimento parcial na estampagem a quente

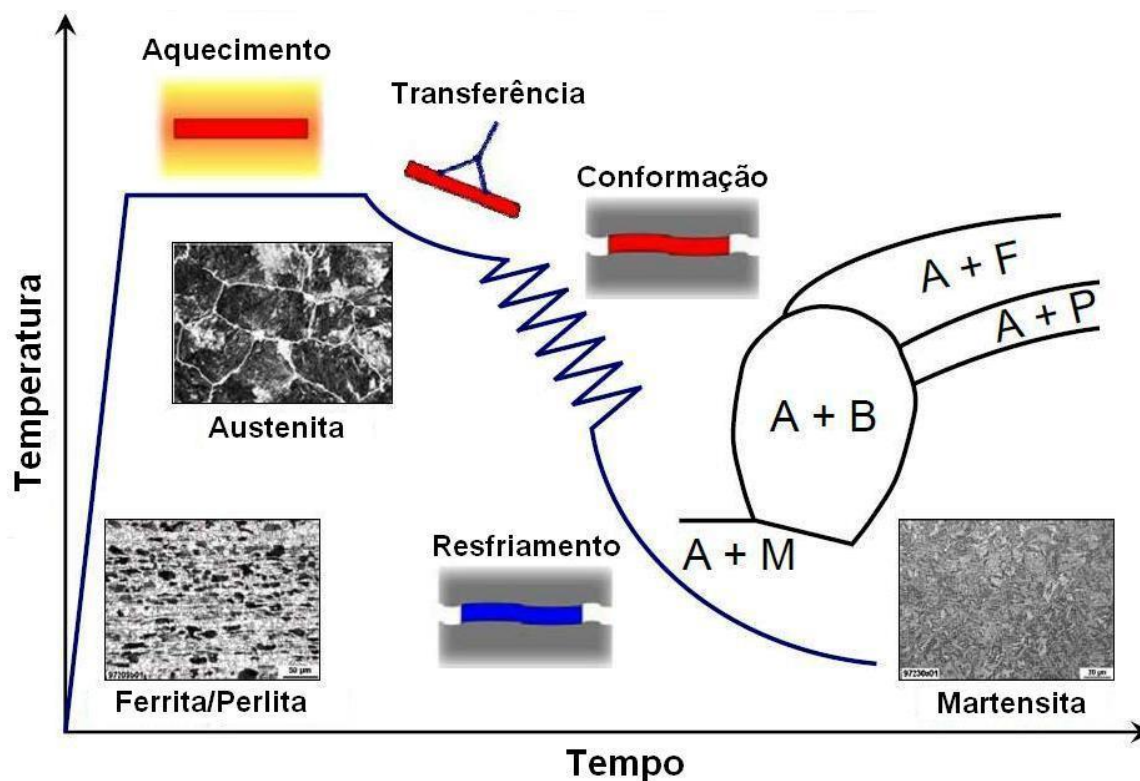


Fonte: Adaptado de Merklein et al. (2016)

Para Mori et al. (2017) a principal vantagem dos processos de estampagem a quente seguido de têmpera é produzir peças de aço de alta resistência mecânica, com baixas cargas de conformação, reduzindo o efeito mola e os níveis de tensões residuais nas peças, além de atingir melhores precisões dimensionais. Porém, esse processo ainda apresenta algumas desvantagens, principalmente relacionadas ao alto custo de investimento para aquisição dos equipamentos, tais como fornos, prensas, matrizes refrigeradas. Mas o principal empecilho no uso desta técnica é a baixa produtividade.

A figura 3 mostra os fenômenos metalúrgicos que ocorrem ao longo do processo de estampagem a quente seguida de têmpera. A microestrutura ferrítica-perlítica do *blank* sob temperatura ambiente se transforma em austenita com alta plasticidade durante o aquecimento no forno, o que favorece a operação de estampagem. Após a conformação mecânica é fundamental que o resfriamento proporcionado pela matriz seja intenso o suficiente para evitar a transformação da austenita por processos envolvendo difusão, o que leva a microconstituintes bem mais macios do que a martensita que se deseja obter. Isso significa que os campos de transformação ferríticos e bainíticos mostrados no diagrama TRC genérico da Figura 3 devem ser evitados, o que é conseguido aplicando ao *blank* uma velocidade de resfriamento superior à taxa de resfriamento crítica (GORNI, 2010, p.68).

Figura 3 - Fenômenos metalúrgicos que ocorrem ao longo do processo de estampagem a quente seguido de têmpera



Fonte: Gorni (2010)

2.2. Aços para Estampagem a Quente

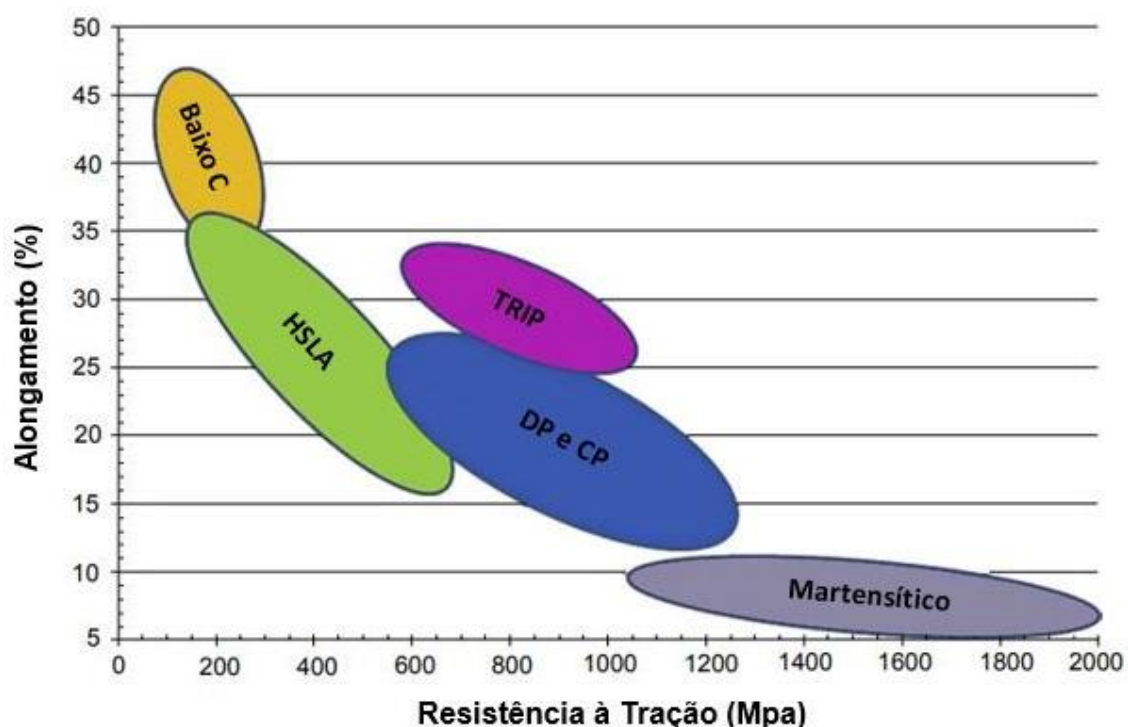
Gorni (2010) comenta que as melhores ligas de aço destinadas à aplicações em estampagem a quente são as que apresentam teores de carbono na ordem de 0,20 % e teores de manganês relativamente elevados, a partir de 1,20 % para aumentar o retardo da transformação da austenita. Adições de pequenas quantidades de boro (apenas alguns milésimos), proporcionam o retardo na transformação da ferrita, porém teores mais elevados levam à formação de boretos nos contornos de grão da austenita, prejudicando ao invés de melhorar a temperabilidade do material. O cromo é outro elemento de liga que promove aumento da temperabilidade, sendo especialmente importante para restringir a transformação bainítica, além de aumentar a resistência à corrosão e a oxidação.

Os aços avançados de alta resistência (AHSS), foram projetados e desenvolvidos para auxiliar as empresas automotivas na redução de peso de seus veículos, mantendo intacto os requisitos de segurança dos ocupantes (SHOME e TUMULURU, 2015). Os aços bifásicos (DP), complexos (CP), de plasticidade induzida por transformação (TRIP) e martensíticos pertencem aos aços AHSS (MURUGESAN et al., 2018). Sendo que os aços martensíticos são os mais resistentes da classe, porém apresentam baixa ductilidade, e portanto, são difíceis de conformar, por esse motivo são tipicamente produzidos por estampagem a quente (VENEZUELA et al., 2015). O aço ao boro pertence aos aços martensíticos, sendo que a presença de B, melhora a temperabilidade do material, através do retardo da nucleação da ferrita e da perlita e do aprimoramento da formação de martensita (MURUGESAN et al., 2018). A Figura 4, apresenta a relação resistência à tração versus alongamento dos aços de baixo carbono e dos aços avançados de alta resistência (AHSS).

De acordo com Batalha (2015), os aços ao boro apresentam composição química compatível para a estampagem a quente seguida de têmpera, pois promovem o aumento do intervalo para formação da martensita durante o resfriamento, apresentando assim boa temperabilidade mesmo em baixas taxas de refrigeração. Além disso, a presença do boro neste aço diminui a tendência de trincas e distorções que ocorrerem durante o tratamento térmico, além de aumentar a dureza do produto final. Esses materiais são amplamente utilizados na indústria automobilística, pois suas características mecânicas finais permitem uma redução de massa significativa por peça de até 50% com relação a um aço

padrão de elevada resistência, ainda assim apresentam boa soldabilidade em relação aos outros aços UHSS.

Figura 4 - Resistência à tração X alongamento dos aços de baixo Carbono (C) e dos Aços AHSS



Fonte: Adaptado de Shome e Tumuluru (2015)

Karbasiyan e Tekkaya (2010) comentam que dos aços ao boro, o aço 22MnB5, geralmente chamado de BTR165 ou Usibor1500 é o mais utilizado nos processos de estampagem a quente. Inicialmente, o material apresenta uma microestrutura ferrítica-perlítica com uma resistência à tração de cerca de 600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, o componente passa a apresentar uma microestrutura martensítica com uma resistência total de cerca de 1500 MPa.

Neto (2015) menciona que atualmente existem diversos fornecedores de aço para estampagem a quente, sendo que cada um apresenta sua nomenclatura comercial e composição química específica, porém de uma maneira geral estes aços, se caracterizam por possuírem teores de carbono entre 0,20 a 0,25%, teores de Mn entre 1,0 e 1,4% e teores de B próximos à 0,005%. A Tabela 1 apresenta alguns dos principais aços para estampagem a quente.

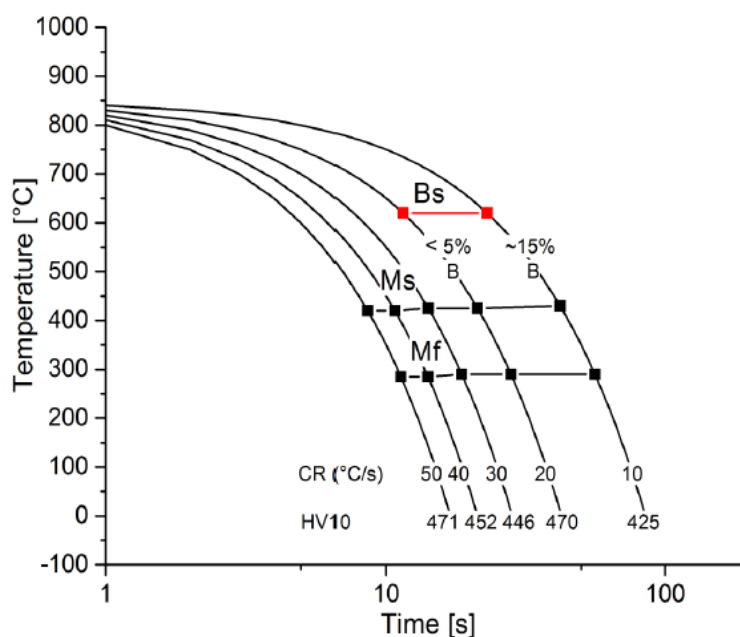
Tabela 1 - Composição química dos diferentes aços ao boro

	AcellorMittal Usibor 1500P	SSAB Docol Boron 02	RUUKKI Racold B24 Raex B24	SALZGITTER 22MnB5	USIMINAS 22MnB5
C %	< 0,25	0,20 – 0,25	0,20 – 0,26	0,22 – 0,25	0,19 – 0,25
Si %	< 0,35	0,20 – 0,35	< 0,40	0,20 – 0,30	< 0,40
Mn %	< 1,40	1,00 – 1,30	< 1,43	1,20 – 1,40	1,10 – 1,40
P %	---	< 0,030	< 0,025	< 0,020	< 0,025
S %	---	< 0,010	< 0,015	< 0,005	< 0,015
Cr %	< 0,30	0,14 – 0,26	0,18 – 0,44	0,11 – 0,20	0,15 – 0,35
B %	< 0,005	< 0,005	< 0,005	0,002 – 0,0035	< 0,005

Fonte: Adaptado de Soares (2008)

De acordo com Fuhr (2018), o aço ao boro 22MnB5 foi desenvolvido para o processo de estampagem a quente, tendo inicialmente aplicações de baixo custo e resistentes ao desgaste em componentes agrícolas. Esse material permaneceu praticamente inalterado desde os anos 70, porém com os avanços tecnológicos atuais e a necessidade constante de melhoria nos veículos, tem-se a necessidade de desenvolvimento de novos materiais, sendo assim, o aço 22MnB5 + NbMo foi desenvolvido com o propósito de melhorar a tenacidade e reduzir o tamanho de grão deste material, após o seu processamento. A curva CCT para o aço 22MnB5 + NbMo é mostrada na Figura 5.

Figura 5 – Diagrama CCT para o Aço 22MnB5 + NbMo



Fonte: University of Oulo (2018).

2.3. Influência do Nb

Li et al. (2015) descrevem que o nióbio é comumente adicionado nos aços inoxidáveis austeníticos, sendo que a adição deste elemento pode efetivamente impedir o crescimento dos grãos e melhorar a estabilidade da costura de soldagem. Além disso, a adição de Nb pode fornecer uma microestrutura mais homogênea, na fabricação de chapas de grande espessura produzidas por trabalhos a quente.

O refinamento dos grãos é considerado o único método para melhorar a resistência e a tenacidade do aço simultaneamente (MURUGESAN et al., 2018). Sabe-se também que o tamanho do grão da austenita influencia diretamente na microestrutura e, portanto, nas propriedades mecânicas do aço (ANNAN, SIYASIYA e STUMPF, 2015). O controle eficaz do crescimento de grãos pode ser obtido através da adição de elementos formadores de precipitados, como o Nb (FILHO et al., 2017). Esse elemento possui uma forte afinidade por elementos intersticiais, como o carbono e o nitrogênio, que formam as partículas de fixação dispersas para inibir o crescimento dos grãos de austenita (ANNAN, SIYASIYA e STUMPF, 2015). Essa alteração no crescimento dos grãos promove uma melhora significativamente na tenacidade do material.

De acordo com Liu et al. (2017), os elementos microligantes, Ti e Nb, permitem o refinamento dos grãos e também contribuem para o endurecimento por precipitação. O Nb por sua vez, retarda a recristalização durante o processo de laminação a quente, levando ao refinamento dos grãos e, portanto, melhorando a tenacidade do material. Além disso, Ti e Nb podem precipitar como carbonetos durante a transformação da austenita em ferrita, aumentando assim a resistência à tração.

De acordo com Zhang et al. (2015) o Nb é um elemento de liga amplamente utilizado nos aços, sua adição tem o efeito de endurecimento por precipitação e o refinamento dos grãos. Além disso, a adição apropriada de Nb melhora a resistência à fratura, especialmente quando o aço contém alta concentração de hidrogênio.

2.4. Influência do Mo

Os elementos V, Mo, W e Cr também são formadores de carbonetos, mas com capacidades inferiores à do Nb. Porém, quando associados com o Nb, esses carbonetos múltiplos afetam fortemente a combinação interfacial entre os carbonetos e a matriz de Fe. (ZHAO et al., 2019). O Mo favorece a geração da bainita a taxas de resfriamento

relativamente baixas. O Mo e o Cr, de forma conjunta são importantes no efeito decrescente acentuado da temperatura de transformação da austenita (FILHO et al., 2017). Portanto, com a adição de molibdênio na microestrutura do material, tem-se uma melhora significativa nas propriedades de resistência.

Chen et al. (2017) comentam que os aços de baixa liga e alta resistência (HSLA) convencionais, tem sua resistência diminuída em temperaturas operacionais de 600 a 700 °C. Para obter uma melhor resistência nessa faixa de temperatura, são adicionados nióbio e molibdênio na microestrutura do material. Sendo assim, os aços HSLA contendo Nb e Mo possuem excelentes propriedades de resistência à temperatura ambiente e também em altas temperaturas.

O fósforo reduz a tenacidade e a ductilidade nos aços devido à fragilização dos limites dos grãos, que ocorre quando a resistência à deformação plástica é comparável com a tensão necessária para a separação nos limites (MEDVEDEVA, VAN AKEN, e MEDVEDEVA, 2017). Adições de Mo nos aços reduzem os efeitos da fragilização induzida por P, pois o Mo segregado aumenta a coesão intrínseca dos limites, independente da presença de átomos de fósforo (FUHR, 2018).

2.5. Fragilização por H

De acordo com Liu et al.(2017) o hidrogênio presente nos aços, mesmo em pequenas quantidades, pode desencadear falhas catastróficas em cargas aplicadas relativamente pequenas ou pode causar a degradação da ductilidade e tenacidade. Esse fenômeno é chamado de fragilização por hidrogênio (HE).

A fragilização por hidrogênio (HE) prejudica os aços AHSS, podendo resultar na redução da resistência mecânica, tenacidade e ductilidade, juntamente com o crescimento subcrítico da trinca. (VENEZUELA, ZHOU, et al., 2018).

Os aços AHSS são os mais sensíveis a HE. Essa fragilização tem uma influência substancial nas características mecânicas do material, favorecendo a geração de fraturas frágeis e imprevisíveis, as quais podem gerar consequências graves (DEPOVER et al., 2014).

Para Venezuela e Blanch, et al. (2018), o hidrogênio pode ser produzido pela corrosão causada no aço, se difundindo no componente e favorecendo a geração de fraturas retardadas por hidrogênio, principalmente em acidentes, onde os componentes dos carros são submetidos a altas tensões de impacto. Portanto, a tenacidade dos aços

aplicados na indústria automobilística deve se adequada, favorecendo para que o componente falhe de modo dúctil, ao invés de falhar de modo frágil.

2.6. Soldabilidade dos Aços ao Boro

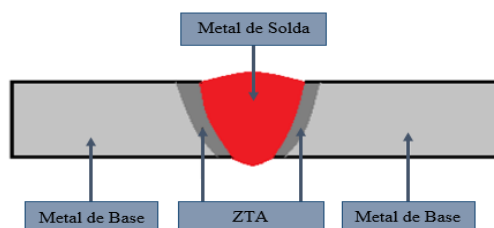
De acordo com Choudhury e Chandrasekaran (2017), a soldagem é considerada a maneira mais comum, econômica e eficiente para unir metais permanentemente. Os processos mais comuns usados para soldagem de aços de alta resistência (AHSS) são: GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), SMAW (*Shielded Metal Arc Welding*), EBW (*Electron Beam Welding*), LBW (*Laser Beam Welding*) e FSW (*Friction Stir Welding*).

Na indústria automobilística, um dos métodos mais comuns utilizados na soldagem de componentes de aço AHSS de grande espessura é o processo GMAW. As propriedades mecânicas desses componentes dependem principalmente da qualidade das soldagens (MÁJLINGER, KALÁCSKA, e RUSSO SPENA, 2016). As principais vantagens da utilização do processo GMAW para união de componentes espessos, incluem a alta taxa de deposição do arame-eletrodo, dissipação de energia de calor controlável e ausência de oxidação devido ao uso de gás de proteção, além disso, é considerado um processo econômico (ABIOYE et al., 2019).

2.7. Microestrutura das Juntas Soldadas

De acordo com Fuhr (2018), uma junta soldada é constituída de metal de solda (cordão de solda), metal de base e zona afetada pelo calor (ZAC) ou zona termicamente afetada (ZTA), conforme podemos observar na Figura 6. A ZTA se constitui pela alteração da microestrutura do metal de base devido ao ciclo térmico de soldagem, onde a energia fornecida é suficiente para promover a austenitização, além do crescimento de grão.

Figura 6 - Regiões de um junta soldada



Fonte: Adaptado de Fuhr (2018)

O amolecimento da zona termicamente afetada (ZTA) é um fenômeno comum durante a soldagem de aços de alta resistência, pois as propriedades do material são fortemente influenciadas pelo processo térmico (HE, QIN e JIANG, 2019). Além disso, observações experimentais revelam constantemente a ocorrência de defeitos na região soldada, esses defeitos podem ser planares (trincas a quente ou a frio, falta de penetração, rebaixo) ou volumétricos (porosidade e escória retida) (PAREDES e RUGGIERI, 2012). Nesse sentido, as juntas soldadas dos aços HSS e AHSS geralmente exibem propriedades mecânicas relativamente baixas em comparação com os materiais de base, visto que a entrada de calor altera consideravelmente as microestruturas originais na zona fundida e na ZTA. Portanto, para avaliar a segurança e integridade, são necessárias análises da microestrutura das juntas soldadas (MÁJLINGER, KALÁCSKA e RUSSO SPENA, 2016). Por esses motivos, novos AHSS estão em pesquisa e desenvolvimento, para limitar os efeitos nocivos das práticas de soldagem nas propriedades mecânicas das juntas, principalmente em termos de resistência mecânica e tenacidade.

2.8. Tenacidade à Fratura

Todos os sistemas mecânicos são suscetíveis à falhas mecânicas, que podem ocorrer por diversos fatores, tais como, ambiente, cargas, tensões, defeitos nos materiais e nas juntas soldadas (NASIRI, KHOSRAVANI e WEINBERG, 2017). A medição experimental e a padronização da tenacidade à fratura desempenham um papel imprescindível na aplicação dos métodos da mecânica da fratura para avaliação da integridade estrutural, projeto de tolerância à danos e análise da resistência residual para diferentes componentes e estruturas de engenharia (ZHU e JOYCE, 2012). Além disso, os valores de tenacidade à fratura também podem servir como base na caracterização do material, avaliação de desempenho e garantia de qualidade para estruturas típicas de engenharia (FREIMAN, 2013).

A tenacidade à fratura é geralmente usada como um termo genérico para a medida de resistência do material à geração ou propagação de uma trinca, que pode ser originado de um defeito no material, na solda ou em uma fissura pré-existente. (FREIMAN, 2013). Além disso, a tenacidade à fratura é uma propriedade importante utilizada para descrever a capacidade que um material têm de resistir à fratura durante um carregamento aplicado, sendo que este material apresenta trincas na sua microestrutura (ZHU, 2016)

Basicamente, o comportamento da fratura está relacionado ao seu micro mecanismo, o qual pode ser descrito como dúctil ou frágil. O comportamento de fratura frágil resulta no desenvolvimento rápido e instável da trinca, geralmente ocorre de maneira catastrófica e sem evidência de deformação plástica. Já em fraturas dúcteis, a deformação plástica controla a propagação da ponta da trinca e a resistência do material contra a fratura aumenta à medida que a trinca cresce, adiando assim a falha (ZHU e JOYCE, 2012) e (LI; LIAW; GAO, 2018)

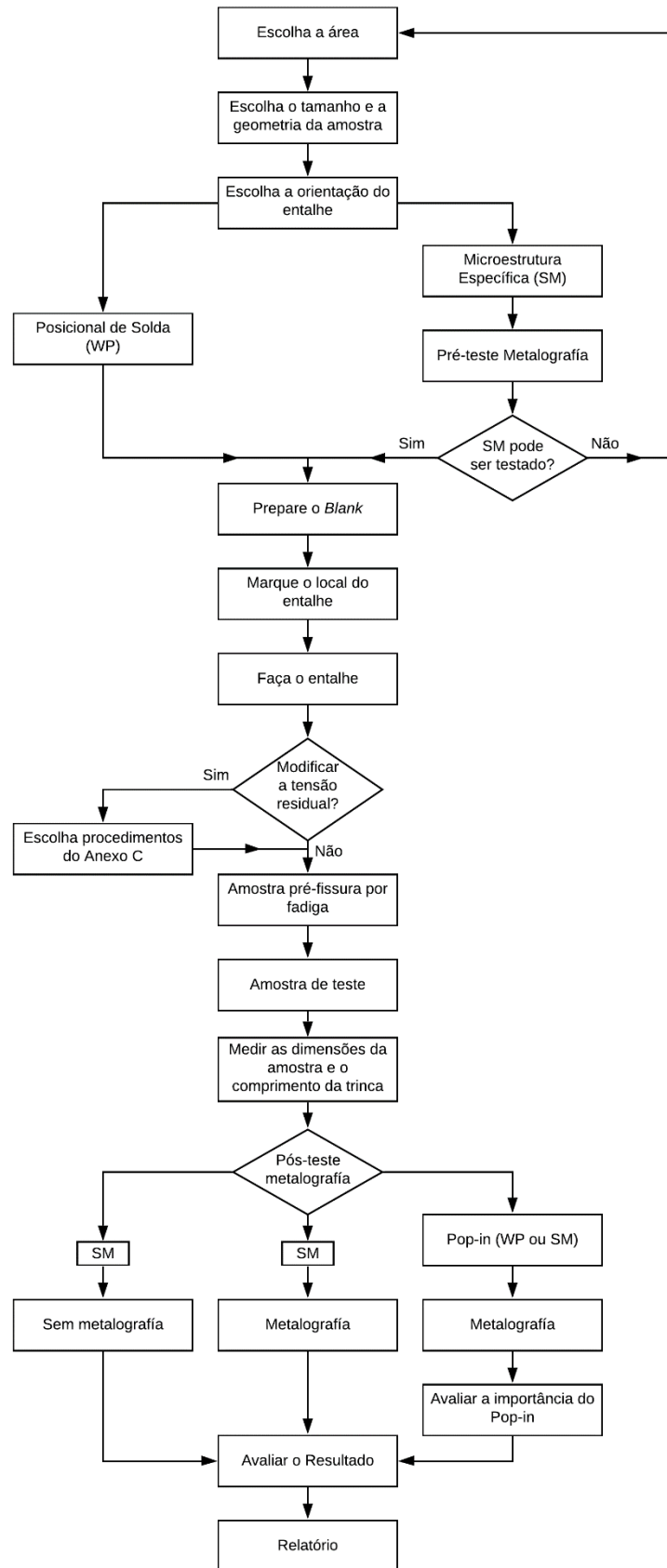
O fator de intensidade de tensão K , a integral J , o deslocamento da abertura da ponta da trinca (CTOD) e o ângulo de abertura da ponta da trinca (CTOA) são os parâmetros mais importantes utilizados para determinar a tenacidade à fratura do material. Porém, o parâmetro a ser utilizado, é determinado de acordo com o comportamento da fratura. (ZHU e JOYCE, 2012) e (ZHU, 2015)

Estudos desenvolvidos recentemente por Golling et al. (2019), demonstraram que a tenacidade à fratura pode ser utilizada para avaliar a conformabilidade e a resistência à fratura nos aços AHSS. A tenacidade à fratura de materiais dúcteis, como AHSS e aços de estampagem a quente, pode ser medida no contexto da mecânica da fratura elasto-plástica, usando o método de CTOD, seguindo os procedimentos descritos nas normas BS 7448-1 (1991), ASTM E1820 (2013), BS EN ISO 15653 (2010) e ISO 12135 (2016).

Durante a realização dos ensaios de tenacidade à fratura as amostras são submetidas a cargas monotônicas crescentes alternadas dentro de limites controlados, com monitoramento constante da intensidade da força e deslocamento da trinca. O ensaio é finalizado quando ocorre a extensão da trinca dúctil ou frágil, ou ainda quando o corpo de prova atinge a condição de força máxima. Como resultado do ensaio é apresentado um gráfico, cuja curva é baseada na força aplicada *versus* deslocamento da trinca. O ponto máximo é utilizado para determinar a tenacidade à fratura de acordo com o método de ensaio aplicado (BS 7448-1, 1991).

A Figura 7, apresenta o fluxograma com a sequência das atividades para a elaboração correta e eficiente dos ensaios de tenacidade à fratura, obtendo assim resultados satisfatórios e confiáveis.

Figura 7 – Fluxograma para ensaio da tenacidade à fratura



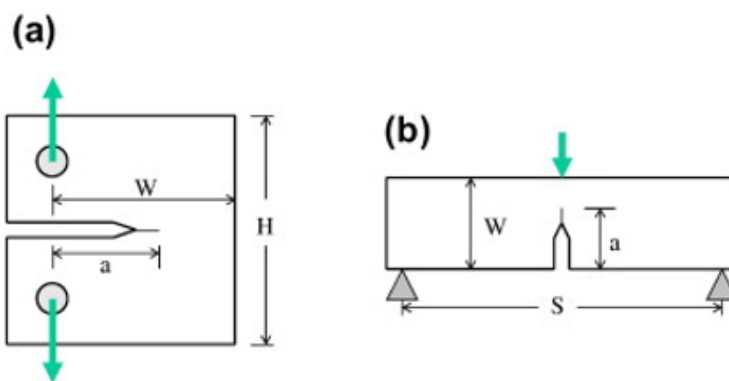
Adaptado de BS EN ISO 15653 (2010)

O ensaio de CTOD é um parâmetro da mecânica da fratura que tem sido amplamente utilizado para a avaliação da tenacidade à fratura em materiais que sofrem deformações elasto-plásticas e em situações onde a propagação da trinca ocorre de maneira estável, antes da ruptura, embora também possa ser aplicado em materiais de alta resistência nos quais predominam os conceitos da fratura elástica linear (KAYAMORI e KAWABATA 2017).

O deslocamento da abertura da ponta de trinca (CTOD) é a medida da abertura física de uma ponta de trinca original em um espécime de teste de tenacidade à fratura no ponto de extensão de trinca estável ou instável. As técnicas modernas introduzem uma pré-trinca por fadiga em espécimes, para imitar uma trinca real. Os dados de deslocamento são obtidos medindo o deslocamento da carga ou a abertura da boca da fissura (CMOD) a partir do qual o CTOD é inferido.

A norma ASTM E1820 (2013), padroniza os diversos tipos de corpos de prova para obtenção do ensaio de CTOD, sendo que os mais utilizados são os C (T) e SE (B), onde o primeiro sofre solicitação por tração e o segundo por flexão a três pontos, conforme mostra a Figura 8.

Figura 8 - Esquema de aplicação de cargas para os corpos de prova: a) C(T); b) SE(B)

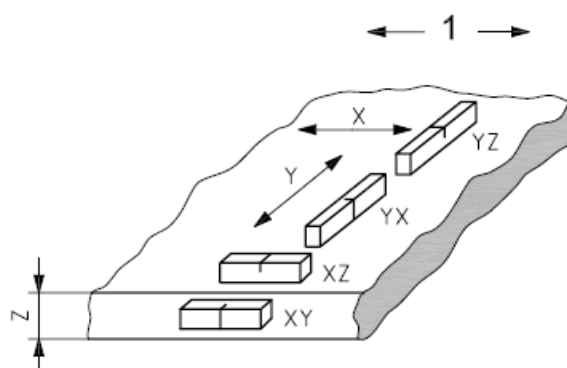


Fonte: Adaptado de Zhu e Joyce (2012)

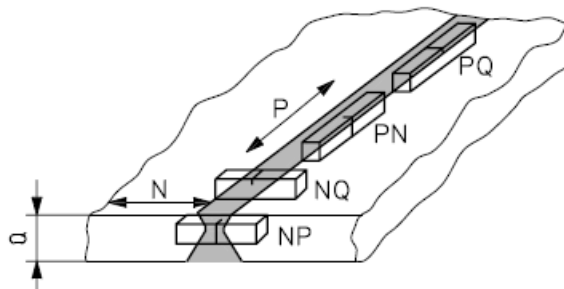
A norma BS EN ISO 15653 (2010), padroniza a orientação dos corpos de prova em relação ao plano da fissura, para o ensaio de tenacidade à fratura por CTOD. A Figura 9, apresenta os códigos e posições das amostras para o metal de base e cordão de solda. Os espécimes no metal de base XY e YX e no cordão de solda NP e PN são referidos como entalhe na espessura, enquanto os espécimes no metal de base XZ e YZ e no cordão de solda NQ e PQ são referidos como entalhe na superfície.

Um corpo de prova selecionado como posicional de solda (WP), se destina a avaliar uma região de solda definida com relação a uma posição de referência (por exemplo, a linha central do cordão de solda). Já um corpo de prova selecionado para a microestrutura específica (SM), é destinado a amostrar uma região específica ao longo de todo ou parte do comprimento da frente da trinca, dentro dos 75% centrais da espessura do espécime.

Figura 9 - Código de orientação do plano de fissura para espécimes de tenacidade à fratura: a) metal de base e b) cordão de solda



a) Metal de Base



b) Cordão de Solda

Descrição

1 – Direção da Laminação

N – Direção normal à solda

P – Direção paralela à solda

Q – Direção da espessura da solda

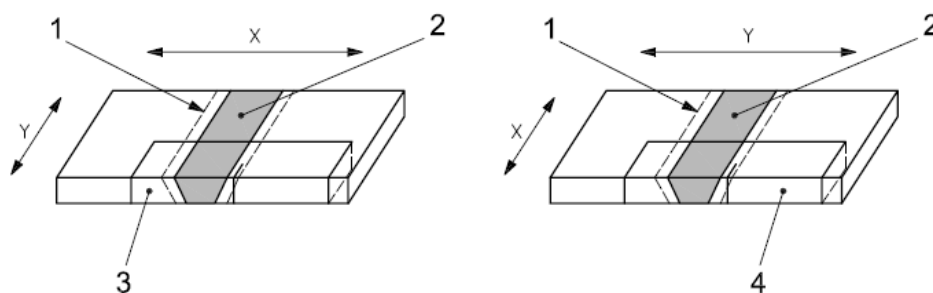
1ª Letra na designação: Direção normal ao plano da fissura.

2ª Letra na designação: Direção esperada para propagação da fissura.

Fonte: Adaptado de BS EN ISO 15653 (2010)

A Figura 10, apresenta a posições das amostras para a Zona Termicamente Afetada (ZTA) para uma solda de topo típica. Para testes na ZTA, onde a direção de laminação do metal de base pode afetar a resistência à propagação da trinca, as orientações podem ser combinadas para fornecer a direção da solda e a direção de laminação do metal de base.

Figura 10 - Código de orientação do plano de fissura para espécimes de tenacidade à fratura para testar a ZTA de uma solda de topo típica



Solda de topo típica

Descrição

1 – ZTA

2 – Cordão de Solda

3 – Orientação da amostra de solda NP / XY

4 – Orientação da amostra de solda NP / YX

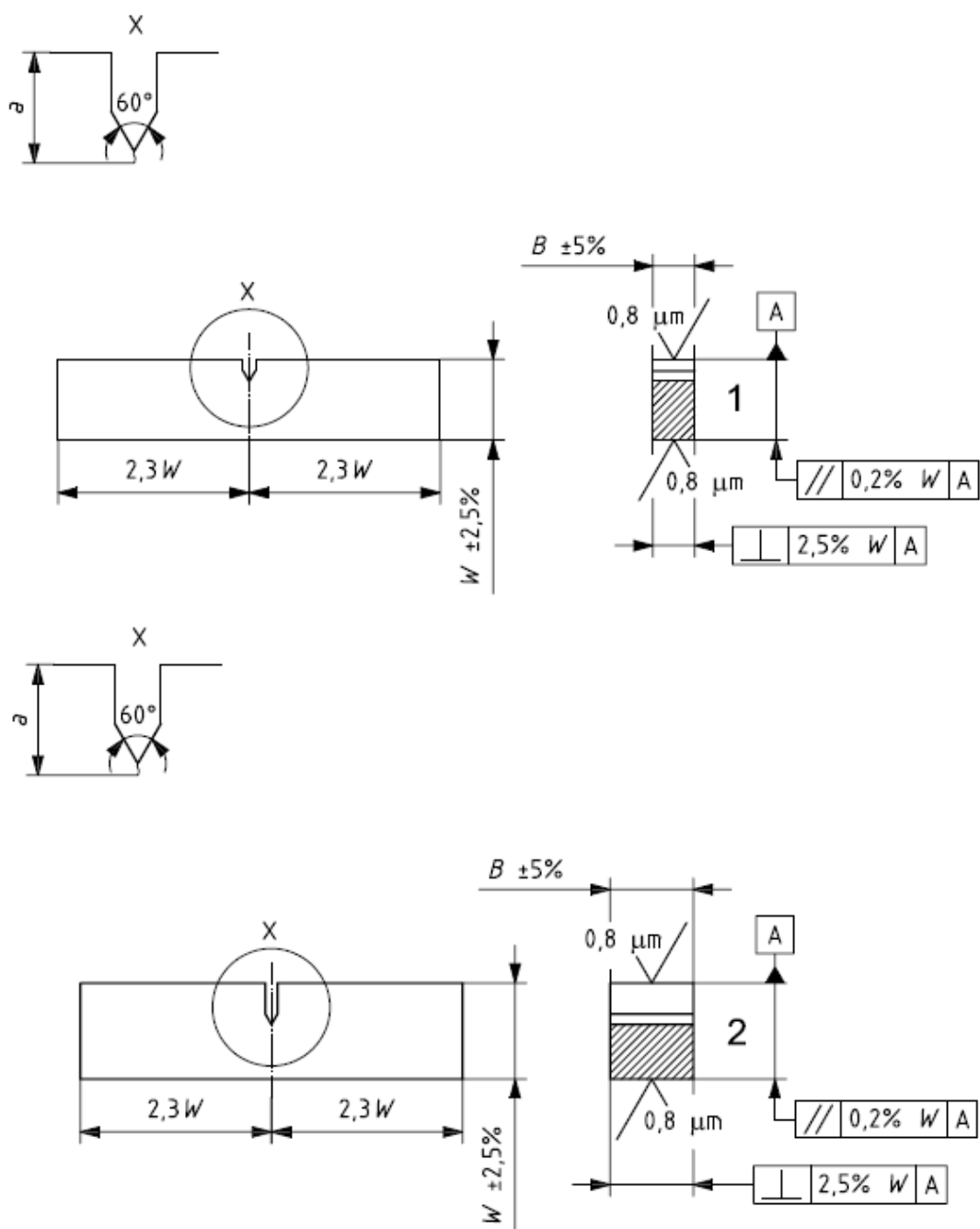
X - Direção da Laminação

Q – Direção da espessura da solda

Fonte: Adaptado de BS EN ISO 15653 (2010)

As dimensões do corpo de prova e do entalhe para amostras de flexão à três pontos devem ser dimensionados em conformidade com a norma BS EN ISO 15653 (2010). A Figura 11, apresenta as dimensões e tolerâncias para amostras de seção quadrada e retangular. Os corpos de prova devem obrigatoriamente apresentar a dimensão B ou W igual à espessura total do metal de base adjacente à solda a ser testada, excluindo o reforço e a raiz de solda em excesso.

Figura 11 - Dimensões e tolerâncias para amostras de flexão a três pontos



1 – Espécime de seção retangular

Largura = W

Espessura = B = 0,5W

Comprimento da fissura = a = 0,45W a 0,7W

Amplitude do carregamento = 4W

Largura do entalhe = 0,065Wmáx

2 – Espécime de seção quadrada

Largura = W

Espessura = B = W

Comprimento da fissura = a = 0,45W a 0,7W

Amplitude do carregamento = 4W

Largura do entalhe = 0,065Wmáx

Fonte: Adaptado de BS EN ISO 15653 (2010)

Os padrões atuais para estimar o deslocamento da abertura da ponta da trinca a partir dos registros de carga, medidos para amostras de fratura homogêneas, utilizam a equação descrita na norma BS 7448, a qual está descrita abaixo (BARBOSA e RUGGIERI, 2018).

$$\delta = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{2\sigma_{LE}E} + \frac{r_p(W - a_0)}{r_p(W - a_0) + a_0 + z} V_p \quad (1)$$

Sendo:

P – Carga correspondente a P_m obtido previamente (kN);

K – Fator de intensidade de tensões ($\text{MPa}\sqrt{m}$);

ν – Coeficiente de Poisson;

σ_{LE} – Limite de escoamento na temperatura de interesse (MPa);

E – Módulo de Young (GPa);

W – Largura do CP (mm);

a_0 – Comprimento da trinca (mm);

V_p – Medida da abertura da boca da trinca (mm);

z – Distancia do ponto de medição do extensômetro em relação à face do CP (mm);

B – Espessura do CP (mm);

r_p – Fator de rotação plástica.

Para controle do deslocamento da abertura da trinca é montado um dispositivo eletrônico na boca da fissura, chamado de *clip-gage*. Através da abertura do *clip-gage* é feito um registro da carga aplicada *versus* o deslocamento. As cargas e deslocamentos correspondentes são utilizados para determinar os valores de CTOD correspondentes. A Figura 12, apresenta um exemplo de *clip-gage* com capacidade de abertura de 5mm.

Figura 12 - Extensômetro do tipo *clip-gage*

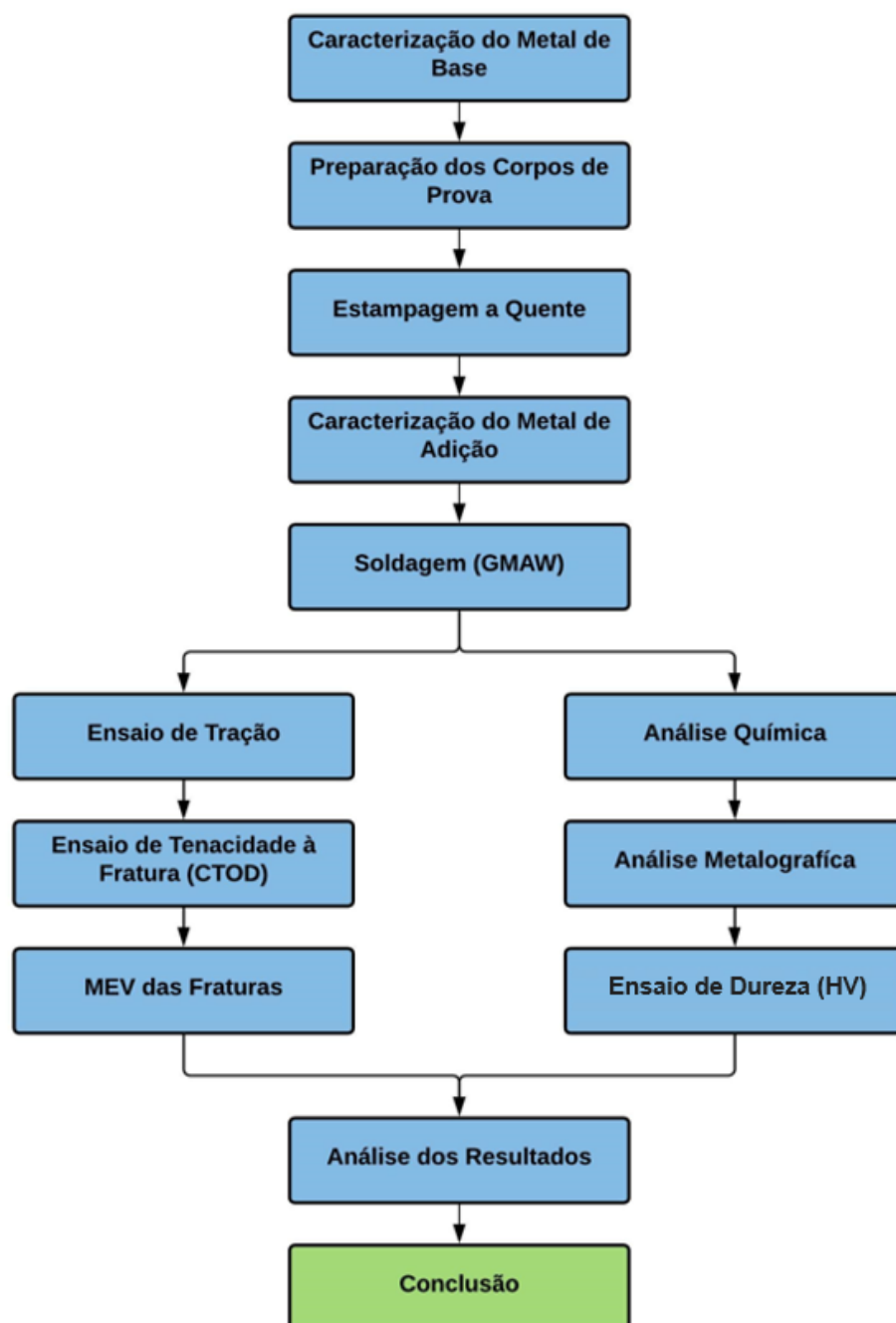


Fonte: MTS (2021)

3. MATERIAIS E MÉTODOS

No presente capítulo serão apresentados os materiais, métodos e procedimentos experimentais para a elaboração dos processos de estampagem a quente e soldagem, além das normas e critérios adotados para avaliação da tenacidade à fratura do material 22MnB5 + NbMo. A sequência das atividades foi desenvolvida com base no fluxograma apresentado na Figura 13.

Figura 13 – Fluxograma de atividades



3.1. Caracterização do Material de Base

O material utilizado no presente estudo foi o Aço 22MnB5 + NbMo, fornecido pela SSAB. A composição química pode ser visualizada na Tabela 2 e as propriedades mecânicas na Tabela 3.

Tabela 2 - Composição Química do Aço ao Boro 22MnB5 + NbMo

Composição Química – Aço 22MnB5 + NbMo	
Carbono - C %	0,22
Silício - Si %	0,17
Manganês - Mn %	1,17
Fósforo - P %	0,008
Enxofre - S %	0,005
Alumínio - Al %	0,014
Cromo - Cr %	0,25
Boro - B %	0,0021
Nióbio - Nb %	0,047
Molibdênio - Mo %	0,16
Níquel - Ni %	< 0,1
Titânio - Ti %	0,03

Fonte: SSAB (2019)

Tabela 3 - Propriedades mecânicas do Aço ao Boro 22MnB5 + NbMo

Propriedades Mecânicas – Aço 22MnB5 + NbMo	
Limite de Resistência - LR (MPa)	500 - 700
Limite de Escoamento - LE (MPa)	350 - 550
Alongamento - ϵ (%)	≥ 10

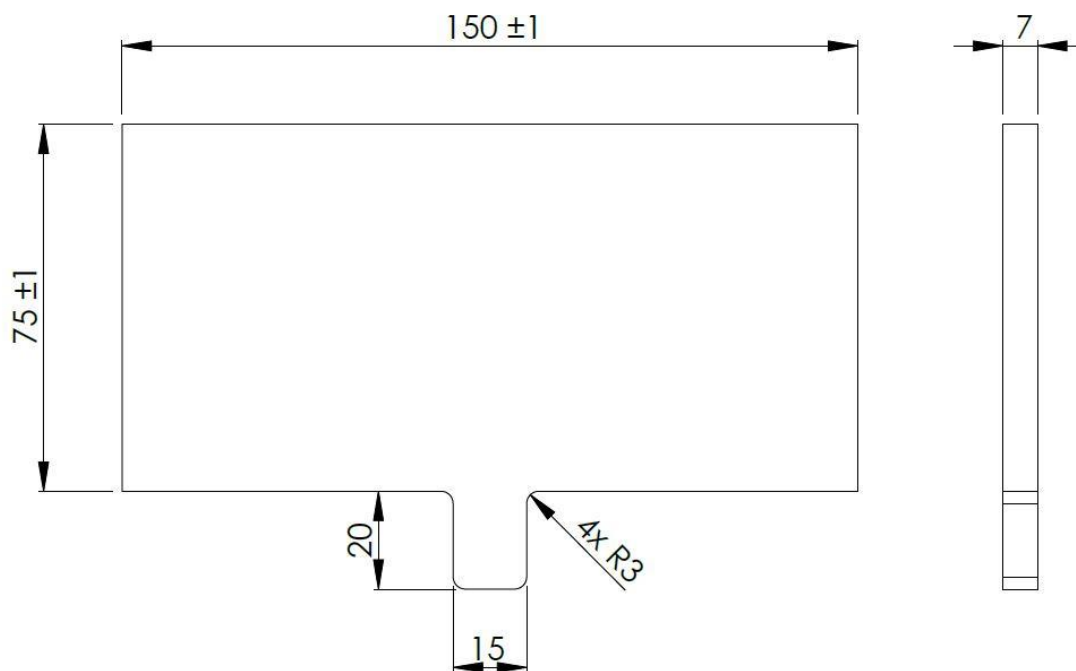
Fonte: SSAB (2019)

3.2. Preparação dos *Blanks* para Estampagem a Quente

Os *Blanks* para a estampagem a quente foram cortados a partir de chapas de Aço 22MnB5 + NbMo com 7 mm de espessura, utilizando uma máquina de corte a laser, da marca Bystronic, modelo Bysprint Fiber 3015, por apresentar excelente qualidade e precisão, gerando cortes sem rebarbas, além de produzir uma ZTA reduzida, evitando assim mudanças na microestrutura do material.

Foram cortadas 06 amostras de acordo com o formato apresentado na Figura 14. No centro do perfil foi deixado material sobressalente com as dimensões de 15 mm x 20 mm para facilitar a transferência do *blank* do forno para a ferramenta de estampagem.

Figura 14 – Corpo de prova para estampagem a quente



Fonte: Autor

3.3. Processo de Estampagem a Quente

A primeira etapa do processo de estampagem a quente consistiu no aquecimento do *blank* a uma temperatura de aproximadamente 950 °C em um forno mufla durante 5 minutos, com o objetivo de obter uma transformação completa e homogênea da austenita.

Na sequência o *blank* foi transferido do forno para a prensa, onde ocorreu a conformação e tempera do material. O ferramental de conformação tem sistema de refrigeração por água a 5 °C, com vazão de 13 l/min para manter uma taxa de refrigeração de 27 °C/s e obter uma microestrutura 100% martensítica. A tabela abaixo apresenta os parâmetros utilizados no processo de estampagem a quente.

Tabela 4 - Parâmetros do processo de estampagem a quente

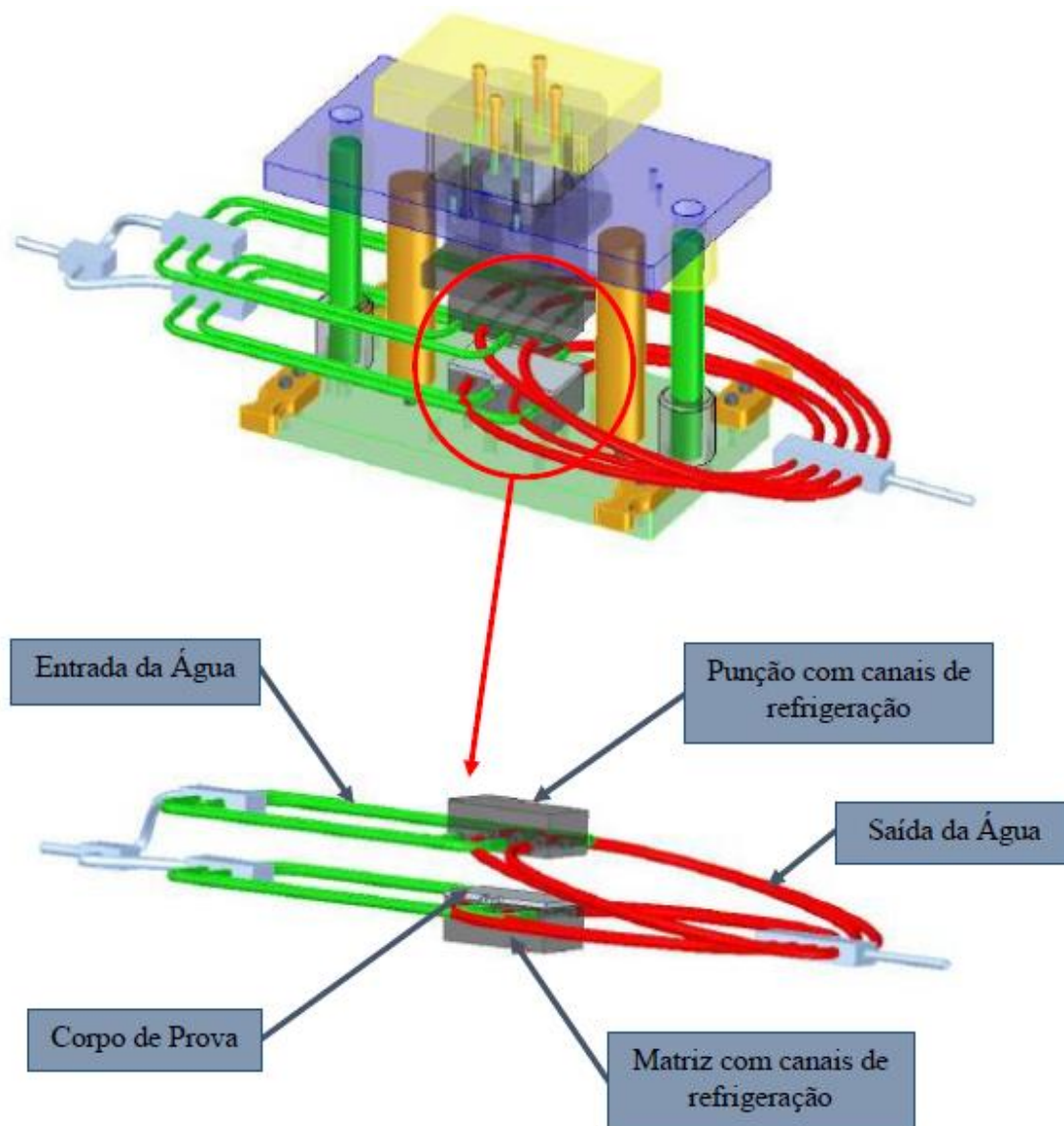
Temperatura de austenitização (°C)	Tempo de Exposição (min)	Tempo de Transferência (s)	Vazão da Água (l/min)	Pressão de Contato (MPa)	Carga da Prensa (Ton)	Temperatura de Refrigeração (°C)
950	5	7	13	70	78,75	5

Fonte: Autor

Para a realização da estampagem a quente foi utilizado uma prensa hidráulica de 100 Ton, da marca Nowak, modelo PM 100. Um forno elétrico tipo mufla para altas temperaturas, da marca Fornitec, modelo F2-DM. E um refrigerador de água (chiller), da marca Maqtermo, modelo R134-a.

A Figura 16 apresenta de forma esquemática o ferramental utilizado no processo de estampagem a quente. A ferramenta consiste em uma matriz com canais de refrigeração que é apoiada a uma base, para garantir uma pressão de contato uniforme entre o punção, a matriz e o corpo de prova.

Figura 15 – Desenho esquemático da ferramenta de estampagem a quente



Fonte: Adaptado de Fuhr (2018)

3.4. Processo de Soldagem GMAW

3.4.1. Metal de Adição

O metal de adição utilizado no processo de soldagem foi o arame-eletrodo sólido, da marca Böhler, modelo X 70-IG, cuja classificação determinada pela Norma AWS A5.28 trata-se do metal ER110S-G. Este arame é recomendado para a soldagem de aços com elevada resistência mecânica, aços de construção com granulação fina e aços com limite de escoamento mínimo de 690 N/m².

A composição química está descrita na Tabela 5 e as propriedades mecânicas estão apresentadas na Tabela 6, de acordo com o fabricante.

Tabela 5 - Composição química do arame-eletrodo Böhler X 70-IG

Composição Química - Böhler X 70-IG	
Carbono - C %	0,10
Silício - Si %	0,60
Manganês - Mn %	1,60
Cromo - Cr %	0,25
Níquel - Ni %	1,30
Molibdênio - Mo %	0,25
Vanádio - V %	0,10

Fonte: Böhler (2019)

Tabela 6 - Propriedades mecânicas do arame-eletrodo Böhler X 70-IG

Propriedades Mecânicas - Böhler X 70-IG	
Limite de Resistência - LR (MPa)	900
Limite de Escoamento - LE (MPa)	800
Alongamento - ϵ (%)	19

Fonte: Böhler (2019)

3.4.2. Parâmetros de Soldagem

A soldagem das chapas de Aço 22MnB5 + NbMo fora realizada em apenas uma condição de trabalho, sendo executada em passe único e sem a realização de pré-aquecimento do material de base. Essa condição foi definida com base nos estudos realizados por Fuhr (2018), selecionando a melhor condição de soldagem, a qual pode ser observada na Tabela 7. Foram realizadas a união de 06 *blank's* estampados, resultando em 03 corpos de provas soldados, identificados como A, B e C.

Tabela 7 - Condição de soldagem

Metal de Base	Metal de Adição	Corrente (A)	Tensão (V)	Pré-aquecimento (°C)
Aço 22MnB5 +NbMo	Böhler X 70-IG	270	25,2	20

Fonte: Autor

Os parâmetros aplicados para a soldagem dos corpos de provas estampados a quente foram convencionados de acordo com a Tabela 8. Os preceitos de corrente e tensão foram monitorados durante todo o processo de soldagem, para garantir a eficiência da repetibilidade dos ensaios.

Tabela 8 - Parâmetros de Soldagem

Variáveis do processo	Parâmetros
Cobre-junta / Material	Cobre
Processo de Soldagem / Tipo	GMAW / Robotizado
Tipo de Junta	Topo – Chanfro reto
Posição de Soldagem	1G
Abertura da Junta	3 mm
Tipo de Corrente / Polaridade	Contínua / CC+
Velocidade de Soldagem	380 mm/min
Velocidade do Arame	11,6 m/min
Gás de Proteção	10% CO ₂ + 90% Ar
Vazão do Gás	15 l/min
Diâmetro do Arame	1,2 mm
Diâmetro do Bocal	16 mm
Distância Bocal-Peça	17 mm
Frequência de Oscilação	2,5 Hz

Fonte: Adaptado de Fuhr (2018)

3.4.3. Equipamentos para soldagem

Para a realização da soldagem dos corpos de prova, foi utilizado uma célula robótica, com um robô de solda, da marca Yaskawa Motoman, modelo EA14000N, com seis graus de liberdade, possibilitando realizar soldagens em diversas posições. O robô de solda pode ser observado na figura 16. A fonte de soldagem utilizada é da marca Fronius, modelo TPS 5000 digital. A *Trans Puls Synergic 5000* (TPS 5000) é uma fonte de solda sinérgica.

Figura 16 - Manipulador e Robô de soldagem

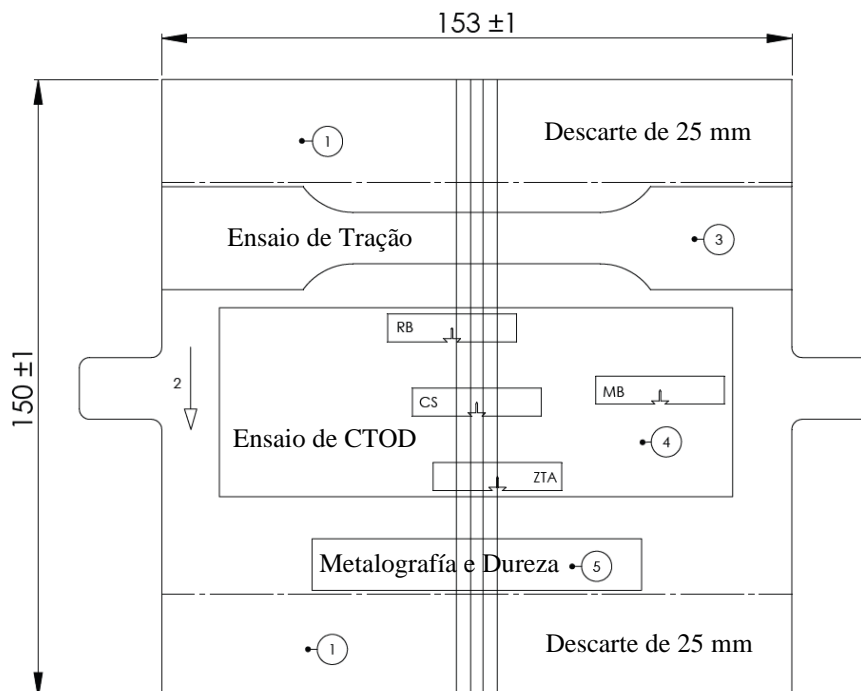


Fonte: Autor

3.5. Corte dos Corpos de Prova

A remoção dos corpos de prova fora realizada através do corte por eletroerosão a fio e as regiões foram removidas em acordo com a Norma DIN EN ISO 15614-1:2012. O modelo esquemático com a localização dos corpos de prova para cada tipo de ensaio, juntamente com sua respectiva identificação são apresentados na Figura 17.

Figura 17 - Localização dos Corpos de Prova



Fonte: Autor

3.6. Análise Química

Para análise da composição química do material de base, foi utilizado um espectômetro de emissão óptica, da marca Oxford, modelo Foundry-Master Xline. As medições foram efetuadas após os processos de estampagem a quente e soldagem, sendo realizadas em diversos pontos do metal de base e gerando as médias de cada conjunto. Os resultados foram divididos em A, B e C, de acordo com a identificação de cada corpo de prova.

3.7. Ensaaios Metalográficos

Para as análises metalográficas foram preparadas amostras em conformidade com a norma ASTM E3, sendo uma para cada corpo de prova soldado. As amostras foram lixadas em lixas de 320, 400, 600, 800 e 1200 mesh e polidas em lixadeira/politriz da marca Arotec, modelo Aropol-VV, utilizando discos de feltro e abrasivos de alumina com granulometria de 1.0 e 3.0 μm . Depois foram limpas com acetona em banho de agitação por ultrassom e atacadas com Nital 3% para revelação da microestrutura.

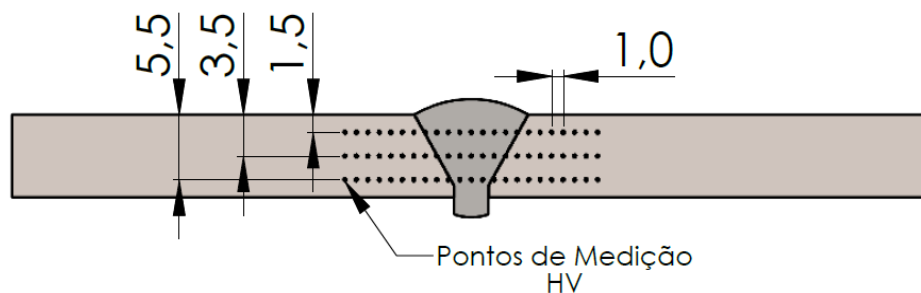
A caracterização macroestrutural fora feita em um microscópio óptico, da marca Zeiss, modelo AxioCam MRc5. Se tratando da caracterização microestrutural, está fora elaborada em microscópio óptico, da marca Zeiss, modelo AxioScope A.1 e microscópio eletrônico de varredura (MEV), da marca Tescan, modelo Vega LM3.

3.8. Caracterização das Propriedades Mecânicas

3.8.1. Ensaio de Dureza Vickers (HV)

As medições de dureza Vickers foram realizadas por meio de um durômetro da marca Shimadzu, modelo HMV-G 20ST. O procedimento de ensaio concerniu com a norma DIN EN ISO 9015-1:2011, com carga aplicada de 10 Kgf, durante um tempo de 10 segundos. As indentações foram realizadas em três alturas diferentes, sendo 1.5, 3.5 e 5.5 mm da face superior dos corpos de prova, totalizando 23 medições com espaçamento de 1.0 mm para cada altura, conforme pode ser observado na Figura 18.

Figura 18 - Pontos de medição para ensaio de dureza Vickers

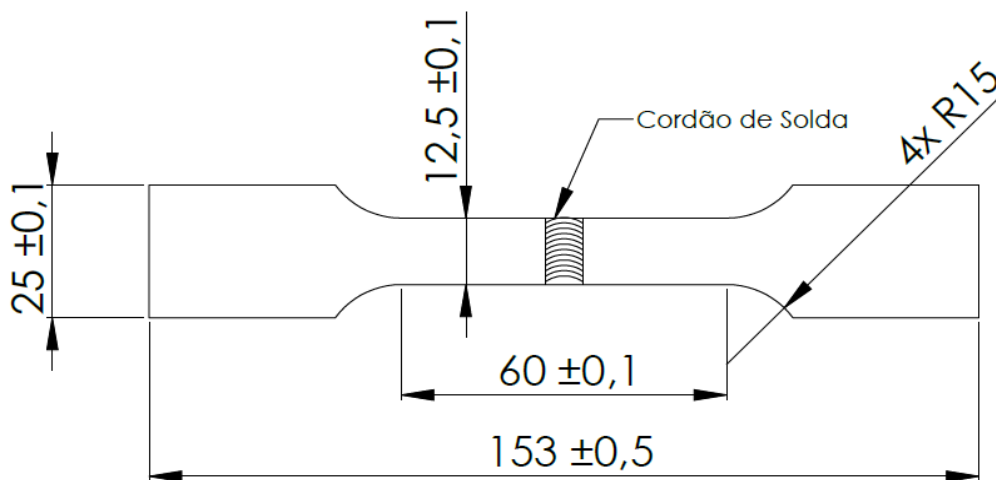


Fonte: Autor

3.8.2. Ensaio de Tração

Para a preparação dos corpos de prova para ensaio de tração, inicialmente, foram removidos os reforços do cordão de solda por meio do processo de fresagem convencional, para deixar uma superfície uniforme em toda seção. Posteriormente os CP's foram cortados por meio da eletroerosão a fio, seguindo as dimensões previstas na norma BS EN ISO 4136:2013, como mostra a Figura 19. Foram removidos 1 corpo de prova para cada amostra sodada.

Figura 19 – Geometria e dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração



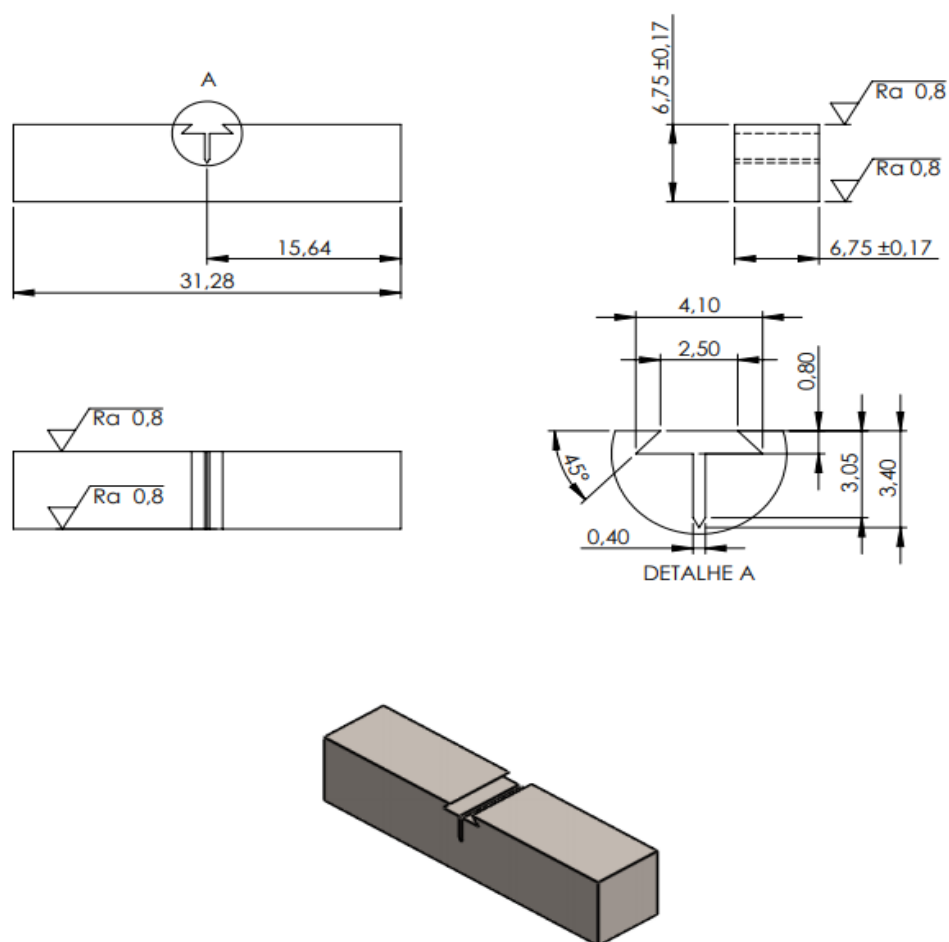
Fonte: Norma BS EN ISO (2013)

Os ensaios de tração foram realizados no laboratório da CREMAT situado na universidade UNÍJUI – Campos Panambi, em uma máquina universal de ensaios, da marca Emic, modelo Wolpert 60t.

3.8.3. Ensaio de Tenacidade à Fratura por CTOD

Para a realização dos ensaios de tenacidade a fratura, inicialmente foram cortados os espécimes por meio da eletroerosão a fio, distribuídos em 4 regiões distintas, sendo elas: Metal de Base (MB), Cordão de Solda (CS), Zona Termicamente Afetada (ZTA) e Região Branca (RB). As orientações dos espécimes foi XY para o metal de base e NP para a região da solda, conforme pode ser observado na Figura 18. A geometria e dimensões dos corpos de prova para o ensaio de CTOD podem ser observados na Figura 20. Após o corte, as peças foram retificadas nas 4 faces longitudinais para eliminar as imperfeições e garantir a rugosidade superficial $Ra = 0,8\mu\text{m}$ prevista em norma.

Figura 20 - Geometria e dimensões dos espécimes para ensaio de CTOD



Fonte: Autor

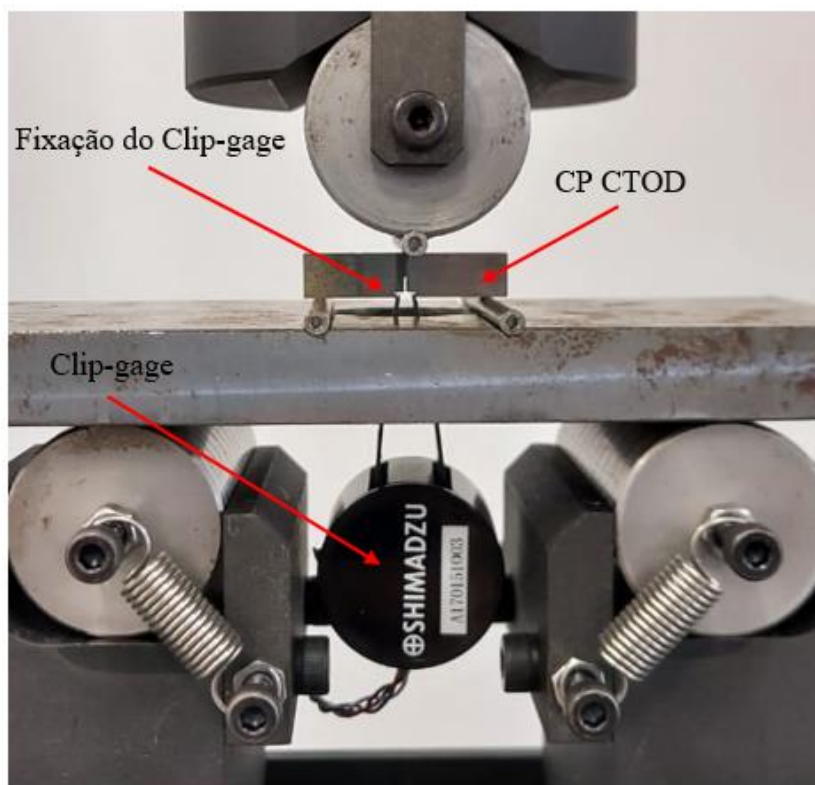
O rasgo de andorinha presente nos corpos de prova, fora confeccionado para a inserção do *clip-gage*, pois a geometria reduzida dos espécimes impossibilitava o encaixe

direto no entalhe. Esse rasgo foi produzido em conformidade com a norma BS 7448-1 (1991).

Para a realização dos ensaios de tenacidade à fratura por CTOD foi utilizado uma máquina universal para ensaios de dinâmica e fadiga, da marca Shimadzu, modelo Servopulser, equipada com controlador Servo Controller 4830.

Levando em consideração que as amostras apresentam dimensões muito pequenas e o dispositivo original do equipamento é para ensaio de peças com grandes dimensões, foi utilizado um dispositivo desenvolvido especificamente para a realização dos ensaios. Na Figura 21 é possível observar o dispositivo utilizado, bem como a amostra de CTOD e o *clip-gage* utilizado para medição do deslocamento da abertura da trinca. O método de ensaio aplicado foi SE (B), cuja solicitação é por flexão a três pontos.

Figura 21 - Dispositivo para ensaio de tenacidade à fratura



Fonte: Autor

Os ensaios foram realizados em consonância com as normas BS EN ISO 15653 (2010), BS7448 - 1 (1991) e ASTM E1820 (2013), objetivando mensurar a resistência do material quanto à propagação da trinca no metal de base, região branca, ZTA e cordão de solda.

Para execução da pré-trinca foram aplicadas cargas cíclicas no corpo de prova com frequência de 10Hz, ΔK de 25,20 MPa \sqrt{m} e razão de fadiga $R=0,1$. A abertura da pré-trinca foi monitorada através do *clip-gage* e o ensaio foi pausado no momento em que a pré-trinca atingiu a relação de a/W de 0,55. Todos os procedimentos foram realizados sob pressão e temperatura ambiente.

Subsequente à abertura da pré-trinca, foi realizado o ensaio de CTOD. Para calcular os valores do CTOD foram usadas as propriedades do material, obtidos a partir dos ensaios de tração: $\sigma_{LE} = 1051,4$ MPa e $\sigma_T = 1166,1$ MPa. Após a conclusão do ensaio, os corpos de prova foram fraturados por ciclos de fadiga e encaminhados para o MEV para medição do tamanho da trinca e análise das regiões fraturadas.

3.9. Microscopia Eletrônica de Varredura

Para uma análise e caracterização das fraturas dos corpos de prova ensaiados por CTOD, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), da marca Tescan, modelo Vega LM3, com ampliações de 15 a 300 mil vezes, detecção de elétrons secundários (SE), elétrons retroespalhados (BSE) e acoplado com sonda EDS.

As imagens obtidas por meio desta técnica permitem a observação das modificações ocorridas durante a estampagem a quente, revelando a presença de fases que não são reveladas em aumentos menores. Neste trabalho esta técnica é de grande importância para identificar falhas no metal de base e cordão de solda, bem como para efetuar a caracterização do mecanismo da fratura.

4. RESULTADOS E DISCUSSÕES

No presente capítulo serão apresentados os resultados obtidos para cada etapa do trabalho desenvolvido.

4.1. Análise Química do Metal de Base

Os resultados da análise química do material de base foram comparados com os valores fornecidos pela SSAB. Portanto, é possível verificar que o desvio padrão das amostras foi relativamente baixo. É perceptível também que os percentuais dos elementos químicos estavam dentro do especificado pelo fabricante do material, conforme mostra a Tabela 9.

Tabela 9 - Composição química do metal de base conforme recebido

Medição	Composição Química (%)											
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	B	Nb	Mo	Ni	Ti
A	0,216	0,188	1,140	0,0076	0,0030	0,013	0,195	0,0016	0,041	0,162	0,022	0,038
B	0,213	0,187	1,146	0,0076	0,0031	0,012	0,196	0,0016	0,041	0,163	0,022	0,039
C	0,214	0,189	1,140	0,0073	0,0033	0,015	0,194	0,0015	0,042	0,161	0,023	0,038
Média	0,214	0,188	1,142	0,0075	0,0031	0,013	0,195	0,0016	0,041	0,162	0,022	0,038
Desvio Padrão	0,0015	0,001	0,0035	0,0002	0,0002	0,0015	0,001	0,0001	0,0006	0,001	0,0006	0,0006
SSAB	0,220	0,170	1,170	0,0080	0,0050	0,014	0,250	0,0021	0,047	0,160	<0,1	0,030

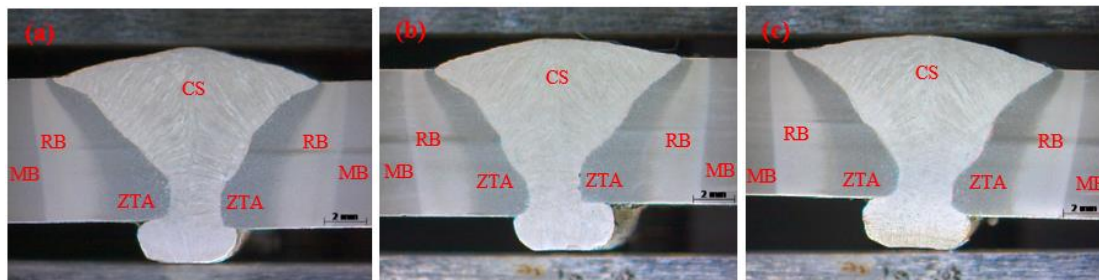
Fonte: Autor

4.2. Microscopia Óptica

Através das análises macrográficas apresentadas na Figura 22, é possível observar a qualidade das juntas soldadas. É visível que as soldas não apresentaram descontinuidades, porosidades, trincas ou falta de fusão em nenhum dos corpos de prova, além disso é possível comprovar que houve penetração total do cordão de solda.

Na Figura 22, também é possível visualizar as diferentes regiões das juntas soldadas, sendo elas: metal de base (MB), cordão de solda (CS), zona termicamente afetada (ZTA) e também uma região esbranquiçada entre a ZTA e o MB, a qual foi denominada de região branca (RB), essa região é comum nas juntas soldadas dos Aços ao Boro, e ocorre devido a migração parcial do carbono para outras regiões durante o processo de soldagem (LIMA, 2020).

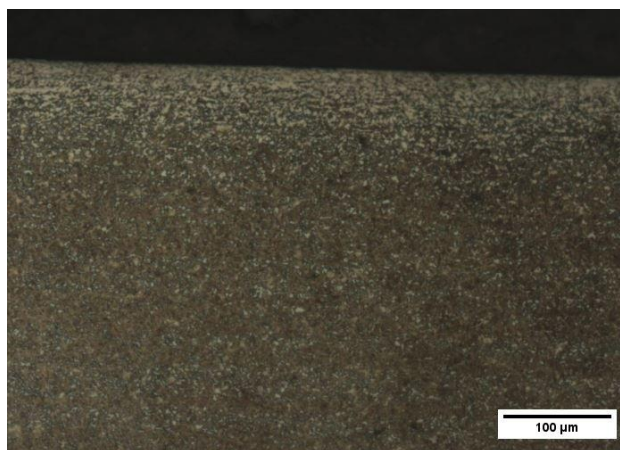
Figura 22 – Macrografia das amostras: a) Amostra A; b) Amostra B; c) Amostra C



Fonte: Autor

A Figura 23 apresenta a descarbonetação superficial proveniente do processo de estampagem a quente. A espessura dessa camada se manteve entre 50 a 80 μm em ambas as superfícies.

Figura 23 - Descarbonetação superficial do Aço 22MnB5+NbMo após estampagem a quente

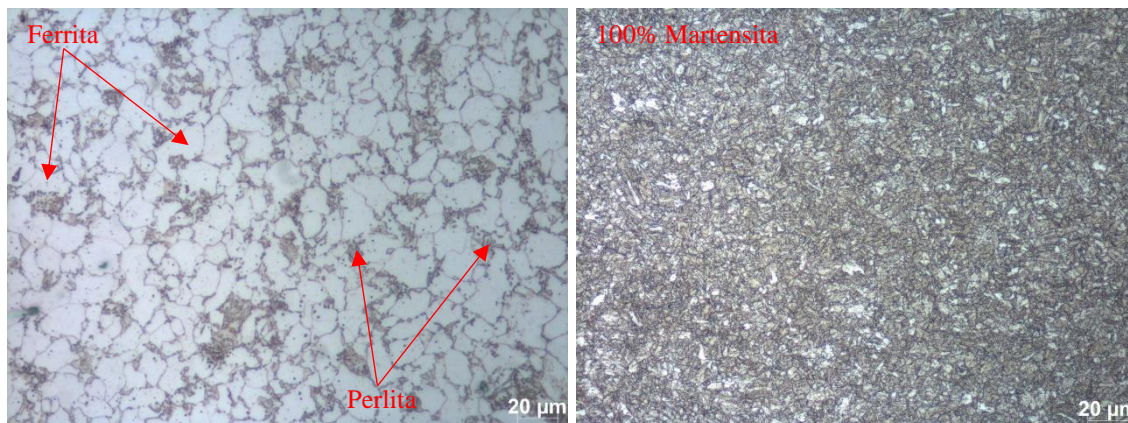


Fonte: Autor

A microestrutura do aço 22MnB5+NbMo na condição de recebimento é mostrada na Figura 24(a). Esta microestrutura é composta principalmente por uma matriz de ferrita de cor clara com perlita de cor escura. Os grãos nesta microestrutura são alongados na direção da laminação (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020). Na Figura 24(b), é possível analisar a micrografia do material de base após o procedimento de estampagem a quente, onde podemos observar uma microestrutura totalmente martensítica e de grãos refinados, o que comprova a eficiência e qualidade do processo de estampagem. Estudos similares demonstraram que esta transformação é eficiente para uma temperatura de austenitização de 900 a 950°C, com taxa de resfriamento aproximada de 30°C/s e taxas de transferência de 7 a 11s (DA COSTA XIMENES et al., 2020), (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020) e (HU et al., 2018).

Além disso, devido ao aço apresentar Nb em sua microestrutura, as ripas da martensita apresentam geometrias mais finas quando comparado aos aços ao Boro sem a presença de Nb, esse refinamento proporciona um aumento significativo na resistência à tração. Além disso, a adição de Nb pode formar precipitados com C e N para impedir o crescimento dos grãos de austenita anterior (LIN et al., 2018).

Figura 24 – Micrografia do Aço 22MnB5 + NbMo: a) Conforme recebido; b) Estampado a quente



Fonte: Autor

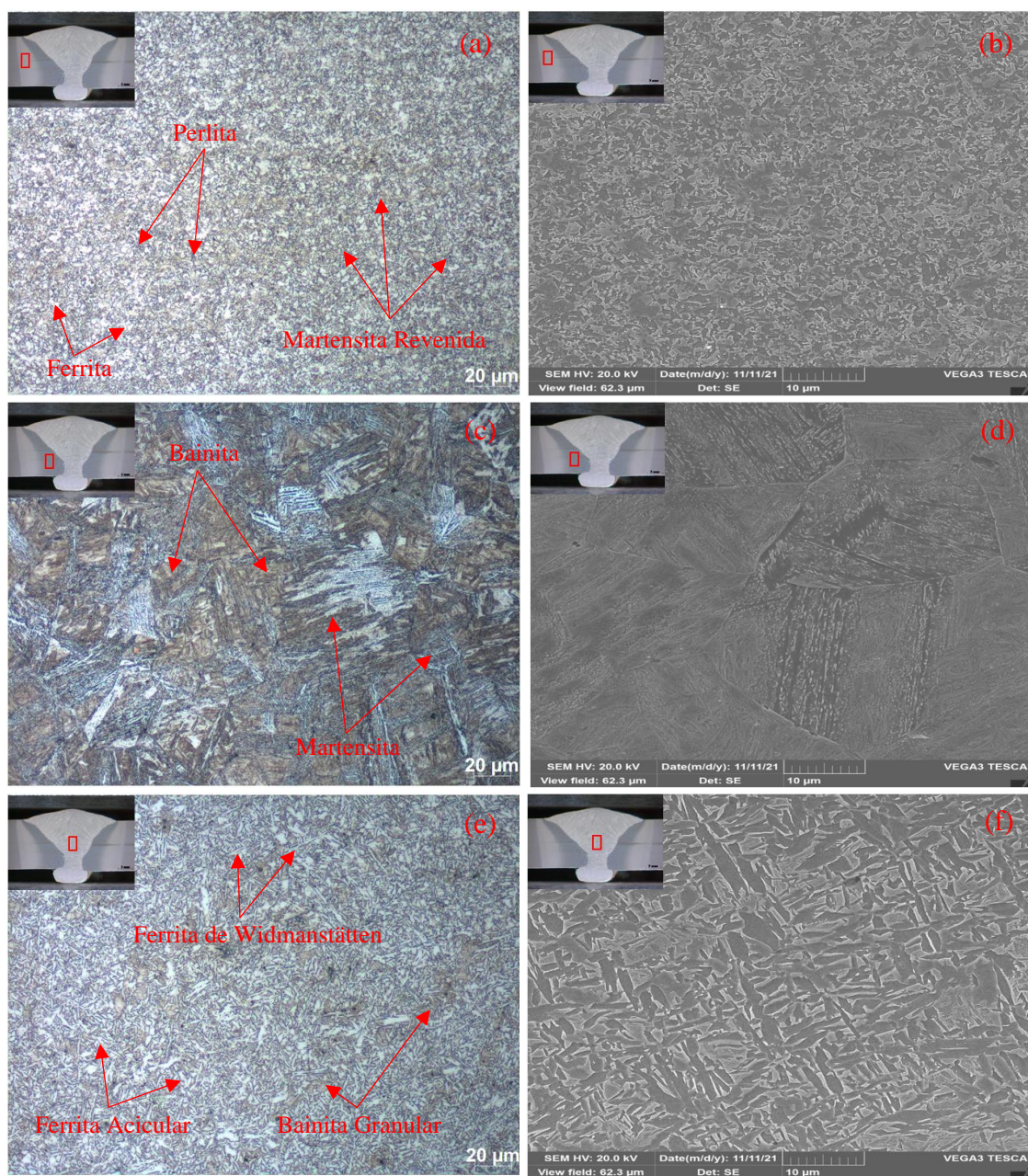
A microestrutura do metal de base na região próxima à zona termicamente afetada (situada entre 6,5 a 11,0 mm do centro do cordão de solda) também foi avaliada, porém, nessa região não verificou-se alterações microestruturais em comparação ao metal de base estampado a quente. Esse comportamento microestrutural também foi encontrado por Lima (2020) e Fuhr (2018) em estudos similares, com a utilização do mesmo metal de base.

A microestrutura da região branca, situada entre 5,3 a 6,5 mm de distância do centro do cordão de solda é apresentada na Figura 25(a) e (b), onde torna-se possível observar que a microestrutura predominante é de martensita revenida, ocasionada pelo revenimento da região durante o processo de soldagem. (GANAPATHY et al., 2020), (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020), (WINDMANN et al., 2017), (GOLLING; ÖSTLUND; OLDENBURG, 2016) e (WU et al., 2015). É perceptível também a presença de uma estrutura ferrítico-perlítica, porém em menor proporção, essa microestrutura, mesmo que combinada com a martensita, pode causar uma redução significativa na resistência mecânica do material (LIMA, 2020).

A microestrutura da zona termicamente afetada (ZTA) situada entre 3,0 a 5,5 mm do centro do cordão de solda, é apresentada na Figura 25(c) e (d). Nessa região é possível observar uma microestrutura bainítica-martensítica, com menor quantidade de bainita e

predominância de martensita, esse comportamento é comumente encontrado nas zonas afetadas pelo calor das juntas soldadas com arame eletrodo ER 110S-G do aço 22MnB5 estampado a quente (CHEN et al., 2018). Essa alteração microestrutural é proveniente do revenimento durante o processo de soldagem, fases similares são encontrados em aços ao Boro estampados a quente, austenitizados a 900 °C e revenidos a 400 °C com baixos tempos de aquecimento (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020), (GANAPATHY et al., 2020) e (GOLLING; ÖSTLUND; OLDENBURG, 2016).

Figura 25 - Microestrutura das regiões das juntas soldadas: a) Óptica – RB; b) MEV – RB; c) Óptica – ZTA; d) MEV – ZTA; e) Óptica – CS; f) MEV – ZTA.



Fonte: Autor

A microestrutura do cordão de solda é composta principalmente de ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e uma pequena quantidade de bainita granular, conforme apresentado na Figura 25(e) e (f). Essa microestrutura é comum para a soldagem GMAW com metal de adição ER 110S-G (DIRISU et al., 2019) e (CHEN et al., 2018).

As imagens com o auxílio da microscopia eletrônica de varredura (MEV) foram criadas no intuito de ampliar a visibilidade das amostras. É importante ressaltar que, devido a danos na sonda EDS não foi possível quantificar a composição química das regiões analisadas, inibindo a verificação da ocorrência da migração dos elementos liga entre as regiões do cordão de solda durante o processo de soldagem. Destarte, tal limitação não inibe uma conjectura comparativa entre as duas técnicas de microscopia aplicadas.

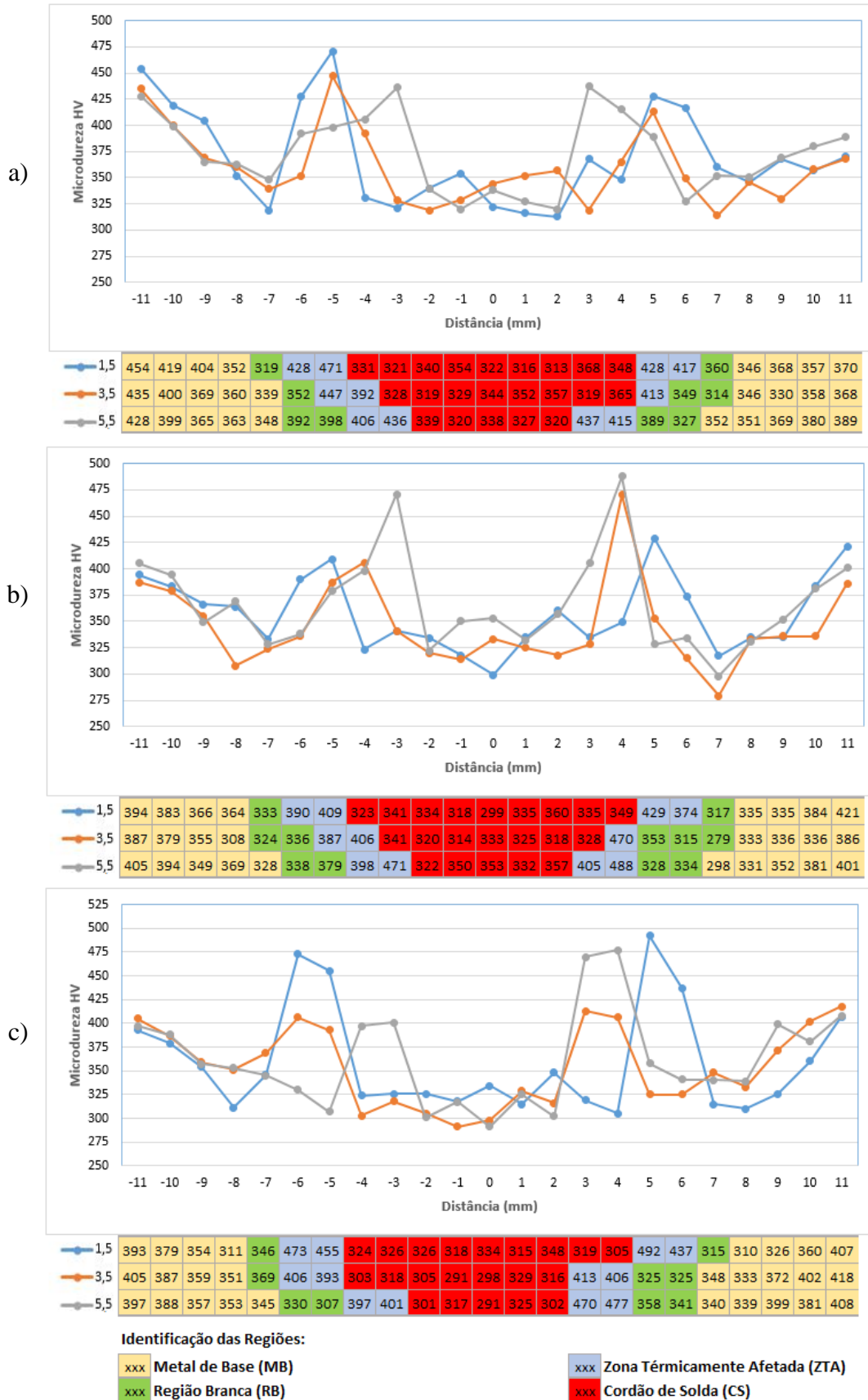
4.3. Dureza Vickers (HV)

Através dos ensaios de microdureza é possível verificar que no cordão de solda os valores se mantiveram uniformes nas 3 amostras ensaiadas, apresentando médias de 335, 333 e 315 HV respectivamente, valores nos quais são superiores aos encontrados por Fuhr (2018) e (CHEN et al., 2018) com a aplicação do mesmo metal de adição, o que demonstra que o aumento da dureza dessa região é devido a influência da temperatura durante o processo de soldagem (DA COSTA XIMENES et al., 2020) e (DIRISU et al., 2019).

Também é possível observar que os maiores valores de dureza encontram-se na zona termicamente afetada (ZTA), com médias de 426, 421 e 435 HV, os quais são valores superiores para um Aço ao Boro com microestrutura bainítica-martensítica (DA COSTA XIMENES et al., 2020) e (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020). A explicação mais plausível para o aumento da dureza nessa região é que os átomos de carbono provenientes da região branca migraram parcialmente para os contornos dos grãos da ZTA, elevando assim os níveis de dureza (LIMA, 2020).

Na figura 26, é possível observar os valores de dureza para os três corpos de prova soldados. Além disso, as medições estão divididas entre as quatro regiões das juntas soldadas, as quais estão identificadas por cores. As medições foram efetuadas em três alturas em relação a espessura do material, sendo que as medições das extremidades foram efetuadas a 1,5mm da superfície, para evitar que a descarbonetação das camadas superficiais interferisse nos valores de dureza.

Figura 26 - Valores de dureza HV: a) CP A; b) CP B; c) CP C



Fonte: Autor

Já nas regiões subsequentes a ZTA, observa-se uma redução da dureza tanto na região branca (RB), como no metal de base (MB), retornando aos valores ideais para o MB estampado a quente, após um afastamento aproximado de 11.00 mm do centro do cordão de solda, devido ao MB não sofrer mais influência da temperatura após esse afastamento. Nos aços ao Boro e nos de baixo carbono com a presença de Nb e Mo, o revenimento em altas temperaturas (>400 °C), com tempos de aquecimento mais longos ($>5s$), causa uma redução gradativa na dureza do material (GANAPATHY et al., 2020), (LI; XIE, 2019) e (CHEN et al.,2017).

4.4. Ensaios de Tração

Os resultados para os ensaios de tração dos corpos de prova soldados, são apresentados na Tabela 10, onde é possível observar os valores de tensão de escoamento, tensão de ruptura, alongamento e deformação. Esses resultados são provenientes da média dos ensaios nos corpos de prova A e C. É importante salientar que em função da dureza do material, a amostra B sofreu escorregamento da garra do equipamento durante a realização do ensaio, impossibilitando assim a obtenção dos valores desta amostra.

Tabela 10 – Valores médios dos ensaios de tração nas juntas soldadas do Aço 22MnB5 + NbMo

Tensão de Escoamento (MPa)	Tensão de Ruptura (MPa)	Deformação (mm)	Alongamento (%)
1051,4	1166,1	8,07	13,45

Fonte: Autor

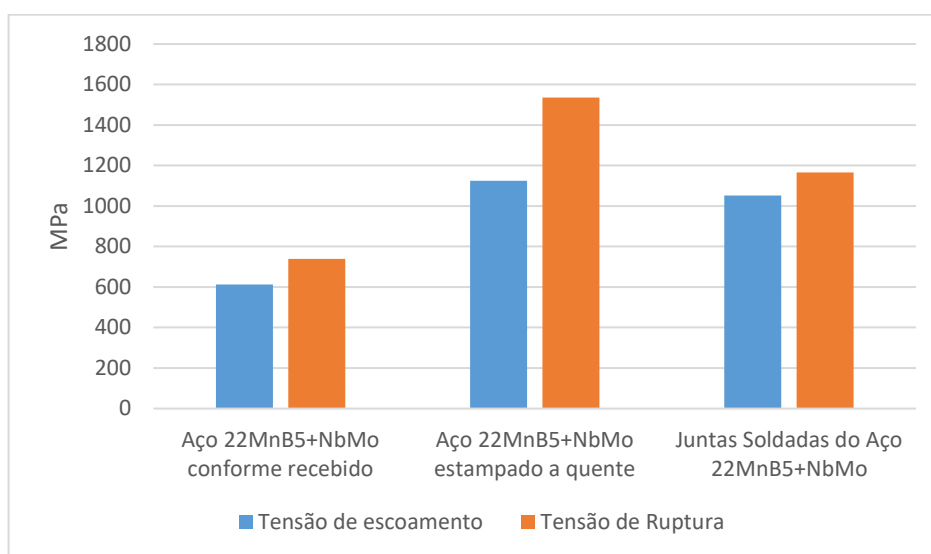
Os resultados de tensão de escoamento e de ruptura obtidos para os ensaios de tração nas juntas soldadas são levemente superiores quando comparados com valores obtidos nos estudos de Lima (2020) e Fuhr (2018), com a aplicação do mesmo metal de base e método de soldagem.

Um comparativo entre os valores de tensão de escoamento e de ruptura para o Aço 22MnB5+NbMo em diferentes condições é apresentado na Figura 27, onde é possível observar que a resistência a tração do material de base na condição de recebimento apresentou valores condizentes com os estabelecidos pelo fabricante do material. Já no material com estampagem a quente, observa-se um aumento significativo no limite de resistência, chegando a uma média de 1536 MPa, comprovando a efetividade do processo de estampagem a quente (DA COSTA XIMENES et al., 2020), (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020), (HU et al., 2018) e (LIN et al., 2018). Ainda, quando comparamos os resultados

das juntas soldadas após a estampagem a quente, nota-se uma redução significativa da resistência à tração do material. Essa redução é proveniente do revenimento ocasionado durante o processo de soldagem (GANAPATHY et al., 2020) e (WINDMANN et al., 2017).

É importante salientar que ambas as amostras sofreram ruptura na região branca, comprovando mais uma vez a efetividade do processo de soldagem, tendo em vista que nenhuma das rupturas ocorreu nos cordões de soldas. Além disso, os valores de resistência obtidos, estão ideais para a microestrutura e dureza dessa região (GANAPATHY et al., 2020), (ÇAVUŞOĞLU et al., 2020) e (LIMA, 2020) e (WINDMANN et al., 2017).

Figura 27 – Valores médios para os ensaios de tração no Aço 22MnB5+NbMo em diferentes condições



Fonte: Autor

4.5. Tenacidade à Fratura por CTOD

As tabelas 11 a 14 apresentam os valores de força (kN), fator de intensidade de tensões (K), abertura da boca da trinca (VP) e modo de fratura, para cada região da junta soldada obtidos a partir dos ensaios de tenacidade. Além disso, nas mesmas pode-se observar os valores de CTOD calculados para as diferentes regiões ensaiadas.

Os maiores valores de CTOD foram encontrados nos cordões de solda e nas regiões brancas, conforme pode ser observado nas tabelas 11 e 13, respectivamente. Sabe-se que a ferrita acicular promove uma redução do comprimento da trinca, o que proporciona melhores resultados na tenacidade a fratura. Ribeiro et al. (2021), encontrou valores similares de tenacidade, para microestruturas compostas principalmente por ferrita acicular, ferrita Widmanstätten e ferrita de contorno de grãos.

Já os menores valores de tenacidade à fratura foram encontrados no metal de base, conforme pode ser observado na tabela 14. Esses valores são devido a essa região apresentar microestrutura composta basicamente por martensita de ripas, o que proporciona uma elevada resistência mecânica, porém com baixa ductilidade e baixa tenacidade.

Os valores de CTOD obtidos para a ZTA são próximo ao MB devido a presença da martensita, mas como essa região apresenta uma microestrutura composta por martensita e bainita, tem-se uma melhora considerável na tenacidade à fratura, apresentando valores ligeiramente superiores. (RIBEIRO et al., 2021).

Tabela 11 – Valores de CTOD no Cordão de Solda

Amostra	Força (kN)	K (MPa√m)	VP (mm)	CTOD (mm)	Modo da Fratura
CS A	2,318	65,914	0,506	0,139	6
CS B	2,039	63,116	0,461	0,125	6
CS C	1,902	64,989	0,509	0,145	6
Média	2,086	64,673	0,492	0,136	-
Desvio Padrão	0,212	1,426	0,027	0,010	-

Fonte: Autor

Tabela 12 – Valores de CTOD na Zona Termicamente Afetada

Amostra	Força (kN)	K (MPa√m)	VP (mm)	CTOD (mm)	Modo da Fratura
ZTA A	2,107	61,443	0,133	0,042	5
ZTA B	2,355	63,583	0,137	0,044	5
ZTA C	2,988	82,429	0,119	0,044	5
Média	2,483	69,152	0,130	0,043	-
Desvio Padrão	0,454	11,548	0,009	0,001	-

Fonte: Autor

Tabela 13 – Valores de CTOD na Região Branca

Amostra	Força (kN)	K (MPa√m)	VP (mm)	CTOD (mm)	Modo da Fratura
RB A	2,923	60,826	0,230	0,074	6
RB B	2,784	62,780	0,280	0,086	6
RB C	2,398	68,787	0,272	0,079	6
Média	2,702	64,131	0,261	0,080	-
Desvio Padrão	0,272	4,149	0,027	0,006	-

Fonte: Autor

Tabela 14 – Valores de CTOD no Metal de Base

Amostra	Força (kN)	K (MPa√m)	VP (mm)	CTOD (mm)	Modo da Fratura
MB A	2,977	73,086	0,058	0,028	5
MB B	2,938	68,197	0,059	0,028	5
MB C	3,117	72,533	0,071	0,032	5
Média	3,011	71,272	0,063	0,029	-
Desvio Padrão	0,094	2,677	0,007	0,002	-

Fonte: Autor

Os resultados da análise estatística demonstram que não houve diferença significativa entre os valores de CTOD da zona termicamente afetada em relação ao metal de base estampado a quente, porém havendo diferença em comparação as demais regiões do cordão de solda. Também é possível observar que houve diferença significativa entre os valores do cordão de solda, com os valores da região branca, da zona termicamente afetada e do metal de base estampado a quente. Essas análises podem ser observadas na Tabela 15.

Tabela 15 – Análise estatística dos ensaios de CTOD nas diferentes regiões da junta soldada

Ensaio	CS	RB	ZTA	MB
CTOD (mm)	0,136 ± 0,010 ^a	0,080 ± 0,006 ^b	0,043 ± 0,001 ^c	0,029 ± 0,002 ^c

Fonte: Autor

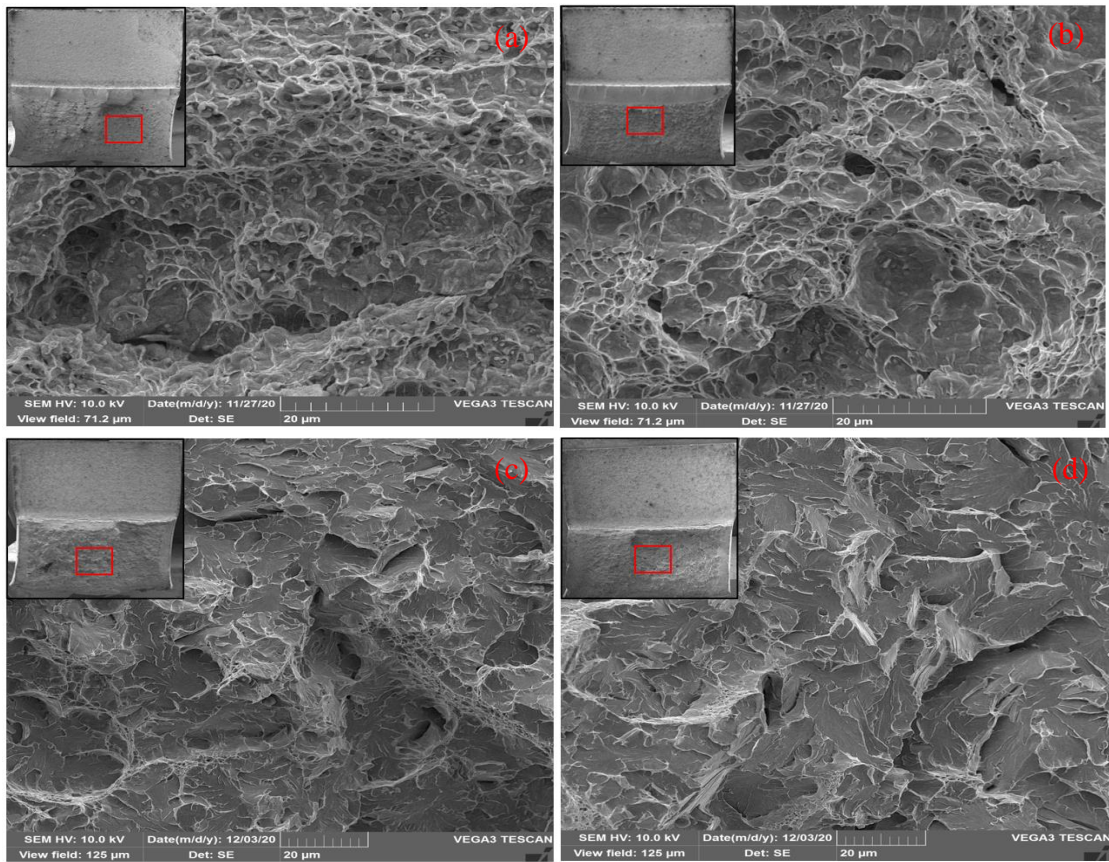
4.6. Fractografia

Ao analisarmos as Figura 28(a) e (b), constata-se que estas apresentam fraturas no cordão de solda e região branca respectivamente, ambas as fraturas apresentam grande quantidade de *dimples* esféricos, o que indica um mecanismo de fratura dúctil. Essa maior resistência à fratura está relacionada com a presença de estruturas ferríticas. Pode-se observar que o micro mecanismo de fratura consiste em nucleação e coalescência de vazios, com presença de ondulações profundas devido ao potencial de deformação da microestrutura (RIBEIRO et al., 2021) e (SANTOS et al., 2010).

Já ao analisarmos as Figuras 28(c) e (d), podemos observar as fractografias da zona termicamente afetada e do metal de base estampado a quente, as quais apresentam marcas de clivagem e baixa absorção de energia na trinca, comportamento característico de uma microestrutura frágil (RIBEIRO et al., 2021). Porém, na ZTA é observado indícios de pequenas ondulações em algumas regiões da fratura, o que demonstra a presença de

um micromecanismo dúctil, justificando os valores de CTOD superiores quando comparados ao MB estampado a quente.

Figura 28 – Fractografia: a) Cordão de Solda; b) Região Branca; c) ZTA; d) Metal de Base



Fonte: Autor

5. CONCLUSÃO

O presente trabalho teve objetivo de avaliar o comportamento de tenacidade da fratura pelo método de CTOD em diferentes regiões das juntas soldadas do aço 22MnB5+NbMo pelo método GMAW, após a estampagem a quente.

A análise macrográfica apontou uma região esbranquiçada, a qual é atípica nas juntas soldadas, essa região foi denominada de região branca (RB). Tal região apresentou microestrutura predominante de martensita revenida, porém devido a migração parcial do carbono para a ZTA, também é perceptível a presença de uma estrutura ferrítica-perlítica. Portanto, o revenimento proveniente do processo de soldagem, além de proporcionar alterações microestruturais, ocasionou reduções de dureza, resistência mecânica e aumento da tenacidade a fratura nessa região.

As juntas soldadas apresentaram uniformidade em todos os corpos de prova, além disso, não foram identificadas trincas, porosidades ou falta de fusão em ambos os cordões de solda. A microestrutura do CS fez-se eficaz para a soldagem GMAW com metal de adição ER 110S-G. Ademais, os valores de dureza e tenacidade se mantiveram dentro dos valores ideais para a microestrutura encontrada.

A microestrutura encontrada na ZTA fora bainítica-martensítica, com menor quantidade de bainita e predominância de martensita. Sendo assim, os maiores valores de dureza das juntas soldadas estavam presentes na ZTA, contudo, quando comparados com o metal de base estampado tem-se uma redução da dureza, o que justifica o aumento de aproximadamente 48% de ganho em tenacidade nessa região.

A partir de 11.00 mm de distância do centro do cordão de solda, o metal de base não sofreu influência da temperatura ocasionada durante o processo de soldagem. Identificou-se que essa região apresentou os maiores valores de dureza e consequentemente os menores valores de tenacidade. Quando comparamos os valores de CTOD obtidos para o Aço 22MnB5+NbMo em relação ao Aço 22MnB5 sem a presença de Nb e Mo, obteve-se um ganho na tenacidade à fratura de aproximadamente 180%.

As fractografias do cordão de solda e da região branca demonstraram a ocorrência de fratura dúctil, devido à grande presença de *dimples*, justificando os menores valores de dureza e os maiores valores de tenacidade a fratura. Já as fraturas da ZTA e do MB ocorreram de forma frágil, as quais são condizentes com a dureza e tenacidade a fratura encontrados nessas regiões.

6. SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

Como sugestão para trabalhos futuros:

- Realizar a avaliação da vida em fadiga e traçagem da curva de Wohler para diferentes amplitudes de tensão (MPa).
- Realizar a estampagem a quente com diferentes temperaturas de austenitização e tempos de resfriamento e avaliar a tenacidade à fratura por CTOD.

7. REFERÊNCIAS

- ABIOYE, T. E. et al. Effects of Welding Speed on the Microstructure and Corrosion Behavior of Dissimilar Gas Metal Arc Weld Joints of AISI 304 Stainless Steel and Low Carbon Steel. **Materials Today: Proceedings**, v. 17, p. 871–877, 2019.
- ALMEIDA, D. T. DE; SOUZA, J. H. C. DE; 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, n. 4, p. 346–355, 2016.
- ANNAN, K. A.; SIYASIYA, C. W.; STUMPF, W. E. The influence of niobium content on austenite grain growth in microalloyed steels. **Journal of the Southern African Institute of Mining and Metallurgy**, v. 115, n. October, p. 973–980, 2015.
- AZEVEDO, S. C. **AVALIAÇÃO DE ASPECTOS OPERACIONAIS DO PROCESSO DE SOLDAGEM TIG-MIG/MAG**. [s.l.] Universidade Federal de Goiás - UFG, 2019.
- BARBOSA, V. S.; RUGGIERI, C. Fracture toughness testing using non-standard bend specimens – Part I: Constraint effects and development of test procedure. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 195, n. April, p. 279–296, 2018.
- BATALHA, M. H. F. **Estudo da Estampabilidade a Quente de Aço ao Boro em Conformação com Redução de Espessura Controlada**. [s.l.] Universidade Estadual de Campinas, 2015.
- BS EN ISO. **BS EN ISO 4136: Destructive tests on welds in metallic materials - Transverse tensile test (ISO 4136:2012)**, 2013.
- ÇAVUŞOĞLU, O. et al. Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 9, n. 5, p. 10901–10908, 2020.
- CHEN, X. et al. The effect of martensitic phase transformation dilation on microstructure, strain–stress and mechanical properties for welding of high-strength steel. **Crystals**, v. 8, n. 7, 2018.
- CHEN, Y. W. et al. Microstructural evolutions of low carbon Nb/Mo-containing bainitic steels during high-temperature tempering. **Materials Characterization**, v. 131, n. March, p. 298–305, 2017.
- CHENG, L. et al. Precipitation enhanced ultragrain refinement of Ti-Mo microalloyed ferritic steel during warm rolling. **Materials Science and Engineering A**, v. 698, n. April, p. 117–125, 2017.
- CHOUDHURY, B.; CHANDRASEKARAN, M. Investigation on welding characteristics of aerospace materials - A review. **Materials Today: Proceedings**, v. 4, n. 8, p. 7519–7526, 2017.
- CIRINO, L. M. **ESTUDO DOS EFEITOS DA POLARIDADE NA SOLDAGEM COM CORRENTE CONTÍNUA E ALTERNADA PELOS PROCESSOS TIG E MIG/MAG**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA - UFSC, 2009.
- DA COSTA XIMENES, D. A. et al. Phase transformation temperatures and Fe enrichment of a 22MnB5 Zn-Fe coated steel under hot stamping conditions. **Journal of**

Materials Research and Technology, v. 9, n. 1, p. 629–635, 2020.

DEPOVER, T. et al. Effect of hydrogen charging on the mechanical properties of advanced high strength steels. **International Journal of Hydrogen Energy**, v. 39, n. 9, p. 4647–4656, 2014.

DIRISU, P. et al. Analysis of fracture toughness properties of wire + arc additive manufactured high strength low alloy structural steel components. **Materials Science and Engineering A**, v. 765, n. June, p. 138285, 2019.

FILHO, A. I. et al. Influence of niobium and molybdenum on mechanical strength and wear resistance of microalloyed steels. **Materials Research**, v. 20, n. 4, p. 1029–1034, 2017.

FREIMAN, S. W. **Fracture Mechanics Measurements**. Second Edi ed. [s.l.] Elsevier, 2013.

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

GANAPATHY, M. et al. A feasibility study on warm forming of an as-quenched 22MnB5 boron steel. **International Journal of Lightweight Materials and Manufacture**, v. 3, n. 3, p. 277–283, 2020.

GOLLING, S. et al. Influence of microstructure on the fracture toughness of hot stamped boron steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 743, n. September 2018, p. 529–539, 2019.

GOLLING, S.; ÖSTLUND, R.; OLDENBURG, M. A study on homogenization methods for steels with varying content of ferrite, bainite and martensite. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 228, p. 88–97, 2016.

GORNI, A. A. Novas tendências para o processo de estampagem a quente. **Corte & Conformação de Metais**, p. 62–77, 2010.

HE, X.; QIN, Y.; JIANG, W. Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 hot stamping steel. v. 270, n. February, p. 285–292, 2019.

HU, K. et al. Microstructure Evolution and Simulation in 22MnB5 Steel during Hot Stamping. **Journal of Materials Science and Chemical Engineering**, v. 06, n. 08, p. 9–14, 2018.

JUNIOR, L. P. D. S. C.; CABRAL, T. D. S. **ESPECIFICAÇÃO DE PROCEDIMENTOS DE SOLDAGEM MIG PARA O PREENCHIMENTO DE CAVIDADES PELA TÉCNICA DE CAMADAS SUCESSIVAS**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARÁ, 2008.

KAH, P.; SUORANTA, R.; MARTIKAINEN, J. Advanced gas metal arc welding processes. **International Journal of Advanced Manufacturing Technology**, v. 67, n. 1–4, p. 655–674, 2013.

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

- KAYAMORI, Y.; KAWABATA, T. Evaluation of rotational deformation in compact specimens for CTOD fracture toughness testing. **Procedia Structural Integrity**, v. 5, p. 286–293, 2017.
- LAN, L.; ZHANG, Y.; KONG, X. Dynamic fracture behavior of low carbon bainitic steel after different welding thermal cycles. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 220, n. August, p. 106653, 2019.
- LI, C.; XIE, S. Microstructure and properties of hot stamping boron steel using heated dies under different holding time. **Vacuum**, v. 170, n. September, p. 108960, 2019.
- LI, D. et al. Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe – 25Mn – 3Si – 3Al TWIP steel. **JMADE**, v. 84, p. 238–244, 2015.
- LI, W.; LIAW, P. K.; GAO, Y. Fracture resistance of high entropy alloys : A review. **Intermetallics**, v. 99, n. May, p. 69–83, 2018.
- LIMA, E. H. DE. **AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE JUNTAS DE TOPO SOLDADAS POR PROCESSOS PAW E GMAW NO AÇO 22MnB5 + NbMo**. [s.l.] UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE - FURG, 2020.
- LIN, L. et al. Effect of niobium precipitation behavior on microstructure and hydrogen induced cracking of press hardening steel 22MnB5. **Materials Science and Engineering A**, v. 721, n. January, p. 38–46, 2018.
- LIU, Q. et al. Hydrogen influence on some advanced high-strength steels. **Corrosion Science**, v. 125, n. June, p. 114–138, 2017a.
- LIU, S. et al. Significant influence of carbon and niobium on the precipitation behavior and microstructural evolution and their consequent impact on mechanical properties in microalloyed steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 683, n. November 2016, p. 70–82, 2017b.
- MÁJLINGER, K.; KALÁCSKA, E.; RUSSO SPENA, P. Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets. **Materials and Design**, v. 109, p. 615–621, 2016.
- MEDVEDEVA, N. I.; VAN AKEN, D. C.; MEDVEDEVA, J. E. First-principles study of phosphorus embrittlement in austenitic steels with κ -carbide precipitates. **Computational Materials Science**, v. 138, p. 105–110, 2017.
- 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, 2016.
- MORI, K. et al. Hot stamping of ultra-high strength steel parts. **CIRP Annals - Manufacturing Technology**, v. 66, n. 2, p. 755–777, 2017.
- MTS. **Extensometers** Eden Prairie MTS Systems Corporation, , 2021.
- MURUGESAN, D. et al. Development of hot stamping grade steel with improved impact toughness by Nb microalloying. **Materials Today: Proceedings**, v. 5, n. 9, p. 16887–16892, 2018.
- NASIRI, S.; KHOSRAVANI, M. R.; WEINBERG, K. Fracture mechanics and mechanical fault detection by artificial intelligence methods: A review. **Engineering Failure Analysis**, v. 81, n. January, p. 270–293, 2017.
- NETO, A. O. **Estudo do efeito da deformação plástica sobre a cinética de transformação de fase do aço 22MnB5 estampado a quente**. [s.l.] Universidade do Estado de Santa Catarina - UDESC, 2015.

PARAREDA, S. et al. Fatigue resistance of press hardened 22MnB5 steels. **International Journal of Fatigue**, v. 130, n. July 2019, p. 105262, 2020.

PAREDES, M.; RUGGIERI, C. Further results in J and CTOD estimation procedures for SE(T) fracture specimens - Part II: Weld centerline cracks. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 89, p. 24–39, 2012.

PUJANTE, J. et al. Microstructural and Mechanical Study of Press Hardening of Thick Boron Steel Sheet. **Journal of Physics: Conference Series**, v. 896, n. 1, 2017.

RIBEIRO, H. V. et al. Effect of laser welding heat input on fatigue crack growth and CTOD fracture toughness of HSLA steel joints. **Journal of Materials Research and Technology**, v. 11, p. 801–810, 2021.

SANTOS, T. F. A. et al. Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 77, n. 15, p. 2937–2945, 2010.

SHOME, M.; TUMULURU, M. **1 - Introduction to welding and joining of advanced high-strength steels (AHSS)**. [s.l.] Elsevier Ltd, 2015.

SOARES, T. J. M. **Análise técnica e economica do processo de estampagem a quente com aços microligados ao boro**. [s.l.] Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto - FEUP, 2008.

SOUZA, J. H. C. DE; ALMEIDA, D. T. DE; MOHRBACHER, H. **Development of Process Techniques for Press Hardening of Thick Plates**. New Developments in Sheet Metal Forming. **Anais...2018** Disponível em: <<https://www.researchgate.net/publication/325741784>>

SRITHANANAN, P.; KAEWTATIP, P.; UTHAISANGSUK, V. Micromechanics-based modeling of stress – strain and fracture behavior of heat-treated boron steels for hot stamping process. **Materials Science & Engineering A**, v. 667, p. 61–76, 2016.

VENEZUELA, J. et al. The influence of hydrogen on the mechanical and fracture properties of some martensitic advanced high strength steels studied using the linearly increasing stress test. **Corrosion Science**, v. 99, p. 98–117, 2015.

VENEZUELA, J. et al. The influence of microstructure on the hydrogen embrittlement susceptibility of martensitic advanced high strength steels. **Materials Today Communications**, v. 17, n. July, p. 1–14, 2018a.

VENEZUELA, J. et al. Further study of the hydrogen embrittlement of martensitic advanced high-strength steel in simulated auto service conditions. **Corrosion Science**, v. 135, n. January 2017, p. 120–135, 2018b.

VENTURATO, G. et al. Effects of Phase Transformation in Hot Stamping of 22MnB5 High Strength Steel. **Procedia Engineering**, v. 183, p. 316–321, 2017.

WAHAB, M. A. **Manual Metal Arc Welding and Gas Metal Arc Welding**. [s.l.] Elsevier, 2014. v. 6

WINDMANN, M. et al. Microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone in laser-welded/brazed steel 22MnB5–AA6016 aluminum/AZ31 magnesium alloy. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 247, n. January, p. 11–18, 2017.

WU, H. et al. Effect of Nb addition on the microstructure and mechanical properties of an 1800MPa ultrahigh strength steel. **Materials Science and Engineering A**, v. 622, p. 61–66, 2015.

- XIANHONG, H. A. N. et al. Microstructure and performance evaluations on Q & P hot stamping parts of several UHSS sheet metals. **Science China**, v. 60, n. 11, p. 1692–1701, 2017.
- ZENG, M. et al. Modeling for GMAW process with a current waveform control method. **Journal of Materials Processing Technology**, v. 240, p. 404–413, 2017.
- 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.
- ZHANG, S. et al. Effect of Nb on hydrogen-induced delayed fracture in high strength hot stamping steels. **Materials Science and Engineering A**, v. 626, p. 136–143, 2015.
- ZHAO, C. et al. Micro-properties of (Nb,M)C carbide (M= V, Mo, W and Cr) and precipitation behavior of (Nb,V)C in carbide reinforced coating. **Journal of Alloys and Compounds**, v. 788, p. 852–860, 2019.
- ZHU, X. Review of fracture toughness test methods for ductile materials in low-constraint conditions. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v. 139–140, p. 173–183, 2016.
- ZHU, X. K. Advances in Fracture Toughness Test Methods for Ductile Materials in Low-Constraint Conditions. v. 130, p. 784–802, 2015.
- ZHU, X. K.; JOYCE, J. A. Review of fracture toughness (G, K, J, CTOD, CTOA) testing and standardization. **Engineering Fracture Mechanics**, v. 85, p. 1–46, 2012.



UPF

UNIVERSIDADE
DE PASSO FUNDO

UPF Campus I - BR 285, São José
Passo Fundo - RS - CEP: 99052-900
(54) 3316 7000 - www.upf.br