

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

INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DO PROCESSO DE CORTE
NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 22MnB5 +
NbMo ESTAMPADO A QUENTE

Jônatan Rauber

Passo Fundo



CIP – Catalogação na Publicação

R239i Rauber, Jônatan
Influência da variação do processo de corte nas propriedades mecânicas do Aço 22MnB5 + NbMo estampado a quente [recurso eletrônico] / Jônatan Rauber. – 2021.
3.9 MB ; PDF.

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel.
Coorientador: Prof. Dr. Diego Tolotti de Almeida.
Dissertação (Mestrado em Projeto e Processos de Fabricação) – Universidade de Passo Fundo, 2023

1. Processos de fabricação. 2. Estampagem (Metais).
3. Aço - Fadiga. 4. Corte com jato de água. 5. Metais - Propriedades mecânicas. I. Israel, Charles Leonardo, orientador. II. Almeida, Diego Tolotti de, coorientador. III. Título.

CDU: 621.9

UNIVERSIDADE DE PASSO FUNDO
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM PROJETO E PROCESSOS DE
FABRICAÇÃO - MESTRADO PROFISSIONAL

Jônatan Rauber

INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DO PROCESSO DE CORTE NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo
ESTAMPADO A QUENTE

Passo Fundo

2023

Jônatan Rauber

**INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DO PROCESSO DE CORTE NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo
ESTAMPADO A QUENTE**

Orientador: Prof. Dr. Charles Leonardo Israel

Coorientador: Prof. Dr. Diego Tolotti de Almeida

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

2023

Jônatan Rauber

**INFLUÊNCIA DA VARIAÇÃO DO PROCESSO DE CORTE NAS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo
ESTAMPADO A QUENTE**

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: 06 de Julho de 2023.

Os componentes da Banca examinadora abaixo aprovaram a Dissertação:

Professor Doutor Charles Leonardo Israel
Orientador

Professor Doutor Diego Tolotti de Almeida
Coorientador

Professor Doutor William Haupt
Universidade de Passo Fundo (UPF)

Professor Doutor Paulo Henrique Sanchez Cardoso
Universidade Federal do Rio Grande (FURG)

Professor Doutor Maurício Rodrigues Policena
Instituto Federal Sul – rio – grandense (IFSUL)

*Dedico este trabalho primeiramente a Deus,
por me conduzir e me amparar ao longo desta
trajetória.*

*Aos meus familiares e amigos pelo apoio
incondicional e motivação constante.*

AGRADECIMENTOS

A Deus, inteligência suprema do universo, por me guiar a todo instante e permitir a conclusão de mais uma etapa.

Aos meus pais, Cristiani e Flávio, pelo carinho, amizade e educação proporcionada, mas principalmente pelas proveitosas conversas e bons conselhos.

Aos avós, Clarice (*in memoriam*) e Adão, pelos exemplos transmitidos ao longo da vida, transformados em valores.

A dinda Carmencita, por incentivar meu desenvolvimento ao longo de toda minha vida.

A Universidade de Passo Fundo (UPF), pela oportunidade de aprimoramento através de sua estrutura física e humana, representada pelo seu corpo docente.

Ao professor orientador Dr. Charles, por todo conhecimento compartilhado e pelas orientações e considerações no intuito de engrandecer o trabalho realizado.

Ao professor coorientador Dr. Diego Tolotti, pelo auxílio prestado, definição do tema e experiência compartilhada ao longo do mestrado.

A todos os colegas do Laboratório de Inovação Tecnológica em Projeto, Processos de Fabricação e Materiais (LINTEC) pelo companheirismo e apoio.

A Giulia e ao Guilherme, colegas do LINTEC que participaram ativamente no desenvolvimento deste trabalho.

A todos os colaboradores do Núcleo de Tecnologia Mecânica, pelo profissionalismo e cordialidade ao longo da pesquisa.

A empresa Bruning Tecnometal Ltda, por incentivar a pesquisa e pelo fornecimento dos materiais e meios de produção necessários para a fabricação das amostras.

Ao time de P&D da Bruning, pela atenção e solicitude em todos os momentos do trabalho.

Ao CNPq pela concessão de bolsa de estudos, permitindo dedicação exclusiva à pesquisa.

A todos os amigos e familiares, pela paciência, compreensão e boas conversas em todos os momentos.

*Quando achar difícil amar ao teu próximo,
lembre-se que você é o próximo de alguém.*

Francisco Cândido Xavier

RESUMO

Este trabalho tem como objetivo avaliar a resistência à fadiga do aço 22MnB5 modificado com pequenas adições de nióbio e molibdênio em chapas de 7 mm de espessura quando submetidas comparativamente a processo de corte a laser e em jato d'água abrasivo após estampagem a quente. As amostras foram processadas por conformação a quente para que fosse atingida uma estrutura preponderantemente martensítica. Operações de corte em laser a velocidade constante e potências de 2,5 kW e 3 kW e em jato d'água abrasivo com pressão de corte de 60 KPsi foram os parâmetros escolhidos para o comparativo entre o comportamento mecânico e investigação microestrutural da liga. A caracterização mecânica envolve ensaios de dureza, rugosidade, tração e fadiga, seguindo normas técnicas e padrões internacionais. O entendimento sobre os fenômenos microestruturais ocorridos na liga após estampagem a quente e as operações de corte é compreendido por análises metalográficas utilizando macroscopia, microscopia ótica e microscopia eletrônica de varredura. Os resultados dos ensaios permitem identificar elevada resistência à fadiga em ambos os processos de corte, tendo sido encontradas menores perdas de resistência mecânica nas amostras submetidas a jato d'água abrasivo em virtude da maior padronização microestrutural e menores variações de rugosidade e dureza, resultando em comportamento mecânico otimizado.

Palavras-chave: Estampagem a quente. Aço 22MnB5 + NbMo. Fadiga. Corte a laser. Jato d'água abrasivo.

ABSTRACT

This work aims to evaluate the fatigue strength of 22MnB5 steel modified with small additions of niobium and molybdenum in 7 mm thick plates when comparatively subjected to laser cutting and abrasive water jet processes after hot stamping. The samples were processed by hot forming to achieve a predominantly martensitic structure. Laser cutting operations at constant speed and powers of 2.5 kW and 3 kW and in abrasive water jet with cutting pressure of 60 KPsi were the parameters chosen for the comparison between the mechanical behavior and microstructural investigation of the alloy. Mechanical characterization involves hardness, roughness, traction and fatigue tests, following technical norms and international standards. The results of the tests allow the identification of high resistance to fatigue in both cutting processes, with lower losses of mechanical resistance being found in the samples submitted to an abrasive water jet due to the greater microstructural standardization and smaller variations in roughness and hardness, resulting in optimized mechanical behavior.

Keywords: Hot stamping. 22MnB5 + NbMo steel. Fatigue. Laser beam cutting. Abrasive water jet.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 - Aços AHSS e a relação entre suas propriedades mecânicas de resistência à tração e alongamento.....	22
Figura 2 - Aplicação de aços AHSS na indústria automotiva.....	23
Figura 3 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5.....	26
Figura 4 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5 + NbMo.....	28
Figura 5 - Estampagem a quente: (a) método direto e (b) método indireto.....	30
Figura 6 - Fenômenos metalúrgicos do processo de estampagem a quente.....	31
Figura 7 - Relação entre temperatura de encharque e resistência à tração.....	34
Figura 8 - Microestruturas em diferentes temperaturas de encharque: (a) Normalizado; (b) 760 °C; (c) 790 °C; (d) 820 °C; (e) 850 °C; (f) 880 °C; (g) 910 °C; (h) 940 °C.....	34
Figura 9 - Esquema de funcionamento do laser.....	36
Figura 10 - Influência da variação do modo de trabalho em laser na formação da ZTA do aço quando submetido a corte com velocidade e potência constantes: (a) laser pulsado e (b) laser contínuo.....	38
Figura 11 – Esquema de funcionamento de um sistema de corte em jato d’água abrasivo.....	39
Figura 12 - Fluxograma de atividades.....	43
Figura 13 - Geometria e dimensões do corpo de prova para estampagem a quente.....	45
Figura 14 – Processo de estampagem a quente: (a) detalhe do blank em conformação, (b) formação de camada superficial oxidada após estampagem e (c) aparato experimental utilizado na estampagem a quente.....	45
Figura 15 - Corpo de prova utilizado como referência para os ensaios de tração e de fadiga.....	48
Figura 16 - Corpos de prova de tração: (a) com furação central; (b) sem furação central e (c) buchas.....	50
Figura 17 - (a) Corpo de prova para ensaio de fadiga e (b) buchas de fixação.....	51
Figura 18 - Destaque das áreas de medição de microdureza ao longo da: (a) espessura do corte e (b) superfície superior da chapa.....	52
Figura 19 - Pontos de medição de rugosidade.....	53

Figura 20 - Microscopia ótica do material base do aço recebido.....	56
Figura 21 – Microestruturas resultantes dos cortes na superfície superior da chapa: (a) Amostra submetida a corte laser (E – entrada do feixe, GG – região de grão grosso, GF – região de grão fino, ZB – zona branca, S – região superior e MB – material base); (b) Amostra submetida a corte em jato d’água abrasivo.....	58
Figura 22 – Microestruturas resultantes dos cortes ao longo da espessura da chapa: (a) Amostra submetida a corte laser (E – entrada do feixe, GG – região de grão grosso, GF – região de grão fino, ZB – zona branca e S – região superior); (b) Amostra submetida a corte em jato d’água abrasivo.....	59
Figura 23 - Imagens em MEV das zonas identificadas na figura 22: (23a) Zona E de entrada do feixe, M – Martensita, B – Bainita; (23b) Zona GG de grão grosso, M – Martensita, B – Bainita; (23c) Zona GF de grão fino, M – Martensita, B – Bainita, C – Cementita; (23d) Zona ZB, zona branca, M – Martensita, B – Bainita, C – Cementita, F – Ferrita; (23e) Zona S, região superior, M – Martensita, B – Bainita e (23f) Material base (MB) da amostra submetida a corte em jato d’água abrasivo , M – Martensita, B – Bainita.....	60
Figura 24 – Imagens em macroscopia (6,5x) e microscopia ótica (200x) detalhando o efeito da entrada do feixe de corte na superfície superior das amostras em: (a) laser 2,5 kW; (b) laser 3 kW e (c) jato d’água abrasivo.....	61
Figura 25 – Microscopias óticas com ampliação de 200x mostrando a extensão da ZTA na superfície superior da chapa em potência laser de: (a) 2,5 kW e (b) 3 kW.....	62
Figura 26 - Macroscopias das amostras ao longo da espessura de corte com detalhes em microscopia ótica das regiões de entrada, centro e saída de corte: (a) Laser 2,5 kW; (b) Laser 3 kW; (c) Jato d’água abrasivo; (d) ZTA a partir de laser em modo contínuo, adaptado de Tahir; Aqida (2017); (e) ZTA a partir de laser em modo pulsado, adaptado de Tahir; Aqida (2017).....	63
Figura 27 – Formação de dupla ZTA na região de saída do feixe de corte em amostras laser 2,5 kW: (a) Detalhe da área de formação de dupla zona branca; (b) Formação de região superior (S) entre dupla zona branca; (c) Região de formação de grão grosso (GG) e grão fino (GF) entre formação de dupla zona branca.....	64
Figura 28 – Perfil de microdureza Vickers a partir da superfície superior da chapa para as condições de estudo.....	66
Figura 29 – Perfil de microdureza Vickers a partir da espessura da chapa para as	

condições estudadas: (a) Entrada do corte; (b) Centro do corte e (c) Saída do corte.....	67
Figura 30 – Variação da qualidade superficial da peça sob diferentes parâmetros de corte: (a) Laser 3 kW; (b) Laser 2,5 kW; (c) Jato d’água abrasivo.....	69
Figura 31 - Variação da qualidade de corte ao longo da espessura da chapa.....	70
Figura 32 - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova com furação central..	71
Figura 33 - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova sem furação central...	72
Figura 34 - Fractografia CP laser 3 kW com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura.....	74
Figura 35 - Fractografia CP laser 2,5 kW com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura.....	74
Figura 36 - Fractografia CP jato d’água abrasivo com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura.....	75
Figura 37 - Fractografia CP laser 3 kW sem furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura.....	75
Figura 38 - Fractografia CP jato de água abrasivo sem furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura.....	76
Figura 39 – Diagrama S-N.....	77
Figura 40 - Fractografia laser 2,5 kW alto ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura.....	80
Figura 41 - Fractografia laser 2,5 kW baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura.....	81
Figura 42 - Fractografia laser 3 kW baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura.....	81
Figura 43 - Fractografia laser 3 kW alto ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura.....	82
Figura 44 - Fractografia jato d’água abrasivo baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura.....	82

LISTA DE TABELAS

Tabela 1- Composição química dos principais aços ao boro.....	24
Tabela 2 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo.....	27
Tabela 3 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo.....	44
Tabela 4 - Propriedades mecânicas do Aço 22MnB5 + NbMo.....	44
Tabela 5 - Parâmetros utilizados no processo de estampagem a quente	46
Tabela 6 - Parâmetros de corte utilizados no estudo	47
Tabela 7 - Resultados da média de microdureza HV 0,025 do material base	57
Tabela 8 - Composição química em percentual em massa do aço 22MnB5 + NbMo	57
Tabela 9 - Resultados médios da avaliação de rugosidade.....	71

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AHSS	<i>Advanced High Strength Steel</i>
ASTM	<i>American Society for Testing Materials</i>
AWJ	<i>Abrasive Water Jet</i>
CBMM	Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração
CCT	<i>Continuous Cooling Transformation</i>
CP	<i>Complex Phase</i>
CP's	Corpos de Prova
DP	<i>Dual Phase</i>
HV	<i>Hardness Vickers</i>
ISO	<i>International Organization for Standardization</i>
LBC	<i>Laser Beam Cutting</i>
MS	<i>Martensitic Steel</i>
PHS	<i>Press Hardening Steel</i>
SSAB	<i>Swedish Steel AB</i>
TRIP	<i>Transformation Induced Plasticity</i>
UPF	Universidade de Passo Fundo
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área (m ²)
A _{c1}	Temperatura Inicial de Austenitização (°C)
A _{c3}	Temperatura Final de Austenitização (°C)
F	Força (N)
M _f	Temperatura Final da Martensita (°C)
M _s	Temperatura Inicial da Martensita (°C)
σ	Tensão (MPa)
λ _c	Comprimento de onda do filtro de perfil (mm)
λ _s	Filtro de perfil (μm)

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	18
1.1	Objetivos	20
1.1.1	Objetivo geral	20
1.1.2	Objetivos específicos	20
1.2	Justificativa	20
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	22
2.1	Aços Avançados de Alta Resistência no Setor Automotivo	22
2.2	Aço ao boro 22MnB5	24
2.3	Aço ao boro 22MnB5 + NbMo	26
2.4	Influência das adições de nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5	29
2.5	Estampagem a quente de aços ao boro	30
2.5.1	Importância do controle dos parâmetros da estampagem a quente	33
2.6	Corte a Laser (<i>Laser Beam Cutting - LBC</i>)	35
2.7	Corte em Jato d'Água Abrasivo (<i>Abrasive Water Jet - AWJ</i>)	39
2.8	Fadiga de aços ao boro	41
3	MATERIAIS E MÉTODOS	43
3.1	Caracterização do Material de base	44
3.2	Preparação dos <i>Blanks</i> para Estampagem a Quente	44
3.3	Processo de Estampagem a Quente	45
3.4	Definição dos Parâmetros de Corte do Estudo	47
3.5	Definição dos Corpos de Prova para Ensaios de Tração e de Fadiga	47
3.6	Caracterização Mecânica	49
3.6.1	Ensaio de Tração	49
3.6.2	Ensaio de Fadiga	50
3.6.3	Ensaio de Microdureza Vickers	51
3.6.4	Rugosidade	53
3.7	Caracterização Metalúrgica	54
3.7.1	Composição Química	54
3.7.2	Microscopia Ótica	54
3.7.3	Macroscopia	54
3.7.4	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	54
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	56
4.1	Caracterização do Material de Base	56
4.1.1	Metalografia do Material de Base	56
4.1.2	Microdureza do Material Base	57

4.1.3	Composição Química do Material Base	57
4.2	Análise Metalográfica	58
4.3	Microdureza.....	65
4.4	Análise de Rugosidade.....	69
4.5	Ensaio de Tração	71
4.6	Fractografias de Tração	73
4.7	Ensaio de Fadiga	77
4.8	Fractografias de Fadiga.....	79
5	CONCLUSÃO	83
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	84
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

1 INTRODUÇÃO

Legislações ambientais e necessidades de otimização de produto tornam necessários a redução de emissões de poluentes e consumo de combustível em meios de transporte movidos a combustão. Pode-se atingir esse objetivo reduzindo o peso do veículo, no entanto, a garantia da segurança do passageiro deve ser mantida. Essas demandas divergentes impulsionaram o desenvolvimento de aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*) e tecnologias de produção inovadoras (MOHRBACHER, 2006). Uma das formas de redução de peso e aumento da segurança dos passageiros é a utilização de partes de componentes automobilísticos estampadas a quente em aços de alta resistência.

A estampagem a quente (*Hot Forming*) ou endurecimento em prensa (*Press Hardening*), é um processo que alia conformação mecânica seguida de tratamento térmico da peça. Os componentes produzidos por este processo são utilizados em regiões relevantes da estrutura do automóvel, dada sua alta resistência às colisões (PARAREDA et al., 2020). Do ponto de vista do processamento, a capacidade de têmpera está entre os maiores desafios quando se trabalha com aços PHS (*Press Hardening Steel*) em espessuras maiores que 3 mm, comumente necessários para componentes no setor de veículos comerciais (MOHRBACHER, 2017). Como exemplo de material amplamente voltado a esta aplicação está o aço ao boro da classe 22MnB5, dada sua capacidade de obtenção de microestrutura majoritariamente martensítica após a estampagem a quente (NADERI, 2007).

Em seu estado de recebimento, este AHSS é constituído por microestrutura formada por ferrita e perlita, com resistência à tração na faixa de 600 MPa. Após a estampagem a quente, a microestrutura se torna martensítica e a resistência aumenta para cerca de 1500 MPa (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). A maior resistência obtida após o *Hot Forming* permite reduzir a espessura das chapas, e, portanto, o peso dos componentes, trazendo vantagens econômicas e ambientais, além do aumento da capacidade de transporte de carga.

Sendo o 22MnB5 um material com uso já consolidado em outros países na produção de componentes estampados a quente na indústria automotiva de veículos de passeio, onde chapas com até 3 mm de espessura são utilizadas, desenvolveu-se um projeto de liga visando a replicação do processo de *Press Hardening* na indústria de veículos pesados, onde chapas de maiores espessuras são requeridas, adicionando-se nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5. O acréscimo desses elementos de liga é justificado pelo refino do grão e da melhor temperabilidade e tenacidade à fratura do aço (HANNULA et al., 2019; SOCCOL, 2022). No entanto, conforme Spena, 2017, as qualidades dos AHSS processados por estampagem a

quente podem se tornar um grande problema para a indústria, dados os desafios encontrados em seu processamento. É possível que inconvenientes observados na conformação de chapas finas se agravem durante a conformação de chapas espessas, como os relacionados ao tempo de aquecimento, tempo de têmpera, perfil de dureza e propriedades finais da peça fabricada (ALMEIDA; SOUZA; DRUNN, 2016).

Por se tratar de uma liga de elevada dureza e baixa ductilidade, métodos convencionais de usinagem se tornam economicamente inviáveis devido ao acelerado desgaste das ferramentas de corte. Uma possível solução é a realização de cortes e furações utilizando métodos não convencionais de usinagem, como o corte a laser ou em jato d'água abrasivo após a estampagem. Entretanto, em função do aporte térmico do laser e consequente formação de zona termicamente afetada e da indisponibilidade de literatura sobre os efeitos de corte em jato d'água abrasivo neste material em alta espessura, surgem dúvidas principalmente na aplicação de cargas cíclicas nestes componentes. Estas questões devem ser compreendidas para que o desempenho na sua aplicação final seja assegurado, garantindo a integridade estrutural e a segurança dos passageiros do veículo em que a peça é instalada.

Desta forma, este estudo visa contribuir no que diz respeito ao uso dos processos de corte a laser e jato d'água abrasivo em amostras de 7 mm de espessura do aço 22MnB5 + NbMo após estampagem a quente, utilizadas na fabricação de componentes estruturais de veículos rodoviários. O trabalho avalia a intensidade com que os diferentes processos de corte influem nas variações microestruturais e de acabamento da liga, que acabam por afetar o comportamento mecânico e a consequente resistência à fadiga do material após estampagem a quente. As variações microestruturais são percebidas com auxílio de técnicas de microscopia e correlacionadas com análises de dureza, rugosidade, tração e fadiga dos espécimes, possibilitando o completo entendimento sobre qual processo de corte gera efeito mais benéfico quando aplicado ao processamento industrial do material.

1.1 Objetivos

1.1.1 Objetivo geral

Avaliar a resistência mecânica do aço 22MnB5 modificado com pequenas adições de nióbio e molibdênio em chapas de 7 mm de espessura quando submetidas comparativamente a processo de corte a laser e em jato d'água abrasivo após estampagem a quente.

1.1.2 Objetivos específicos

- Avaliar experimentalmente qual processo de corte proporciona o melhor acabamento ao material;
- Analisar a existência de variações microestruturais no material após corte em processos distintos;
- Compreender a variação na microdureza das regiões de corte do aço 22MnB5 + NbMo em virtude do uso de diferentes processos de corte;
- Caracterizar o comportamento mecânico de fadiga do material quando exposto a corte a laser e a corte em jato d'água abrasivo;

1.2 Justificativa

Um grande desafio para as indústrias da área automotiva reside na necessidade de fabricação de veículos com reduzido consumo de combustíveis fósseis e emissões de gases poluentes através da redução de seu peso, mantendo ou incrementando a segurança de seus passageiros. O uso de aços ao boro estampados a quente já está difundido em outros países quando se deseja obter tais ganhos em veículos de passeio, que utilizam chapas finas (até 3 mm de espessura) em sua fabricação. No entanto, problemas observados na conformação de chapas finas e a intenção de que essa tecnologia possa ser aplicada na fabricação de chassis de veículos pesados, que requerem chapas mais espessas em sua fabricação, fez com que um consórcio formado pelas empresas Bruning Tecnometal LTDA, Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM) e *Swedish Steel AB* (SSAB) desenvolvesse uma liga modificada adicionando nióbio e molibdênio ao já conhecido aço 22MnB5 com o intuito de incrementar sua tenacidade, temperabilidade e resistência à fratura, tornando seu uso e benefícios possíveis a indústria nacional de veículos automotores do segmento rodoviário. Por se tratar de uma liga modificada, os processos de fabricação aplicáveis a este material devem ser cuidadosamente analisados, entre os quais seu processo de corte. Com elevada dureza,

baixa ductilidade e resistência à tração na faixa de 1500 MPa, métodos convencionais de corte e furação se tornam inadequados a este material, sendo necessário o estudo, a caracterização e a compreensão do seu comportamento quando submetido a diferentes processos de corte, como o jato d'água abrasivo e o laser. Assim, este estudo visa elucidar qual entre estes processos de corte proporciona melhores resultados em fadiga quando aplicado a liga modificada para que a qualidade final da peça produzida seja assegurada.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

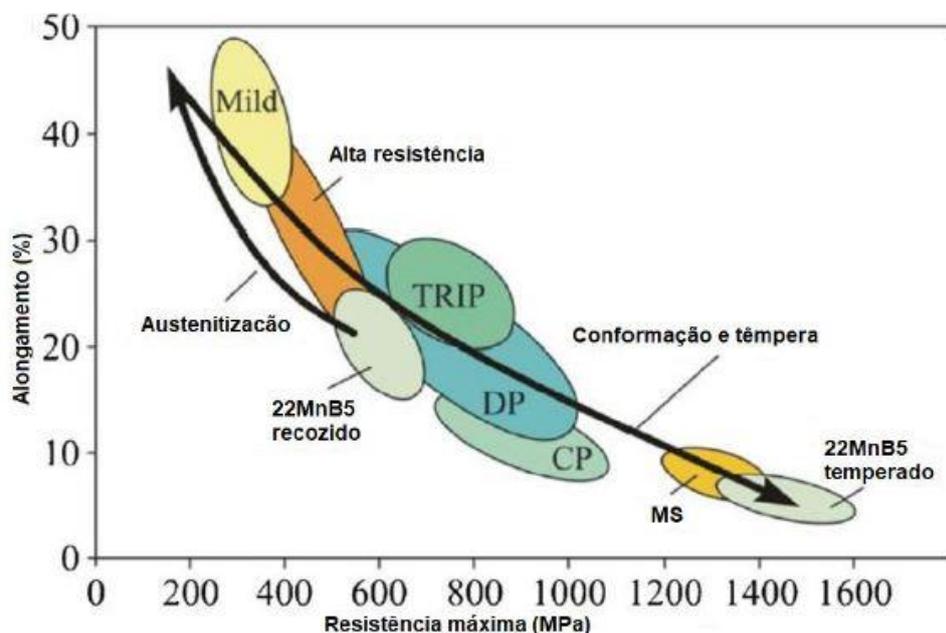
2.1 Aços Avançados de Alta Resistência no Setor Automotivo

Os aços são as ligas mais utilizadas no setor automotivo e estrutural em virtude de sua ampla versatilidade e desempenho. A criação e o desenvolvimento dos Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) possibilitou as empresas do setor automotivo notório avanço no que se refere a projeto de automóveis, tornando possível o emprego de aços que aliam elevada resistência mecânica e boas combinações de ductilidade e estampabilidade na produção de seus componentes, permitindo a fabricação de peças com espessuras menores que atendessem às solicitações de segurança e desempenho requeridas (DEMERI, 2013; GORNI, 2008).

Entre os materiais que constituem a gama de aços da família dos AHSS estão os aços estruturais comuns (*Mild Steel*), de plasticidade induzida por transformação (TRIP), bifásicos (DP), de fases complexas (CP) e martensíticos (MS). O comportamento desses aços deriva de sua complexa microestrutura multifásica formada por composições químicas específicas seguida de processamento mecânico apropriado, garantindo aos AHSS elevada dureza e resistência à tração superior a 700 MPa sem perda de ductilidade considerável, além de alta tenacidade (CHATTERJEE, 2017; DEMERI, 2013).

A Figura 1 mostra a relação entre limite de resistência à tração e alongamento dessas ligas automotivas.

Figura 1 - Aços AHSS e a relação entre suas propriedades mecânicas de resistência à tração e alongamento

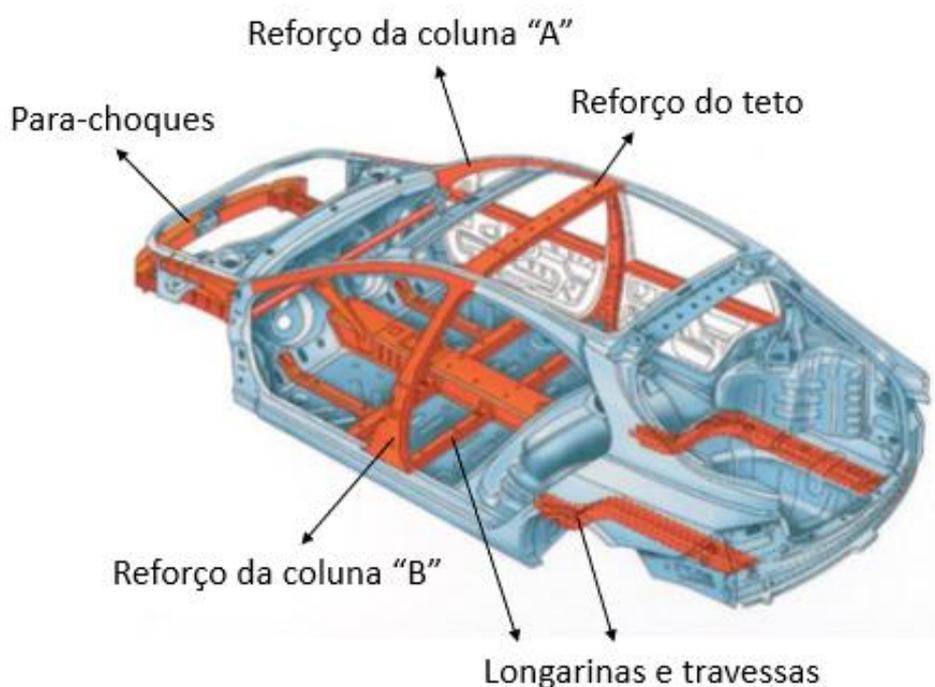


Fonte: Adaptado de Karbasian; Tekkaya (2010)

Pode-se observar que o aço 22MnB5 após seu processamento por estampagem a quente possui características bem definidas de elevada resistência mecânica e reduzida ductilidade, típicas da classe dos aços martensíticos da qual faz parte o material objeto deste estudo. Os aços estruturais comuns, conhecidos como aços macios são facilmente deformados e aplicados a regiões externas do veículo e juntamente com os aços TRIP, DP, CP e MS originam peças como para-choques e barras de proteção laterais pela sua alta capacidade de absorção de energia, sendo ideais para uso em áreas que estão suscetíveis a colisões (HEIN, 2005).

A Figura 2 apresenta componentes fabricados com o uso dessa classe de materiais e que possuem responsabilidade estrutural em automóveis.

Figura 2 - Aplicação de aços AHSS na indústria automotiva



Fonte: Adaptado de Hein (2005)

Como observado, as peças fabricadas possuem formatos complexos e a combinação do uso dessas diferentes classes de AHSS formam a célula de sobrevivência do veículo. Assim, aços mais dúcteis são empregados em regiões mais externas do automóvel, sendo responsáveis por absorver a energia de impactos, ao passo que os aços mais resistentes e menos deformáveis se inserem na construção do *cockpit*, de forma que em caso de colisões os ocupantes sofram o menor dano físico possível.

2.2 Aço ao boro 22MnB5

Dadas as características conferidas pelo boro e sua associação com outros elementos de liga, os aços desta família têm sido utilizados em projetos que demandam elevada resistência mecânica. Os aços ao boro pertencem à classe dos aços martensíticos, sendo estes os mais resistentes e menos dúcteis entre os AHSS. Essas características acabam os tornando materiais de difícil conformação, sendo necessário seu processamento por estampagem a quente (GORNI, 2010; DEMERI, 2013).

Karbasian e Tekkaya (2010) afirmam que o aço ao boro mais utilizado na indústria para o processo de estampagem a quente é o 22MnB5. Em seu estado de fornecimento, este material possui microestrutura composta por ferrita e perlita, em proporções médias de 78% e 22%, respectivamente, com dureza de 185 ± 15 HV (GÜLER, 2013).

A Tabela 1 apresenta os projetos de liga dos principais fornecedores deste material.

Tabela 1- Composição química dos principais aços ao boro

	ArcelorMittal 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)

Observa-se que, apesar de existirem diversos fornecedores e composições específicas para cada liga fornecida, há similaridade nas proporções em que cada elemento é apresentado. Em geral, estes aços possuem teores de carbono entre 0,19 e 0,26%, de manganês entre 1,00 e 1,40% e teores de boro sempre inferiores a 0,005%. Gorni (2010) explica que as ligas mais utilizadas no processo de estampagem a quente apresentam teores de carbono próximos a 0,20% e elevados teores de manganês, na ordem de 1,20%, que possuem a função de aumentar o retardo da transformação austenítica. Pequenas adições de boro atuam no retardo

da transformação da ferrita, no entanto, maiores concentrações deste elemento ocasionam a formação de boretos nos contornos de grão da austenita, prejudicando a temperabilidade do material.

O carbono possui grande importância sobre o comportamento mecânico do material. Quanto mais alto seu teor, mais elevada sua dureza e resistência à tração, em contrapartida, há quedas em sua ductilidade e soldabilidade (ÇETIN; MEÇO, 2019). O manganês proporciona ao aço incremento na dureza e resistência, porém em níveis menores que o carbono. Também atua sobre a soldabilidade e temperabilidade das ligas quando presente em quantidades inferiores a 2%, servindo como desoxidante e redutor de trincas a quente (FAN et al., 2007).

Em processos que envolvem estampagem a quente a presença de manganês é relevante na redução de custos ocasionada pela diminuição da temperatura de austenitização, tornando menor a energia necessária para o aquecimento das peças e retardando a formação de bainita em materiais em que uma microestrutura predominantemente martensítica é esperada (ÇETIN; MEÇO, 2019; NADERI, 2007).

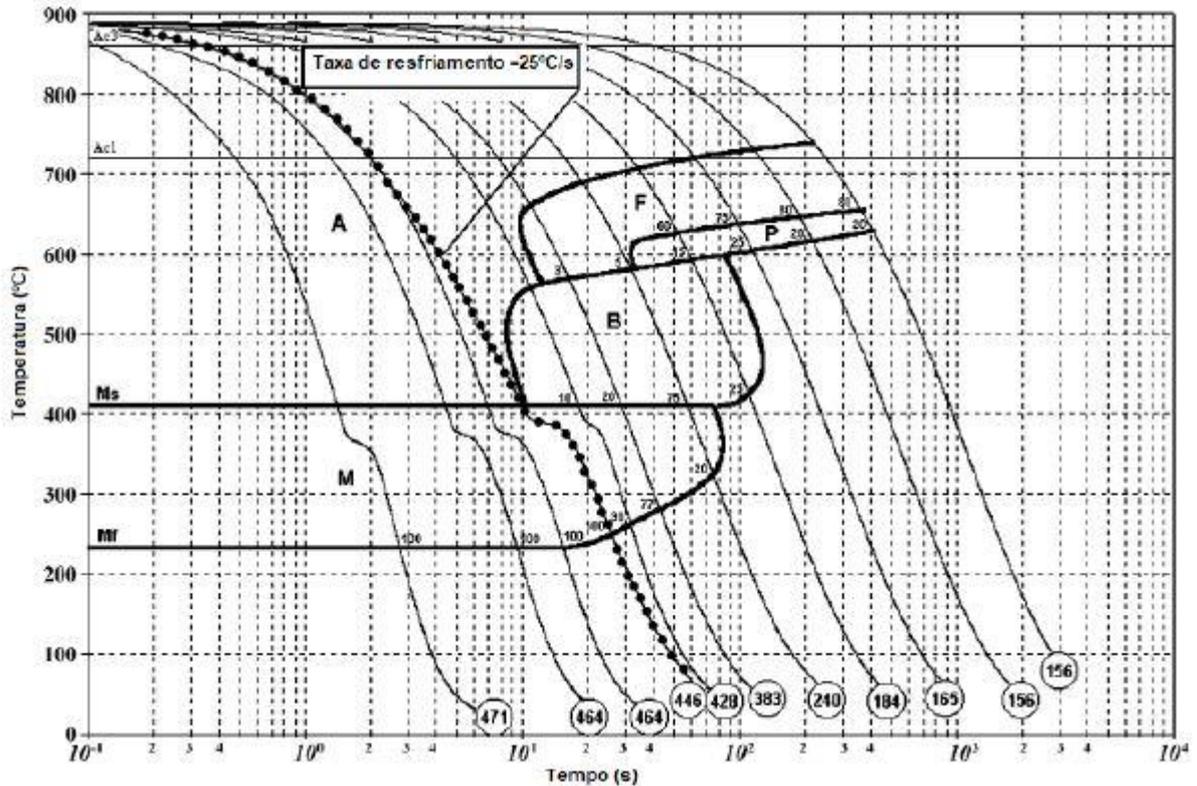
Os aços ao boro estampados a quente apresentam composição química favorável à formação de martensita mesmo a uma taxa de resfriamento baixa (FUHR, 2018). A presença de boro nestes aços faz diminuir a tendência a formação de trincas e distorções que ocorrem durante o tratamento térmico, além de aumentar a dureza do produto final (SOCCOL, 2022). Após a estampagem, a microestrutura formada é martensítica e pode atingir valores de dureza média próximos a 470HV (MORI et al., 2017).

O elemento boro influencia positivamente na temperabilidade do aço. De acordo com Fan et al., (2007) essa melhora é explicada pela segregação de átomos de boro nos contornos de grão de austenita e consequente retardação da formação de ferrita e perlita. Assim, a curva do diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) é deslocada para a direita, retardando a decomposição da austenita.

A Figura 3 apresenta a curva CCT para o aço 22MnB5. Naderi et al., (2008) mantiveram o material aquecido a uma temperatura de austenitização de 900 °C por cinco minutos. Os números circulados ao final de cada curva de resfriamento correspondem aos valores de dureza em escala Vickers (HV) da microestrutura final obtida para uma carga aplicada de 10 Kgf. Para uma taxa de aquecimento de 5 °C/s a temperatura de início para a formação da austenita (Ac1) foi de 722 °C e a temperatura de transformação da ferrita primária para austenita (Ac3) foi de 870 °C. Na etapa de resfriamento, as temperaturas de início (Ms) e final (Mf) da martensita foram, respectivamente, 410 °C e 230 °C. Verifica-se que uma taxa de resfriamento superior a 30 °C/s resulta em uma microestrutura totalmente

martensítica e que taxas de resfriamento mais baixas resultam na formação de microconstituintes menos resistentes mecanicamente, como bainita, perlita e ferrita.

Figura 3 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5



Fonte: Adaptado de Naderi et al., (2008)

Fuhr (2018) afirma que este material permaneceu praticamente inalterado desde os anos 70, no entanto, com o passar do tempo e o surgimento de novas necessidades industriais fez-se necessário o desenvolvimento de novos materiais a partir de variantes de ligas já conhecidas.

2.3 Aço ao boro 22MnB5 + NbMo

O aço 22MnB5 com adições de nióbio e molibdênio foi desenvolvido com o propósito principal de melhorar a tenacidade e a temperabilidade da liga, além de reduzir o tamanho de grão do material após seu processamento (FUHR, 2018). Outros fatores também motivaram este novo projeto de liga, como os voltados à redução de sensibilidades a fraturas retardadas (*delayed cracking*) e fragilizações em componentes de maior espessura ($e > 3$ mm) conformados a quente (ALMEIDA, 2021).

Almeida (2021) explica que as vantagens atribuídas a elevada resistência e baixo peso dos componentes estampados a quente encontram um desafio no que se refere ao risco de fraturas retardadas, já que a microestrutura martensítica do material processado é mais propensa a este tipo de falha. Este mecanismo atua na queda da ductilidade e tenacidade da liga, promovida pela presença de hidrogênio difusível, causando fraturas inesperadas com a aplicação de cargas relativamente baixas ou após determinado período de serviço da peça (GEORGES et al., 2013; LIU et al., (2017). Thiessen et al., (2011) afirmam que além da presença de hidrogênio difusível, o aumento das tensões residuais durante a montagem dos componentes são os principais causadores desse fenômeno.

Dessa forma, o maior tempo de austenitização gera um risco maior de capturar hidrogênio no interior do forno, sendo que em peças mais espessas, como as utilizadas na fabricação de chassis de caminhões, esse problema tende a ser mais severo uma vez que os tempos de encharque da peça no forno e de resfriamento dentro da matriz refrigerada aumentam a medida em que a espessura é ampliada (ALMEIDA, 2021).

A adição de elementos químicos responsáveis pela redução na temperatura de austenitização e de incremento de temperabilidade de aços auxilia na resolução deste problema, como também proporciona benefícios produtivos no ambiente fabril, pois é certo que quanto menor o tempo de processamento do material menores os custos envolvidos em sua produção.

Hannula et al., (2019) investigaram as propriedades mecânicas e estruturais da adição de nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5. A Tabela 2 mostra a composição química do material estudado pelos autores.

Tabela 2 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo

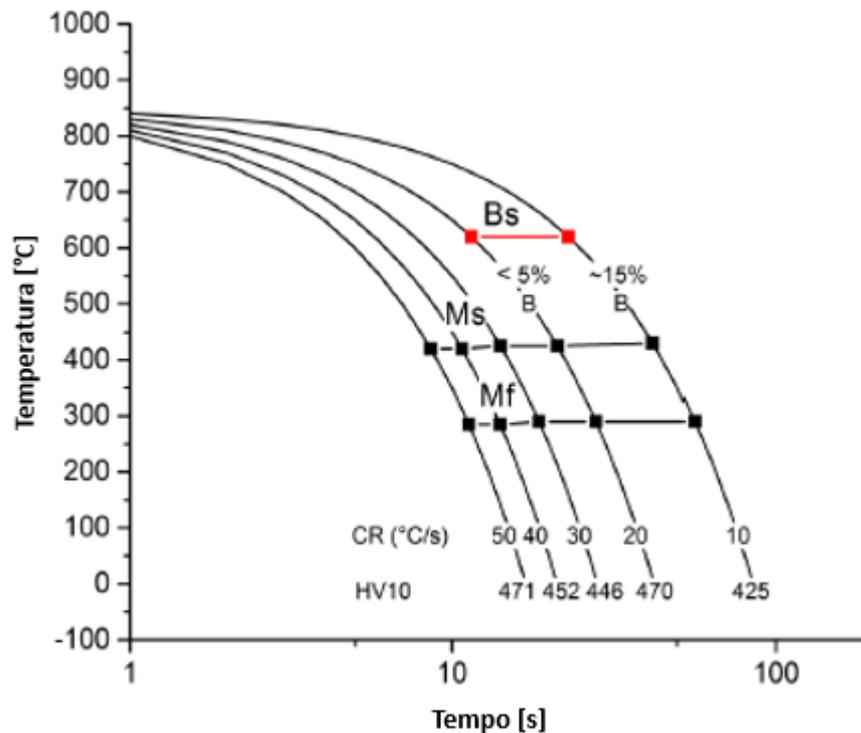
Composição química do aço 22MnB5 + NbMo								
C (%)	Si (%)	Mn (%)	S (%)	Cr (%)	Mo (%)	Ti (%)	Nb (%)	B (%)
0,22	0,2	1,2	0,004	0,2	0,16	0,03	0,05	0,0025

Fonte: Adaptado de Hannula et al., (2019)

Em seus estudos, as amostras foram fundidas a vácuo e homogeneizadas a temperatura de 1200°C por um período de 2 horas e laminadas termo mecanicamente até que obtivessem a espessura de 8 mm, sendo 850°C a temperatura final de laminação. Para simular o processo de *press hardening* as amostras foram re-austenitizadas a uma temperatura de 900°C por 5 minutos e temperadas em água, a uma taxa de resfriamento de 50°C/s.

A Figura 4 apresenta o diagrama CCT para o aço 22MnB5 + NbMo. Os valores de dureza são mostrados abaixo de cada curva de resfriamento em escala Vickers com aplicação de 10 Kgf de carga.

Figura 4 - Diagrama CCT para o aço 22MnB5 + NbMo



Fonte: Adaptado de Hannula et al., (2019)

Em comparação com o diagrama CCT da liga não modificada apresentada na Figura 3, percebe-se que a combinação da adição de nióbio e molibdênio faz com que valores de dureza mais elevados sejam obtidos após a têmpera. Hannula et al., (2019) relatam que o molibdênio retarda a formação de ferrita e bainita, ampliando a faixa de taxas de resfriamento em que microestruturas inteiramente martensíticas são formadas. Junhua et al., (2004) e Militzer; Fazeli; Jia, (2014) afirmam que o molibdênio possui capacidade de aumentar a solubilidade sólida do nióbio na austenita, produzindo temperaturas de transformação menores na qual há aumento da quantidade de bainita e diminuição na quantidade de ferrita, refletindo na majoração dos valores de dureza com menores taxas de resfriamento. Percebe-se também que a adição combinada de nióbio e molibdênio faz com que uma taxa de resfriamento de 20 °C/s seja suficiente para garantir a obtenção de uma microestrutura 100% martensítica, ante 30 °C/s da liga não modificada.

2.4 Influência das adições de nióbio e molibdênio ao aço 22MnB5

As adições de nióbio e molibdênio em ligas de aço geram benefícios à qualidade final da liga e aos processos produtivos que as envolvem. Adições de nióbio impactam na formação de uma microestrutura mais homogênea em chapas de grande espessura produzidas por trabalho a quente (LI et al., 2015). Os precipitados de nióbio formados durante a laminação a quente e durante o reaquecimento antes da conformação a quente, são estáveis e têm capacidade de fixar a fronteira de grão da austenita, impedindo a formação de grãos grosseiros (FUHR, 2018).

De acordo com Liu et al., (2017), o nióbio retarda a recristalização durante o processo de laminação a quente, levando ao refino dos grãos e aumentando a tenacidade do material. Além disso, o Nb pode precipitar como carboneto durante a transformação da austenita em ferrita, aumentando a resistência à tração do aço. A presença de nióbio atua na redução da difusividade do hidrogênio, sendo benéfica na diminuição da propensão ao surgimento de trincas induzidas por hidrogênio nos aços (ÇETIN; MEÇO, 2019).

O molibdênio tem função importante na melhora da temperabilidade dos aços ao promover o adiamento da formação de ferrita pela redução da difusividade do carbono e pela aplicação de força de arrasto nos limites dos grãos (MASIMOV; KWIATON, 2009). Molibdênio e cromo possuem características semelhantes quando adicionados aos aços, sendo responsáveis pela formação de carbonetos e pela diminuição da temperatura de transformação austenítica (FILHO et al., 2017). O Mo favorece a formação de bainita a taxas de resfriamento relativamente baixas, resultando na melhora das propriedades de resistência mecânica do material (SOCCOL, 2022).

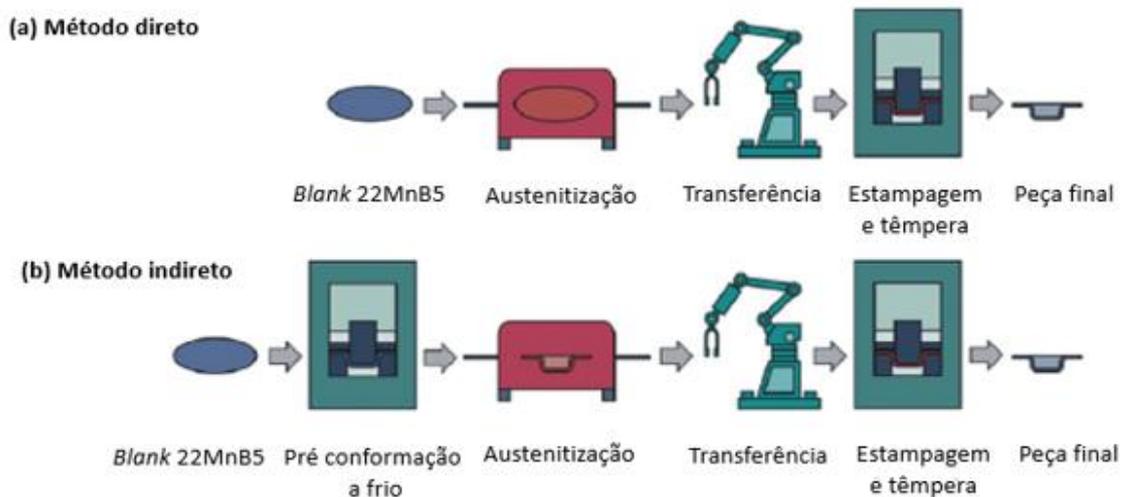
É sabido que adições conjuntas de nióbio e molibdênio proporcionam maiores benefícios ao material do que suas inserções isoladas. O refinamento dos grãos microestruturais é considerado o único mecanismo capaz de melhorar a resistência e a tenacidade do aço de maneira conjunta (MURUGESAN et al., 2018). Adições combinadas de nióbio e molibdênio originam microestruturas mais uniformes e com grãos refinados, tendo impacto direto no aprimoramento das propriedades mecânicas do material (HANNULA et al., 2019).

2.5 Estampagem a quente de aços ao boro

A estampagem a quente (*Hot Forming* ou *Press Hardening*) consiste em um processo de fabricação desenvolvido e patenteado na Suécia na década de 70, época em que surgiram os primeiros grandes desafios para a indústria automobilística em virtude dos aumentos que então ocorreram na cotação do petróleo (GORNI, 2010). Este processo teve sua primeira aplicação comercial em meados dos anos 80, pela também sueca *Saab Automobile AB*, tonando-se mundialmente conhecido apenas nos anos 2000, quando montadoras alemãs passaram a utilizar a tecnologia em suas plantas fabris.

As peças obtidas por estampagem a quente seguida de têmpera apresentam máxima resistência mecânica e ductilidade mínima (ALTAN, 2006). De acordo com Karbasian; Tekkaya (2010), o processo de *hot forming* pode ser executado a partir de duas variantes, sendo estas o método direto ou indireto, exemplificados na Figura 5.

Figura 5 - Estampagem a quente: (a) método direto e (b) método indireto



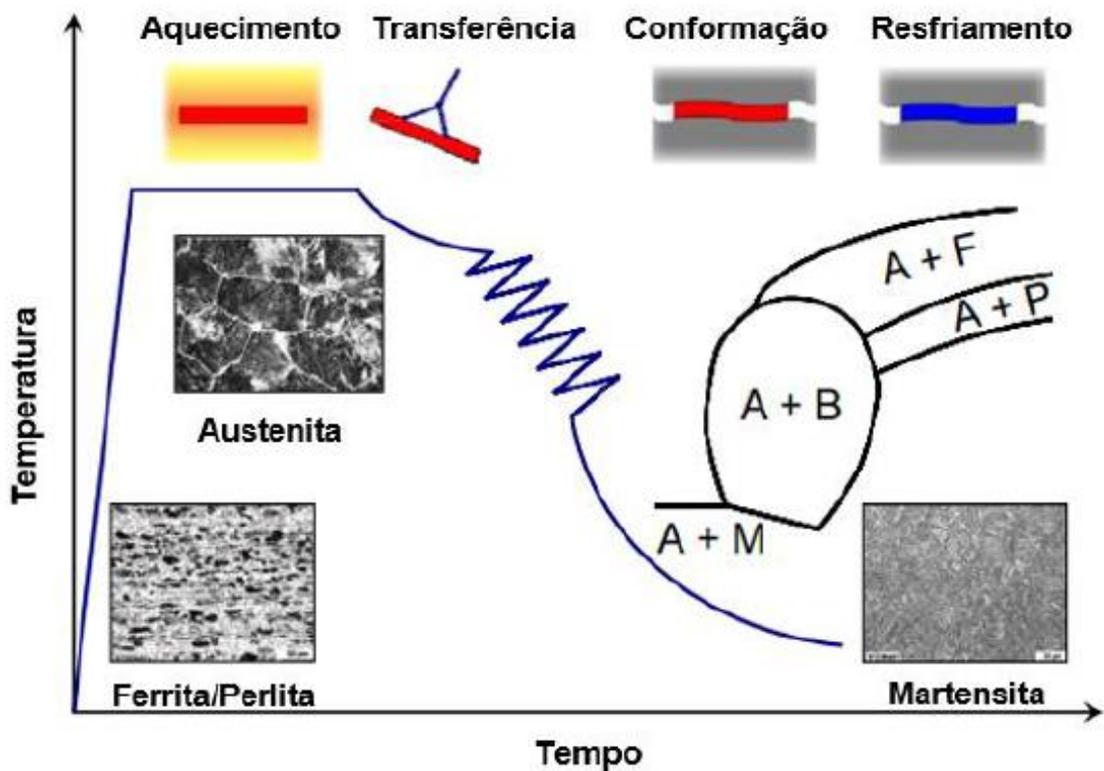
Fonte: Adaptado de Karbasian; Tekkaya, (2010)

O método direto consiste na austenitização da chapa de aço (*blank*) em forno por determinado período, conhecido como tempo de encharque. Em seguida a peça é transferida para uma prensa, onde é conformada e temperada por matrizes com canais refrigerados (FAN et al., 2007). No método indireto de estampagem a quente, a peça passa por um processamento prévio de conformação a frio, onde tem cerca de 90% da sua forma final desejada executada (DEMERI, 2013). Na sequência a peça segue o mesmo fluxo do processo direto, sendo austenitizada antes de ser conformada e temperada no interior da matriz

refrigerada. A finalidade da pré-conformação a frio adotada pelo método indireto reside na proteção da superfície da matriz de desgastes abrasivos (NADERI, 2007).

O alcance das propriedades finais desejadas com o *hot forming* depende, dentre outros fatores, da correta seleção do material que será submetido ao processo. A sequência lógica e os fenômenos metalúrgicos ocorridos durante as etapas de conformação a quente são apresentados na Figura 6.

Figura 6 - Fenômenos metalúrgicos do processo de estampagem a quente



Fonte: Adaptado de Turetta (2008)

O aço mais utilizado para esta aplicação é o 22MnB5, que apresenta elevada temperabilidade. Este material é austenitizado acima da temperatura A_{c3} , a 950°C por aproximadamente 5 minutos. Após, o blank deve ser transferido rapidamente para a prensa onde passa pelo processo de conformação e têmpera. O tempo de transferência da peça entre o forno e a prensa deve ser reduzido ao máximo, pois a exposição da chapa ao ar atmosférico faz com que o *blank* perca temperatura rapidamente, interferindo negativamente na transformação martensítica desejada e promovendo oxidação e decarbonetação superficiais (FUHR, 2018).

Visando contornar estes problemas, recomenda-se o uso de forno com atmosfera controlada isenta de oxigênio no interior de sua câmara ou o revestimento superficial do aço com a combinação de elementos químicos, como alumínio e silício ou zinco. A oxidação superficial forma uma espécie de carepa extremamente dura, que conduz ao desgaste acelerado da matriz de estampagem. Já a descarbonetação prejudica as propriedades mecânicas da peça acabada, uma vez que o carbono consumido pelo oxigênio não mais contribuirá para a temperabilidade do aço (GORNI, 2010).

Antes do processo, o aço 22MnB5 é formado por ferrita e perlita com resistência à tração de aproximadamente 600 MPa e, após a estampagem a quente, a microestrutura se torna predominantemente martensítica, o que eleva sua resistência para 1500 MPa quando submetido a taxa de resfriamento mínimo de 27 °C/s (KARBASIAN; TEKKAYA, 2010). Ressalta-se que a obtenção da estrutura martensítica desejada depende obrigatoriamente da rápida transferência da peça do forno para a prensa e do controle da taxa de resfriamento da têmpera, em que os campos de transformação ferríticos, perlíticos e bainíticos devem ser evitados.

Segundo Gorni (2010), o principal objetivo com o uso do *press hardening* é aumentar a resistência mecânica das chapas para permitir a redução de sua espessura sem perda de desempenho mecânico, garantindo a performance dos componentes automotivos e proporcionando redução no peso dos veículos, tendo reflexo na diminuição do seu consumo de combustível. Apesar de se tratar de um processo relativamente antigo e do conhecimento dos benefícios que seu uso implica, a estampagem a quente ainda é pouco difundida no Brasil.

O *hot forming* mitiga alguns problemas encontrados em materiais submetidos a conformação a frio, como o retorno elástico (*springback*), também conhecido como “efeito mola” (Mori et al., 2017). Peças conformadas a frio estão submetidas a tensões residuais elevadas, que causam distorção na chapa após sair da matriz, afetando a precisão dimensional do componente estampado a frio (DEMERI, 2013).

Com a aplicação da estampagem a quente esse inconveniente é pormenorizado, pois a austenitização da chapa faz com que se diminua a tensão necessária para a conformação, diminuindo o *springback* e aumentando a precisão dimensional, além de incrementar a vida útil do ferramental utilizado em virtude da aplicação de cargas compressivas menores, ocasionadas pela maior formabilidade a quente do aço (TURETTA, 2008). Outro aspecto positivo da estampagem a quente é que a maior conformabilidade do processo proporciona maior liberdade de *design* para as peças, além de reduzir as tensões residuais, quando comparados ao processo de estampo a frio.

A relativa baixa produtividade e o elevado custo do processo ainda são tidos como fatores limitantes a sua ampla utilização a nível global. A energia utilizada pelo forno para aquecer o *blank* é elevada, a etapa de têmpera demanda projetos específicos de matrizes refrigeradas e o controle da taxa de resfriamento é obtido pelo uso de *chillers*. Além disso, o ferramental utilizado deve resistir ao calor, exigindo fabricação em aços especiais. Soma-se a essas questões o acréscimo de etapas de jateamento para remoção da possível oxidação gerada ao longo do processamento dos *blanks*, ou do custo adicional ao se optar por chapas com revestimento superficial buscando evitar a ocorrência destes inconvenientes correlatos ao processo.

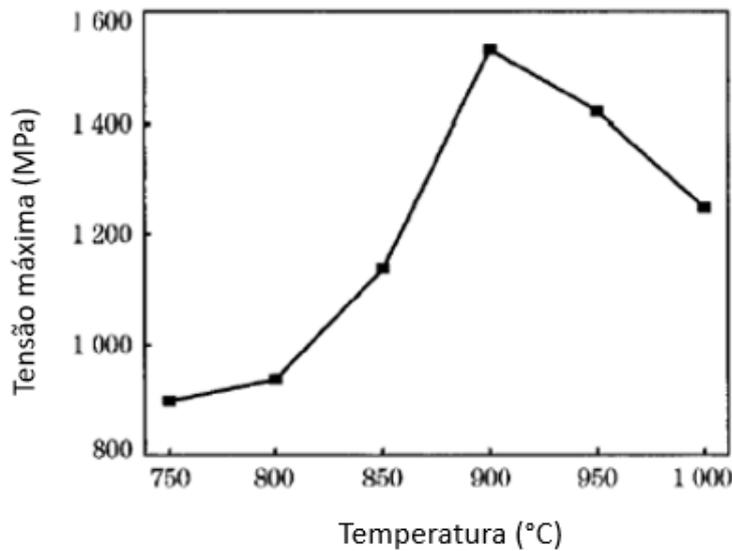
2.5.1 Importância do controle dos parâmetros da estampagem a quente

Em razão do elevado número de variáveis envolvidas no *press hardening*, torna-se possível a formação de diversas microestruturas a partir de seu uso, sendo necessária a seleção criteriosa dos parâmetros utilizados, bem como do controle de tempo de cada etapa e do período de intervalo entre as etapas para que a condição 100% martensítica requerida para a aplicação final em componentes estruturais automotivos seja atingida.

Na etapa de aquecimento da peça a austenitização deve ser completa para que o componente produzido tenha alta resistência. Um tempo de encharque demasiadamente curto causa austenitização incompleta, mantendo ferrita e perlita na peça produzida. Por outro lado, um período de encharque longo demais poderia causar crescimento dos grãos e por consequência, propriedades mecânicas inferiores. A etapa de aquecimento requer o conhecimento da temperatura e tempo exatos para que a chapa seja totalmente austenitizada.

Chang et al., (2011) avaliaram temperaturas de aquecimento entre 750 °C e 1000 °C para um tempo de encharque de 4 minutos com vistas a relacionar a influência da temperatura da peça no momento do início do processo de conformação com a resistência mecânica à tração obtida ao final da estampagem de chapas do aço 22MnB5. A temperatura de 750 °C simula uma condição de elevada queda de temperatura do *blank* ocasionada pelo deslocamento lento da chapa no trajeto entre o forno e a matriz de estampagem. Os autores concluíram que nessa temperatura, o *blank* encontrava-se em uma região de transição entre ferrita e austenita e, acima de 950 °C houve crescimento dos grãos austeníticos, causando perdas na resistência mecânica do material em ambas as temperaturas. Adicionalmente, observa-se que a maior resistência à tração do material foi obtida na temperatura de encharque de 900 °C, com tensão máxima de 1530 MPa, como mostra a Figura 7.

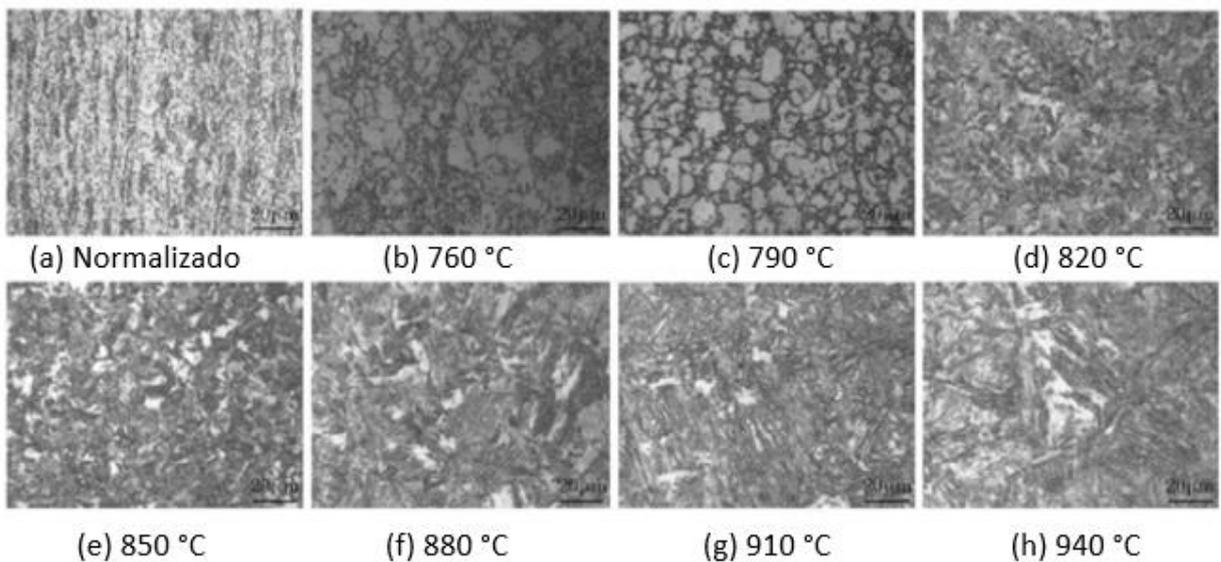
Figura 7 - Relação entre temperatura de encharque e resistência à tração



Fonte: Adaptado de Chang et al., (2011)

A partir do estudo de He et al., (2011) pode-se relacionar as microestruturas obtidas ao final do processo de estampagem a quente de chapas de aço 22MnB5 quando submetidas a distintas temperaturas de encharque. A Figura 8 apresenta os resultados da pesquisa, em que foram definidas temperaturas de aquecimento entre 760 °C e 940 °C, com tempo de encharque fixado em 5 minutos.

Figura 8 - Microestruturas em diferentes temperaturas de encharque: (a) Normalizado; (b) 760 °C; (c) 790 °C; (d) 820 °C; (e) 850 °C; (f) 880 °C; (g) 910 °C; (h) 940 °C



Fonte: Adaptado de He et al., (2011)

As temperaturas de 760 °C e 790 °C formaram microestrutura semelhante ao aço normalizado, composto por ferrita e perlita. Com o incremento da temperatura de encharque foi possível perceber o surgimento de martensita, juntamente com perlita, ferrita e carbonetos retidos. As temperaturas de encharque de 910 °C e 940 °C foram capazes de gerar microestruturas totalmente martensíticas, sendo percebido um aumento no tamanho de grão na maior temperatura. Relacionando-se o demonstrado por Chang et al., (2011) e He et al., (2011) percebe-se claramente que a adoção de temperaturas de encharque entre 900 °C e 950 °C são responsáveis pela completa austenitização dos *blanks*, formando microestruturas completamente martensíticas e aumentando, por consequência, seus limites resistentes.

Feita a austenitização, é importante que a operação de transferência da chapa para a matriz de estampagem seja rápida o suficiente para que o *blank* não perca temperatura em excesso, já que peças com temperaturas inferiores a 800 °C no momento da estampagem podem apresentar estruturas diversas à martensita (FAN; KIM; DE COOMAN, 2010). A conformação da peça deve ser executada antes que a temperatura de início de transformação martensítica ocorra, exigindo matrizes com sistema de fechamento rápido.

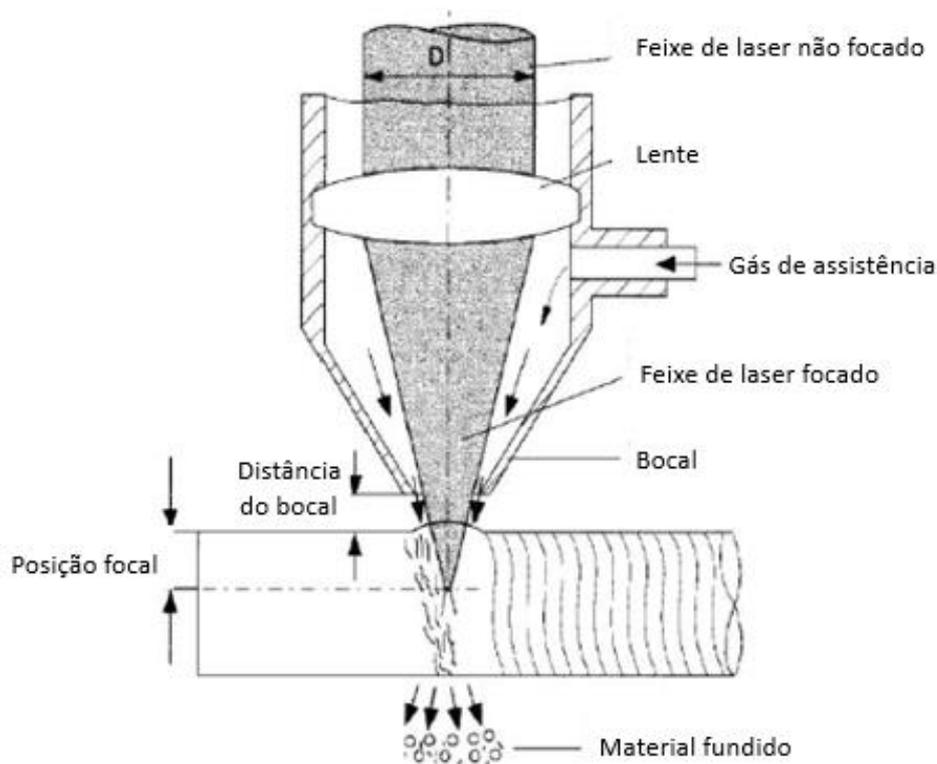
O projeto da matriz deve considerar a taxa de resfriamento necessária à têmpera e sua distribuição homogênea sobre a chapa. Durante o rápido resfriamento, a transformação da austenita em martensita faz com que surjam tensões internas na peça, que podem causar trincas durante o resfriamento caso o processo de têmpera seja conduzido de maneira imprópria. A grande concentração de martensita após a estampagem a quente eleva os valores de dureza, tornando a peça frágil. Dessa forma, frequentemente o aço passa por um tratamento térmico posterior, a uma temperatura mais baixa, para alívio de tensões e aumento da ductilidade e tenacidade do material (FUHR, 2018).

2.6 Corte a Laser (*Laser Beam Cutting - LBC*)

O grande desenvolvimento das propriedades mecânicas dos novos materiais de engenharia tem tornado cada vez mais desafiador sua transformação por usinagem em processos convencionais. O processamento subsequente a estampagem a quente é difícil devido às altas forças exigidas no processo e ao alto desgaste promovido nas ferramentas de corte, exigindo a adoção de novos métodos (TANG et al., 2014). A usinagem por corte a laser (LBC) apesar de amplamente difundida, se caracteriza como um método de usinagem térmica não convencional capaz de processar aços conformados a quente.

A demanda industrial, juntamente com a evolução da tecnologia tornou o processamento a laser uma opção alternativa no corte de chapas metálicas com propriedades superiores. A aplicação sem contato com elevada qualidade de corte somada ao custo-benefício fez com que o uso do laser atendesse à demanda da indústria, sendo aplicado ao corte de chapas de 22MnB5 com qualidade e alta precisão em comparação com os métodos convencionais (TAHIR; AQIDA, 2017). O laser (*Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*) ou Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação é aplicado ao corte através da fusão e/ou vaporização do material da peça. Seu princípio de funcionamento consiste na aplicação de um feixe de luz concentrado e é ilustrado na Figura 9.

Figura 9 - Esquema de funcionamento do laser



Fonte: Adaptado de Radovanovic; Madic (2011)

A energia da luz contida na radiação do laser é absorvida pela peça e transformada em energia térmica, causando o aquecimento superficial da peça e seu corte por fusão ou vaporização do material. Um feixe laser é um feixe de luz de alta intensidade concentrada em pontos de diâmetro pequeno, atingindo elevadas densidades de potência, permitindo a fusão ou a evaporação do material. A remoção do material fundido ou evaporado é conduzida pelo uso de gás auxiliar, inertes ou ativos, como nitrogênio, oxigênio, argônio e hélio, que também

atuam no resfriamento da área de corte diminuindo assim a zona afetada pelo calor e removendo a escória derretida pelo corte. Atualmente, uma grande variedade de lasers está disponível no mercado, operando em modo contínuo ou pulsado (ION, 2005; TAHIR; AQIDA, 2017).

Os parâmetros envolvidos no processo podem ser enumerados como a velocidade de corte, potência do laser, distância focal, ângulo de incidência do feixe laser e tipo de gás de proteção. Esses fatores, de maneira individual ou conjunta, afetam a qualidade final do corte e a formação da zona termicamente afetada (ZTA), sendo seu controle determinante para a obtenção das propriedades finais desejadas.

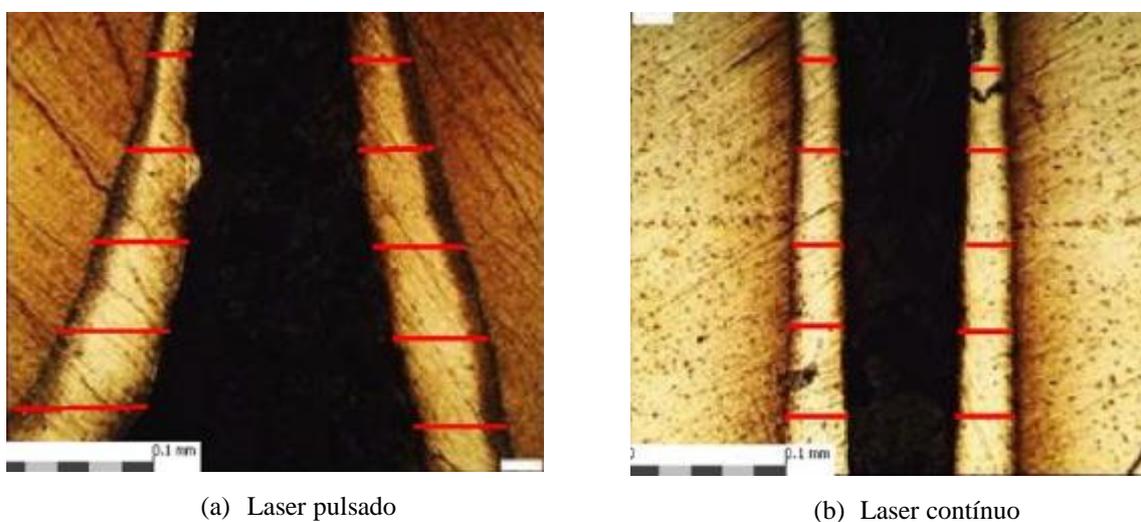
O feixe laser é aplicado a altas velocidades, sendo capaz de produzir um corte estreito com alta qualidade e precisão. A qualidade do corte é analisada levando-se em consideração a geometria do corte, sua qualidade superficial e a formação de rebarbas. A geometria do corte é influenciada pela largura, inclinação e pelo arredondamento das bordas cortadas. A largura do corte depende de muitos fatores, mas principalmente da distância focal, além das propriedades do material da peça e da polarização do raio laser. O ângulo de inclinação do corte aumenta com a espessura da chapa, mas pode ser diminuído com o aumento da potência do laser, e o arredondamento das bordas na aresta de entrada do feixe é devido a distribuição de Gauss da intensidade de radiação sobre a seção transversal do feixe de laser. (RADOVANOVIC, MADIC; 2011).

As vantagens do uso do laser em operações de corte são inúmeras, como corte estreito, área mínima submetida ao calor, baixa deformação da peça, possibilidade de aplicação de alta velocidade de corte, usinagem de materiais bastante duros e produção de baixo aporte térmico, resultando em mínima tensão residual. O menor aporte térmico é traduzido em um resfriamento rápido da peça, reduzindo o tempo sensível ao trincamento, mas, em contrapartida, taxas de resfriamento elevadas refletem em aumentos de dureza em aços estruturais endurecíveis, sendo necessário um controle rigoroso nos parâmetros adotados no processo (ION, 2005).

A qualidade do corte a laser é afetada por muitos parâmetros, bem como pela interação entre eles. Tahir; Aqida (2017) estudaram a influência da variação da velocidade e potência de corte usando máquinas de corte a laser em modo contínuo e pulsado (modos de trabalho) em espécimes de 22MnB5 estampado a quente. Os autores concluíram que a seleção dos parâmetros de entrada adequados é crucial para determinar a qualidade do corte, especialmente quando o modo de trabalho fizer parte dos parâmetros. Isso ocorre porque em modos de trabalho distintos, diferentes interações ocorrem na região afetada pelo calor.

Trabalhando em modo contínuo, a menor ZTA foi formada a partir da menor potência e maior velocidade de corte. Isso se explica pelo menor tempo de exposição ao calor, reduzindo assim as alterações das propriedades do material e mantendo a integridade da superfície ao longo das arestas de corte. Por outro lado, trabalhando em modo pulsado ocorreu efeito inverso, com maiores potências e menores velocidades produzindo a ZTA mais fina. A formação de ZTA espessa obtida em alta velocidade e baixa potência no modo pulsado é explicada pelo pulso sobreposto não ser consistente e criar um *gap* dentro de cada pulso, aprisionando calor e aumentando a zona termicamente afetada. A Figura 10 apresenta as diferentes zonas termicamente afetadas obtidas a partir de iguais potência e velocidade de corte a laser sob modos de trabalho distintos.

Figura 10 - Influência da variação do modo de trabalho em laser na formação da ZTA do aço quando submetido a corte com velocidade e potência constantes: (a) laser pulsado e (b) laser contínuo



Fonte: Adaptado de Tahir; Aqida (2017)

Spena (2017) cita que os efeitos dos parâmetros de corte a laser podem variar notavelmente para diferentes classes e espessuras de aço, sendo exclusivos para cada combinação de classe e espessura do material. O autor avaliou, dentre outros parâmetros, a qualidade superficial de chapas de 22MnB5 estampadas a quente sob diferentes combinações de velocidade de corte, potência do laser e pressão do gás de assistência. Entre suas descobertas, destaca-se o fato de a velocidade de corte ser o fator preponderante sobre a qualidade final, seguida da potência e da pressão do gás de assistência, quando analisadas isoladamente.

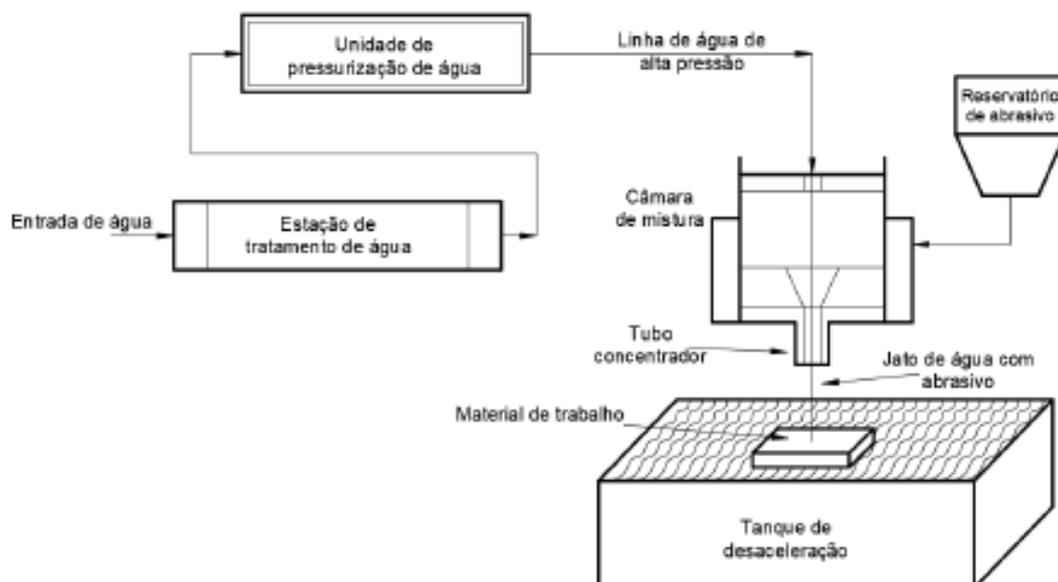
A interação entre potência do laser e velocidade do corte teve a maior influência sobre a rugosidade. Já a velocidade de corte, seguida pela pressão do gás de assistência e a interação

entre velocidade e potência, teve o maior impacto na largura da ZTA. A variação de dureza encontrada nas áreas afetadas pelo calor torna as propriedades mecânicas, especialmente a fadiga, mais sensíveis a falhas superficiais (ASAHI, 2002). Sendo o corte a laser formador de zona termicamente afetada e causador de modificações microestruturais na peça, torna-se necessário atentar aos parâmetros envolvidos na operação de corte para que se tenha mínima formação de dano.

2.7 Corte em Jato d'Água Abrasivo (*Abrasive Water Jet - AWJ*)

De acordo com Sommer (2009), em meados dos anos 70 o corte por jato d'água foi desenvolvido para cortar materiais metálicos e não metálicos, como a madeira. Na década de 80 o processo foi aprimorado para ser aplicado ao corte de aços duros e espessos, com a adição de abrasivos, e desde então tem sido utilizado em diversos setores industriais, como aeroespacial e nuclear. A adição de abrasivos ao jato d'água potencializa a taxa de remoção de material e produz velocidades de corte entre 50 e 460 mm/min com pressões do jato d'água que variam entre 140 a 410MPa (SRIKANTH; SREENIVASA, 2014). A Figura 11 ilustra esquematicamente os componentes que compõem o sistema de funcionamento de uma máquina de corte em jato d'água abrasivo.

Figura 11 – Esquema de funcionamento de um sistema de corte em jato d'água abrasivo



Fonte: Adaptado de Prasad; Chaytania (2017)

Conforme Duarte et al., (1998) bombas são utilizadas para elevar a pressão da água, que fica armazenada em um acumulador responsável por controlar o fluxo de saída do fluido. A água é conduzida por tubulações até um bocal fabricado em material com elevada resistência ao desgaste, como a safira, o rubi ou o diamante. Acoplado ao bocal existe um reservatório contendo material abrasivo em pó. A água, ao passar pelo bocal, arrasta o material abrasivo a altas pressões em direção à peça de trabalho, ocasionando o corte da chapa. A depender das características do material, o corte pode resultar de erosão, cisalhamento ou tensão localizada. A maior parte dos sistemas de corte utiliza um reservatório abaixo da mesa de trabalho contendo água e elementos maciços, como esferas de aço e pedras, que possuem a função de absorver a energia do jato após o corte do material (ZHANG; YUQIANG; YANLI, 2011). Esses materiais de absorção são destruídos pela alta pressão do jato d'água, devendo ser substituídos periodicamente.

A presença do abrasivo somada a pressão da água permite o corte de materiais espessos com elevada dureza. Conforme Kolahan; Khajavi (2010), as principais medidas de qualidade de corte por AWJ são a rugosidade e a largura do corte, que variam conforme a espessura da chapa. Existem alguns modelos de bocal que permitem a manutenção da largura de corte constante durante o processo, apresentando comportamento linear, com variação de poucos milésimos. Alguns fatores exercem influência sobre o corte com jato d'água abrasivo. A pressão determina o nível de energia das moléculas de água, dessa forma, altas pressões vencem de maneira mais fácil a força de coesão das moléculas do material que se pretende cortar. O fluxo de água determina o índice de remoção de material e pode ser otimizado aumentando-se a pressão da água ou o diâmetro do orifício de saída do bocal (MOMBER; KAVACEVIC, 1998).

Abrasivos com granulação mais grosseira causam aumento na velocidade de corte, ao passo que abrasivos mais finos produzem melhor qualidade superficial (SOMMER, 2009). O abrasivo mais utilizado em corte de chapas de aço é o garnet, mineral de cor avermelhada com dureza 8 na escala de Mohs, em que os diamantes servem como referência de dureza máxima e são classificados com dureza 10 (SRIKANTH; SREENIVASA, 2014). Quanto mais duro for o abrasivo, mais acentuado o desgaste do bico de corte.

Os maiores atrativos do processo consistem na ausência de aporte térmico sobre as peças, não gerando formação de zonas termicamente afetadas e transformações microestruturais indesejadas, além de excelente acabamento superficial (ZHANG; YUQIANG; YANLI, 2011). Sua principal limitação é a velocidade de corte, considerada baixa quando comparada a outras alternativas, como o corte a laser. Além disso, a água

utilizada no processo precisa ser tratada e estar livre de impurezas que possam ocasionar o entupimento dos bicos de corte, sendo que inconvenientes deste tipo afetam o desempenho e causam necessidade de manutenção no sistema (MOMBER; KOVACEVIC, 1998).

A literatura encontrada sobre operações de corte no aço 22MnB5 estampado a quente é vasta, mas limitada aos processos de corte a laser e por puncionamento em chapas finas, com até 2 mm de espessura. Assim, não foram encontradas pesquisas em que o uso de jato d'água abrasivo fosse aplicado a este material. Mäntyjärvi; Väsänen; Karlalainen (2009) avaliaram o comportamento em fadiga de dois aços de ultra alta resistência bainíticos – martensíticos submetidos a corte laser, fresamento e jato d'água sem adição de abrasivos. Os autores concluíram que não houveram diferenças significativas entre o corte fresado e o jato d'água, enquanto os menores resultados foram observados nos corpos de prova cortados a laser. Dessa forma, o entendimento sobre o comportamento desta liga sob corte em jato d'água abrasivo pode ter caráter pioneiro e servir como base de pesquisa para trabalhos futuros.

2.8 Fadiga de aços ao boro

Como já mencionado, a estampagem a quente possibilita a redução do peso de automóveis. Pensando nisso e considerando a necessidade de maiores ganhos neste aspecto, surge como aplicação potencial o uso do *hot forming* em chassis, componente responsável por cerca de 25% do peso total de um veículo (LARA; PICAS; CASELLAS, 2013). Apesar dos grandes benefícios vislumbrados, deve-se observar que o chassi se trata de um componente sujeito a carregamentos cíclicos, o que significa que as propriedades de fadiga do material selecionado também devem ser levadas em consideração na etapa de projeto, tornando imprescindível o estudo da resistência à fadiga desses componentes fabricados a partir de aços ao boro processados por estampagem a quente.

Lara; Picas; Casellas (2013) afirmam que as falhas por fadiga são desencadeadas principalmente por defeitos pré-existentes na superfície ou no interior do material. Defeitos internos estão geralmente associados a inclusões não metálicas geradas durante a fabricação do aço, e defeitos superficiais podem ser produzidos durante a laminação, conformação ou nas arestas da peça em consequência das operações de corte. Muitos autores têm se dedicado a avaliar o efeito das tecnologias de corte nas propriedades de fadiga para diferentes aços. Nesse sentido, Maronne et al., (2003) avaliaram diferentes aços carbono microligados e

mostraram que a rugosidade gerada pelo processo de corte tem efeito direto na diminuição da resistência à fadiga do material.

Meurling et al., (2001) realizaram testes de fadiga em amostras de seis aços diferentes submetidas a corte térmico e mecânico, e concluíram para a maioria dos casos que o cisalhamento produziu menores resistências à fadiga do que o corte a laser devido a presença de maiores defeitos superficiais nas arestas de corte. Mäntyjärvi; Väsänen; Karlalainen (2009) avaliaram o efeito do corte a laser e jato d'água em testes de fadiga por flexão em aços de ultra alta resistência e concluíram que os menores resultados foram observados nos corpos de prova cortados a laser.

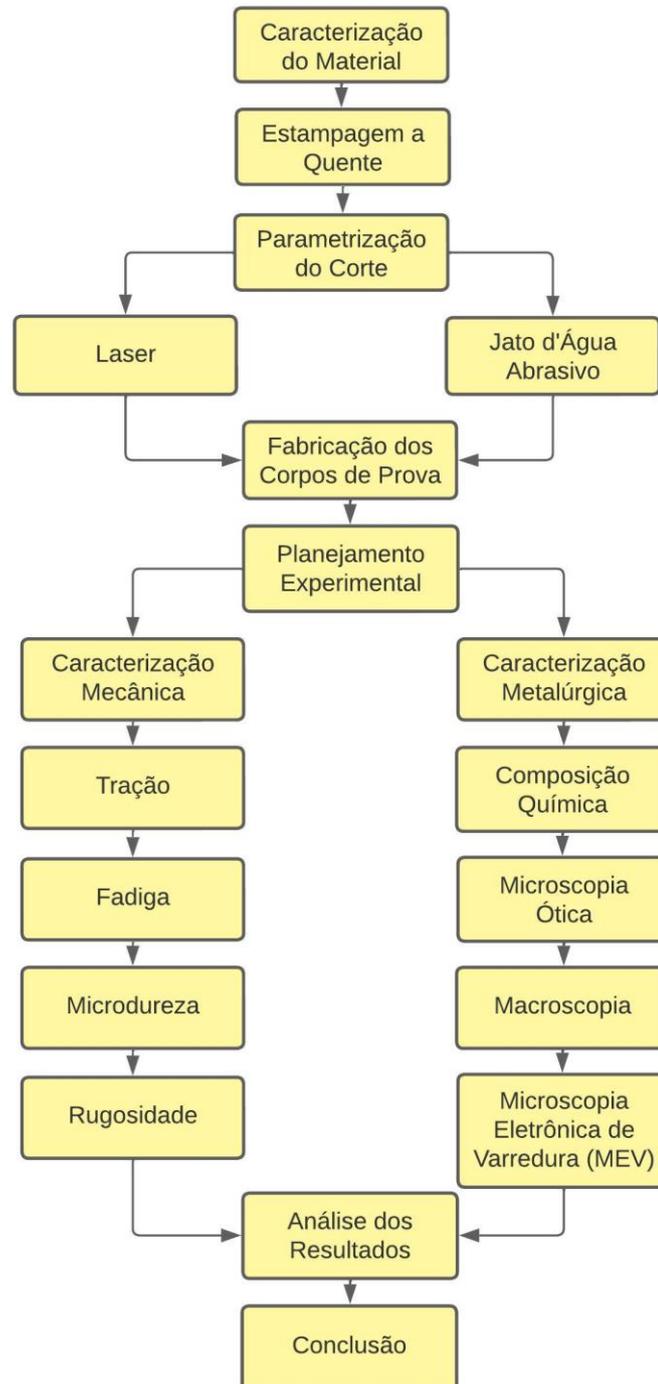
Esses resultados indicam que as características inerentes a cada processo de corte influenciam diretamente no desempenho à fadiga do componente, principalmente nos aços de alta resistência, que são sensíveis aos defeitos iniciados nas arestas de corte e também durante os processos de conformação e têmpera. Sabe-se também que as propriedades de fadiga sofrem alterações com a presença de defeitos preexistentes no material, como irregularidades, asperezas e trincas e que materiais de alta resistência possuem baixa tolerância à propagação de fissuras devido à sua tenacidade limitada, fazendo com que o crescimento da trinca ocorra de maneira acelerada e possa causar falhas repentinas (LARA; PICAS; CASELLAS, 2013).

Dessa forma, a aplicação de AHSS estampados a quente com elevados níveis de resistência em componentes submetidos a esforços de fadiga requer conhecimento suficiente sobre o comportamento do material, além de especial atenção aos parâmetros selecionados para aplicação em seu processamento para que o processo de corte não influa negativamente na qualidade final da peça e em variações indesejadas em seus limites resistentes.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

Neste capítulo são descritos em detalhes os materiais, métodos e procedimentos experimentais adotados no desenvolvimento da dissertação. As atividades seguiram as etapas elencadas no fluxograma apresentado na Figura 12.

Figura 12 - 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 e as propriedades mecânicas da liga em seu estado de fornecimento podem ser vistas na Tabela 3 e na Tabela 4, respectivamente.

Tabela 3 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo

Composição química do aço 22MnB5 + NbMo (%)					
C	Si	Mn	P	S	Al
0,22	0,17	1,17	0,008	0,005	0,014
Cr	B	Nb	Mo	Ni	Ti
0,25	0,0021	0,047	0,16	<0,1	0,03

Fonte: SSAB (2022)

Tabela 4 - Propriedades mecânicas do Aço 22MnB5 + NbMo

Aço	Limite de Resistência (MPa)	Limite de escoamento (MPa)	Alongamento (%)
22MnB5 + NbMo	500 – 700	350 – 550	≥ 10

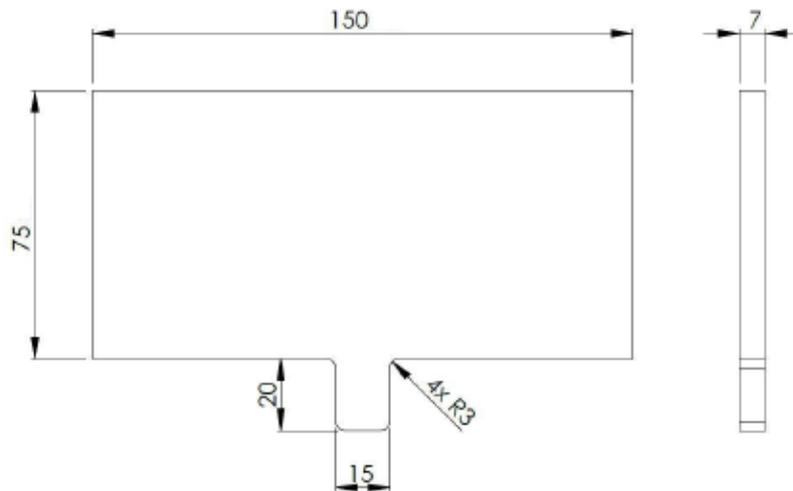
Fonte: SSAB (2022)

Em sua condição inicial, o aço 22MnB5 + NbMo é constituído por uma microestrutura ferrítica e perlítica, porém o tratamento térmico de têmpera executado na etapa de estampagem a quente altera a microestrutura do aço 22MnB5 + NbMo, transformando-a em martensítica e incrementando seus limites resistentes.

3.2 Preparação dos *Blanks* para Estampagem a Quente

As chapas do aço 22MnB5 + NbMo com espessura de 7 mm foram cortadas em uma máquina de corte a laser, modelo Bysprint Fiber 3015, 4400 Watts, da marca Bystronic. Ao todo, foram cortadas 30 amostras nas dimensões de 75 mm x 150 mm x 7 mm, conforme Figura 13. No centro do *blank* foi deixado material sobressalente nas dimensões 15 mm x 20 mm com o objetivo de facilitar a movimentação dos corpos de prova na transferência entre o forno e a ferramenta de conformação.

Figura 13 - Geometria e dimensões do corpo de prova para estampagem a quente

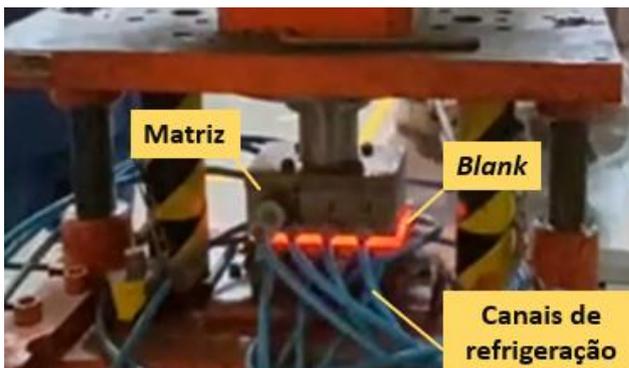


Fonte: Autor

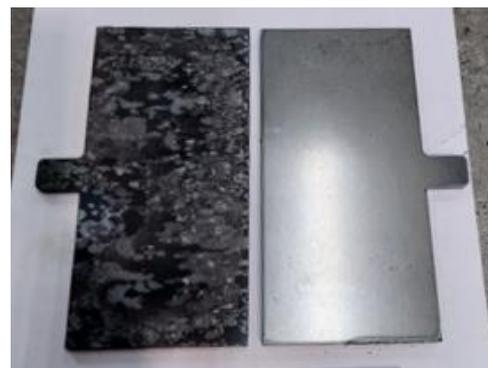
3.3 Processo de Estampagem a Quente

O processo de *hot forming* dos *blanks* foi conduzido na sede da Bruning Tecnometal LTDA, empresa parceira neste estudo. A transformação da microestrutura e das propriedades mecânicas das amostras foi obtida por conformação a quente utilizando uma prensa hidráulica, marca Nowak TM, modelo 100, um forno mufla de alta temperatura, marca Brasimet, modelo EGH 20/30 e um *chiller* de água, marca Maqtermo, modelo R134-a, para controle da taxa de resfriamento da têmpera realizada por matrizes com canais refrigerados. O detalhe de um corpo de prova em processo de conformação e têmpera é ilustrado na Figura 14a, a constatação de formação de carepa após estampagem é ilustrada na Figura 14b e os equipamentos utilizados no processo de estampagem são apresentados na Figura 14c.

Figura 14 – Processo de estampagem a quente: (a) detalhe do *blank* em conformação, (b) formação de camada superficial oxidada após estampagem e (c) aparato experimental utilizado na estampagem a quente



(a) *Blank* em processo de conformação



(b) Formação de carepa após estampagem



(c) Aparato experimental

Fonte: Autor

A conformação a quente foi realizada inserindo o *blank* no forno mufla a uma temperatura de 950°C por um período de 5 minutos para que houvesse completa transformação austenítica. Em seguida o corpo de prova foi rapidamente transferido para a prensa, evitando quedas excessivas na temperatura e modificações microestruturais indesejadas. O ferramental de conformação é dotado de sistema de refrigeração controlado por *chiller*, onde a água utilizada teve sua temperatura estabilizada em 5 °C com vazão de 13 l/min, mantendo a taxa de refrigeração em 27 °C/s para obter a transformação martensítica desejada. Os parâmetros de controle utilizados na etapa de *press hardening* das amostras são os adotados pela empresa parceira e estão apresentados na Tabela 5.

Tabela 5 - Parâmetros utilizados no processo de estampagem a quente

Temperatura de austenitização	Tempo de austenitização	Tempo de transferência	Vazão do fluido	Pressão de contato da prensa	Temperatura do fluido
950 °C	5 min	<7 s	13 l/min	70 MPa	5 °C

Fonte: Autor

3.4 Definição dos Parâmetros de Corte do Estudo

A indústria parceira nesta pesquisa utiliza padrões já definidos de corte a laser considerando a classe e a espessura do material. Para chapas de 7 mm do aço objeto deste estudo, é adotada potência de corte a laser de 3 kW em modo pulsado, velocidade de corte de 600 mm/min e oxigênio como gás de assistência. Como é sabido, o uso de processos de corte a quente produz carga térmica suficiente para promover alterações microestruturais no material, sendo a intensidade do aporte térmico um fator de relevância em tais alterações.

Baseando-se na literatura e com o intuito de avaliar a influência que uma potência de corte menor poderia resultar nas propriedades mecânicas e microestruturais do material, foi proposta a operação de corte a laser em 2,5 kW mantendo-se a velocidade do corte, o gás de assistência e o modo de trabalho preferidos pela empresa associada. Visando compreender a influência que a ausência de aporte térmico poderia gerar sobre o comportamento e qualidade final das peças, sugeriu-se o uso de corte em jato d'água abrasivo para fins comparativos.

Como a empresa parceira não dispõe desta tecnologia, os cortes em AWJ foram executados por empresa terceirizada, adotando pressão de corte de 60 KPsi, velocidade de corte de 100 mm/min e utilizando garnet como abrasivo. Os cortes a laser foram feitos utilizando uma máquina da marca Trumpf, modelo Trulaser Cell 8030 e os cortes em jato d'água abrasivo foram executados em máquina da marca Flow, modelo Mach3. Os parâmetros de corte utilizados no estudo estão resumidos na Tabela 6.

Tabela 6 - Parâmetros de corte utilizados no estudo

Processo de corte	Potência (kW) / Pressão de corte (kPsi)	Velocidade de corte (mm/min)	Gás de Assistência	Abrasivo
Laser	2,5 kW	600	Oxigênio	-
Laser	3 kW	600	Oxigênio	-
Jato	60 kPsi	100	-	Garnet

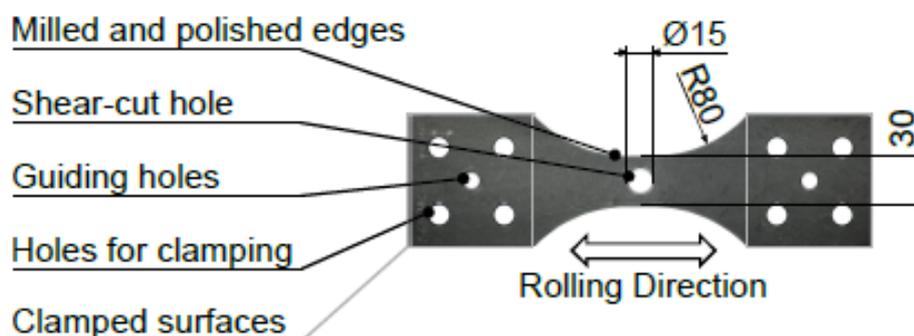
Fonte: Autor

3.5 Definição dos Corpos de Prova para Ensaios de Tração e de Fadiga

Os corpos de prova para os ensaios de tração e fadiga foram projetados adaptando o exposto por Stahl et al., (2020) às normas ASTM E8M-00b e ASTM E 466, respectivamente, de forma que a inserção de um furo na região central dos espécimes busca avaliar a influência

direta dos processos estudados quando aplicados a furações e arestas de corte. O corpo de prova utilizado como modelo para o presente estudo pode ser visualizado na Figura 15.

Figura 15 - Corpo de prova utilizado como referência para os ensaios de tração e de fadiga



Fonte: Adaptado de Stahl et al., (2020)

Considerando as elevadas propriedades mecânicas do aço 22MnB5 + NbMo, algumas alterações nos corpos de prova se tornam necessárias para preservar a integridade das máquinas utilizadas nos ensaios. A dureza do corpo de prova (CP) é superior à das garras de fixação da máquina, causando o escorregamento do CP e a consequente interrupção do ensaio antes de seu término. Para contornar este inconveniente, foram adicionadas buchas passantes de aço SAE 1020 aos furos localizados nas extremidades dos espécimes, fazendo com que a fixação da máquina se desse sobre as buchas, constituídas por material mais dúctil, possibilitando boa fixação e a consequente conclusão dos ensaios.

Com o intuito de garantir que o material escolhido para a fabricação das buchas resista às cargas cisalhantes e compressivas as quais estão submetidas durante os ensaios, algumas verificações se tornam necessárias. O limite de resistência à compressão do aço SAE 1020 é 410 MPa, e a tensão sofrida pela bucha é dada pela Equação 1, para uma carga máxima de aplicação pela máquina de 49 kN.

$$\sigma_c = F/A \quad (1)$$

onde σ_c é a tensão de compressão (MPa), F representa a carga aplicada (N) e A é a área (mm^2) da bucha.

Em seguida é verificada a resistência ao cisalhamento através da Equação 2, sendo que o material adotado possui um limite de resistência ao cisalhamento de 315 MPa.

$$\sigma = 0,75 F / A \quad (2)$$

onde σ é a tensão de cisalhamento (MPa), F representa a carga aplicada (N) e A é a área (mm^2) da bucha.

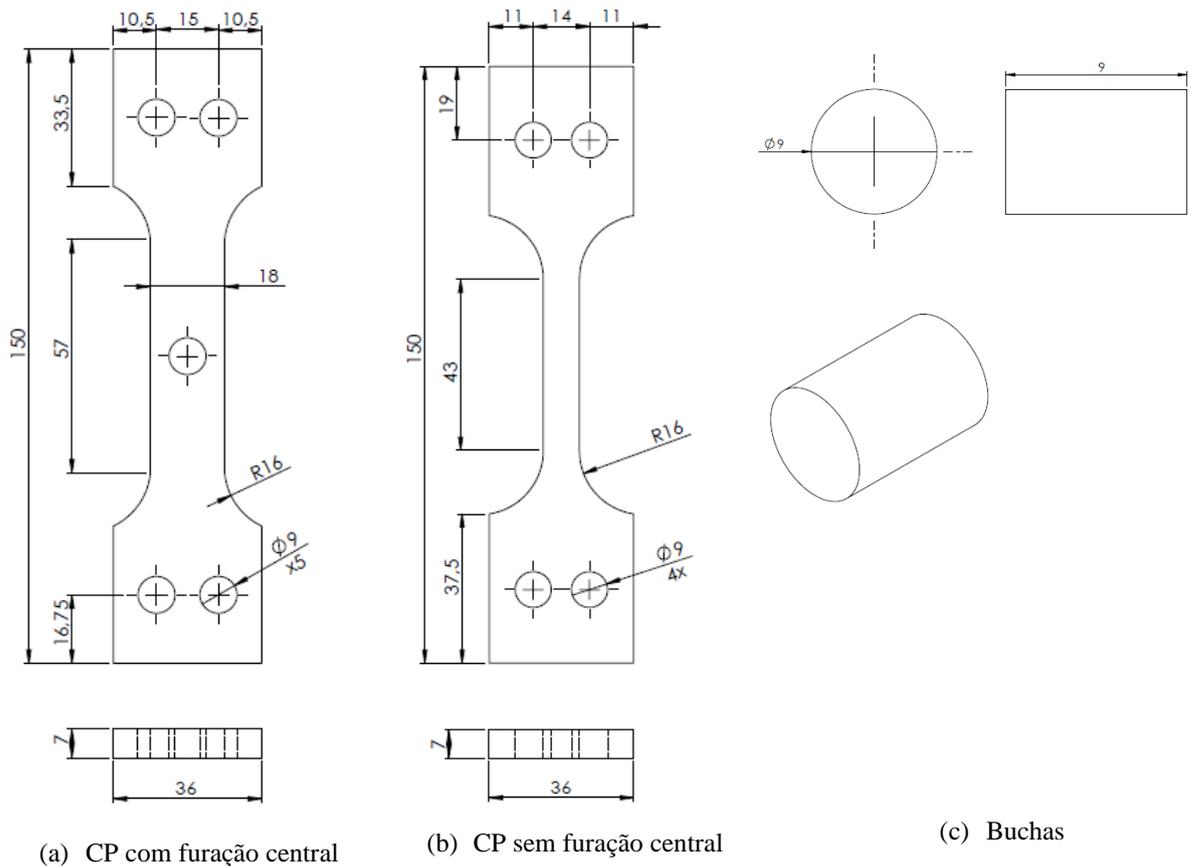
Obedecendo aos resultados obtidos a partir das equações, as buchas têm suas dimensões de diâmetro e comprimento definidas. Os ensaios de tração realizados nos corpos de prova possuidores de furação na região central abastecem os ensaios de fadiga, que também são dotados de furos centralizados a fim de avaliar a influência direta dos processos estudados quando aplicados a furações e arestas de corte. Sabendo que a furação central adotada nos CPs são concentradores de tensão e com o intuito de comparar os resultados obtidos nos ensaios de tração deste estudo aos de outros autores, um modelo de corpo de prova sem furação central também foi projetado. Os corpos de prova utilizados nos ensaios mecânicos de tração e de fadiga são apresentados nos itens seguintes.

3.6 Caracterização Mecânica

3.6.1 Ensaio de Tração

Os corpos de prova para os ensaios de tração foram fabricados adaptando o exposto por Stahl et al., (2020) a norma ASTM E8M-00b e podem ser vistos na Figura 16. Os ensaios de tração foram realizados em máquina universal de ensaios marca EMIC, modelo DL - 20000, com velocidade de carregamento de 15 mm/min, no Laboratório de Ensaios Mecânicos e Metalográficos da empresa Bruning para a determinação das tensões de escoamento, tensão máxima e alongamento do material. As amostras foram ensaiadas de forma comparativa incluindo as três variações de corte estudadas (Tabela 6), sendo ensaiados três corpos de prova para cada condição, totalizando nove espécimes ensaiados para a condição de CP com furação central. Conforme já mencionado, os resultados destes ensaios servem como parâmetros de entrada para os ensaios de fadiga. Os ensaios de tração realizados sobre os espécimes sem furação central comparam a condição de maior aporte térmico (laser 3kW) utilizada por padrão pela indústria parceira e ausência de aporte térmico (jato d'água abrasivo), tendo sido testados três CPs para cada condição, totalizando 6 amostras.

Figura 16 - Corpos de prova de tração: (a) com furação central; (b) sem furação central e (c) buchas



Fonte: Autor

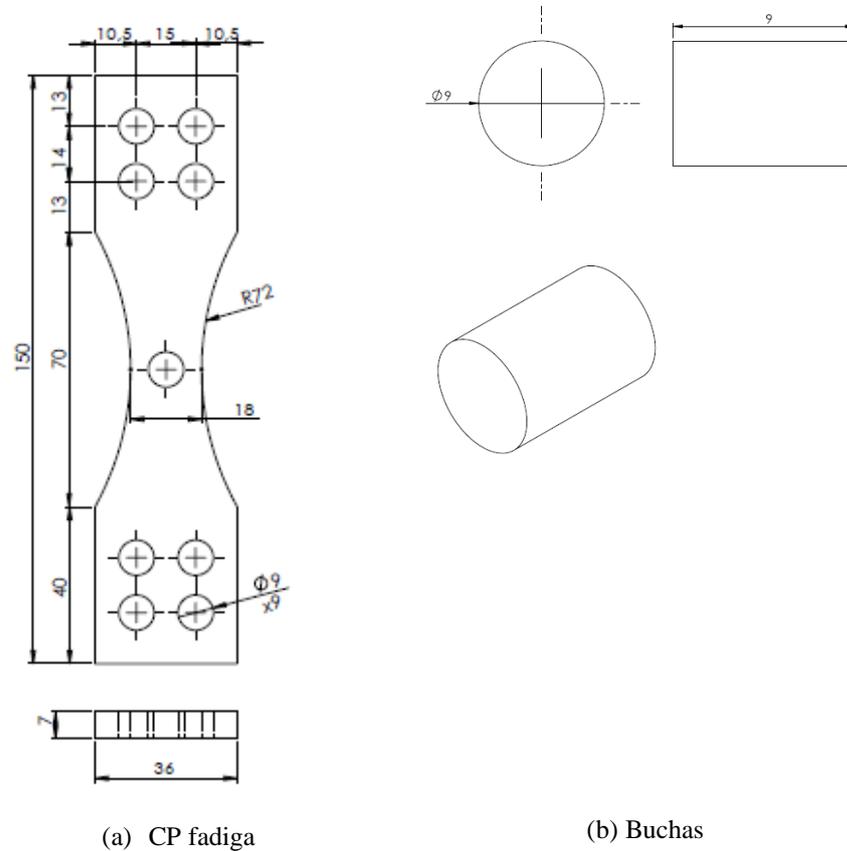
3.6.2 Ensaio de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados comparativamente sobre as três condições de corte abordadas, definindo-se como tensão do ensaio cargas constantes relativas a 20% e a 50% da tensão limite de escoamento média percebida nos espécimes com furação central submetidos aos ensaios de tração. Foram ensaiados 5 espécimes para cada condição de corte em ambas as amplitudes de tensão, totalizando 30 corpos de prova de fadiga, ilustrados na Figura 17. Os corpos de prova de fadiga passaram por operações de acabamento com lixamento em sentido longitudinal nas faces laterais da amostra.

Nesta etapa foram utilizados disco de lixa *flap* grão 80 seguido de operações manuais com lixas até a granulometria #400 para eliminação de rebarba e diminuição do fator de concentração de tensão. Os ensaios foram conduzidos em máquina Shimadzu, modelo Servopulser EHF - EV101 com aplicação de cargas de fadiga em sentido axial com razão de carga de 10% ($R = F_{\text{mínima}}/F_{\text{máxima}} = 0,1$) e frequência de 10 Hz. O limite de fadiga foi definido em 1×10^6 ciclos, sendo os ensaios interrompidos nos casos em que os corpos de prova atingiram esse critério. Os ensaios foram conduzidos no Laboratório de Conformação

Mecânica da Universidade de Passo Fundo (UPF). Os diagramas de fadiga seguiram as diretrizes da norma ASTM E 739.

Figura 17 - (a) Corpo de prova para ensaio de fadiga e (b) buchas de fixação



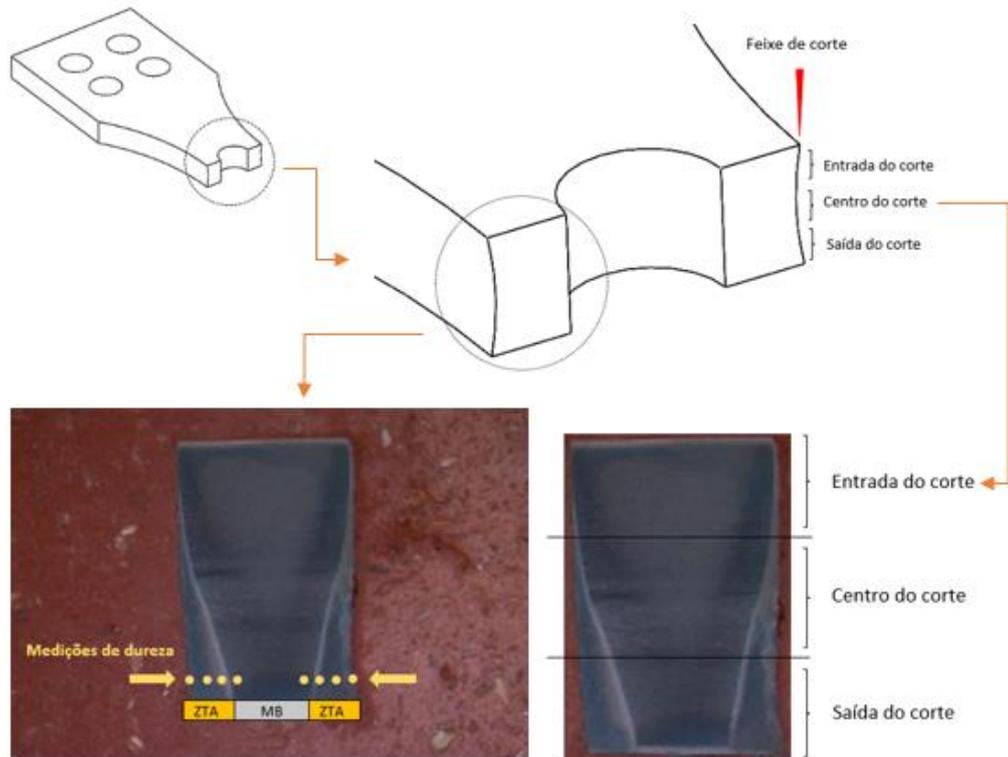
Fonte: Autor

3.6.3 Ensaio de Microdureza Vickers

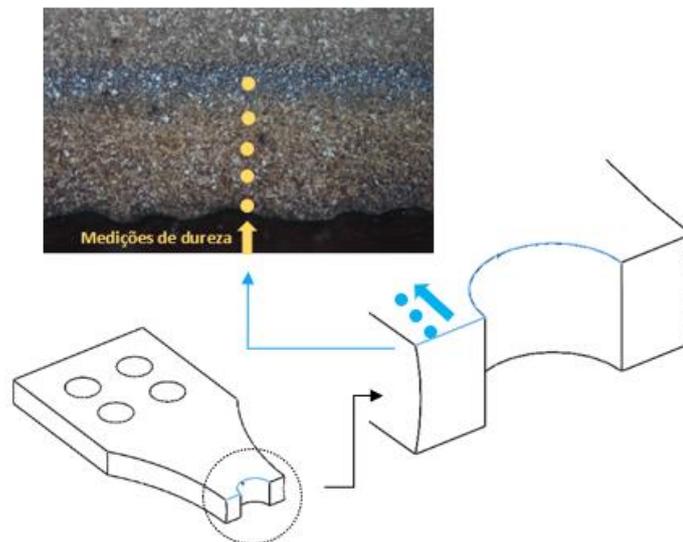
A microdureza foi aferida nas três condições de estudo de acordo com a norma ASTM E 384 em um microdurômetro Shimadzu, modelo HMV-G20ST aplicando carga de 0,025 kgf por tempo de 15 segundos e distância de 0,05 mm entre indentações no material de base e nas áreas afetadas pelos cortes nas faces superior e ao longo da espessura da chapa, conforme destacado na Figura 18. As medições na espessura da chapa ilustram o comportamento do corte ao longo da espessura do chassi. Já as medições executadas na face superior da chapa se justificam pela inserção de parafusos na montagem dos componentes, que exercem cargas compressivas em regiões compreendidas pelas furações. Com relação a espessura da chapa, as medições de dureza se iniciam nas arestas de corte esquerda e direita da peça em região compreendida pela furação central e seguem até o centro da amostra. A análise contempla as regiões de entrada, centro e saída do corte em relação à espessura de 7 mm da chapa,

conforme esquematizado na Figura 18a. As medições de dureza ao longo da face superior da chapa são ilustradas na Figura 18b, onde a aresta ilustrada em azul se refere ao ponto de incidência do feixe de corte, sendo este o ponto de início da medição, que segue em direção ao centro da peça conforme destacado pelo sentido da seta.

Figura 18 - Destaque das áreas de medição de microdureza ao longo da: (a) espessura do corte e (b) superfície superior da chapa



(a) Espessura do corte



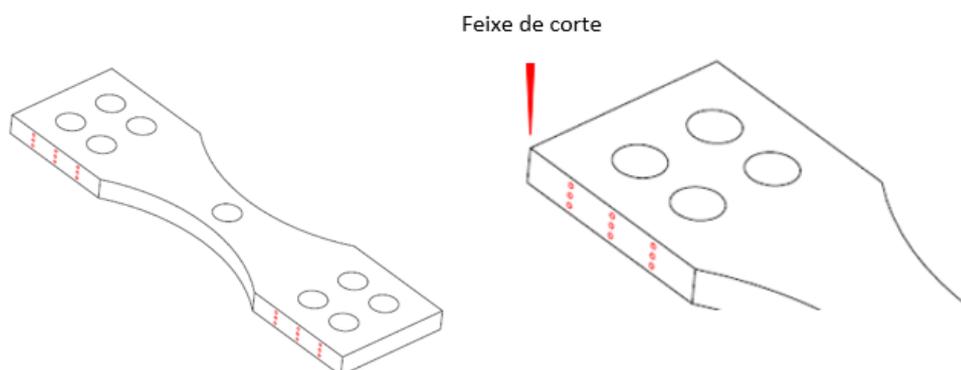
(b) Superfície superior da chapa

As medições foram realizadas no Laboratório de Metalografia da UPF antecedidas por preparação das amostras envolvendo embutimento e lixamento na sequência granulométrica # 80, 150, 220, 400, 600 e 1200, seguido de polimento com solução de alumina e ataque a base de solução Nital 3% com 10 segundos de exposição, conforme norma ASTM E 3, possibilitando identificação precisa das diferentes regiões de análise. Os resultados apresentados se baseiam nos valores médios encontrados após medições em 3 amostras para cada condição de corte.

3.6.4 Rugosidade

A rugosidade média R_a e R_z das amostras foi aferida em rugosímetro Mitutoyo, modelo SJ-410 para avaliar a variação da qualidade do corte em cada condição estudada a partir da incidência do feixe de corte ao longo da espessura da peça, considerando as regiões de entrada, centro e saída do feixe de corte. Foram analisadas em cada condição de corte três diferentes amostras, com 18 pontos de medição por espécime divididos em 6 medições na entrada do corte, 6 medições no centro do corte e 6 medições na região de saída do corte, conforme esquematizado na Figura 19.

Figura 19 - Pontos de medição de rugosidade



Fonte: Autor

A rugosidade R_a se refere a média aritmética dos valores absolutos de picos e vales a partir de um plano médio, e a rugosidade R_z afere as variações entre o pico mais alto e o vale mais profundo. As medições foram realizadas perpendiculares ao feixe de corte, no Laboratório de Conformação Mecânica da UPF seguindo a norma ISO 4287 em perfil R e filtro Gauss, com comprimento de avaliação de 5 mm, comprimento de onda do filtro de perfil (λ_c) 0,8 mm e filtro de perfil (λ_s) 2,5 μm .

3.7 Caracterização Metalúrgica

3.7.1 Composição Química

Visando analisar a conformidade do aço recebido com o informado pelo fornecedor, foi realizada análise química do material. A composição química da liga estudada foi verificada com espectrômetro de emissão ótica, marca Oxford Instruments, modelo Foundry Master Xline, no Laboratório de Ensaios Mecânicos da Universidade de Passo Fundo (UPF).

3.7.2 Microscopia Ótica

A caracterização microestrutural foi realizada em microscópio ótico Zeiss, modelo Axio Scope A1, no Laboratório de Metalografia da UPF. As amostras foram preparadas de acordo com a norma ASTM E 3, sendo embutidas em máquina embutidora Panambra, modelo Tempopress 2 Struers e lixadas na sequência granulométrica # 80, 150, 220, 400, 600 e 1200, seguido de polimento em politriz Panambra, modelo DP9 com solução de alumina. O ataque químico foi realizado com solução de Nital 3% com 10 segundos de exposição, revelando as zonas afetadas pelo corte ao longo de sua espessura e na superfície superior da chapa, como destacado anteriormente pelas Figuras 18a e 18b, respectivamente.

3.7.3 Macroscopia

A caracterização macroscópica foi realizada no Laboratório de Metalografia da UPF em estereomicroscópio Zeiss, modelo Stemi 2000-C, onde as amostras foram preparadas de acordo com a norma ASTM E 3, sendo embutidas em máquina embutidora Panambra, modelo Tempopress 2 Struers e lixadas na sequência granulométrica # 80, 150, 220, 400, 600 e 1200, seguido de polimento em politriz Panambra, modelo DP9 com solução de alumina. O ataque químico foi realizado com solução de Nital 10% com 7 segundos de exposição, revelando as regiões afetadas pelo corte na superfície superior da chapa e ao longo de sua espessura.

3.7.4 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Foram conduzidas análises fractográficas em Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), marca Tescan, modelo Vega LM3 nas dependências da UPF visando identificar o modo de falha dos corpos de prova submetidos aos ensaios de tração e de fadiga. Nas fractografias de tração, a seleção do corpo de prova baseou-se na menor resistência máxima observada em cada grupo de ensaio. Nas análises fractográficas de fadiga, as observações se

deram sobre o corpo de prova que representa o comportamento mais próximo à média percebida em cada grupo ensaiado, considerando-se o número de ciclos obtidos até a falha. Microscopia eletrônica de varredura também foi utilizada a fim de identificar os microconstituintes presentes nas regiões afetadas pelos cortes e no material base da liga. A preparação para esta análise foi idêntica ao procedimento adotado na obtenção de imagens a partir de microscopia ótica, descrita anteriormente no item 3.7.2.

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

No presente capítulo são apresentados os resultados obtidos para cada etapa do estudo desenvolvido.

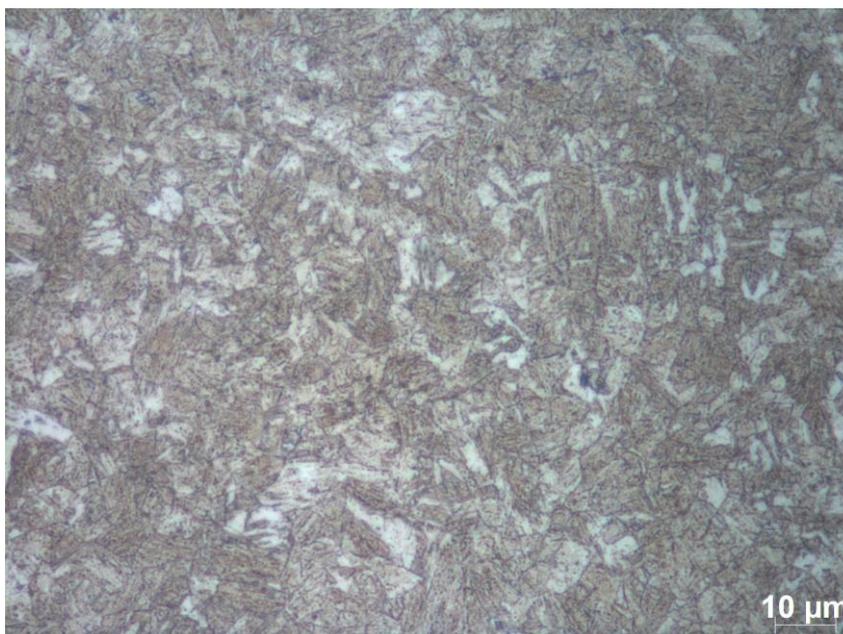
4.1 Caracterização do Material de Base

Com o intuito de verificar a conformidade do material recebido para o estudo com o observado previamente na literatura, análises laboratoriais de metalografia, microdureza e composição química foram conduzidas quando do recebimento das amostras estampadas a quente. Seus resultados estão descritos nos itens seguintes.

4.1.1 Metalografia do Material de Base

A microestrutura do material de base estampado a quente é ilustrada pela Figura 20, onde se percebe a transformação microestrutural. A microestrutura é predominantemente martensítica, com baixa presença de ferrita. Ensaios de dureza complementam esta análise, na qual os valores superiores a 400 HV indicam a transformação martensítica da microestrutura.

Figura 20 - Microscopia ótica do material base do aço recebido



Fonte: Autor

4.1.2 Microdureza do Material Base

A análise de microdureza foi realizada após medições em 15 pontos do material base da amostra. Os resultados médios são demonstrados na Tabela 7.

Tabela 7 - Resultados da média de microdureza HV 0,025 do material base

Microdureza média	447
Desvio padrão	33

Fonte: Autor

Os resultados de dureza média de 447 HV permitem confirmar a transformação predominantemente martensítica do aço conformado a quente e demonstram conformidade com valores encontrados por outros autores, como Fuhr (2018) e Soccol (2022).

4.1.3 Composição Química do Material Base

Os resultados da análise química do material recebido foram comparados aos valores informados pela SSAB. A Tabela 8 apresenta a média de cinco medições da composição química em percentual em massa do aço 22MnB5 + NbMo recebido comparadas aos teores de elementos químicos do material indicados pela fornecedora.

Tabela 8 - Composição química em percentual em massa do aço 22MnB5 + NbMo

Composição química do aço 22MnB5 + NbMo											
Material	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	B	Nb	Mo	Ni
Recebido	0,22	0,18	1,18	0,009	0,003	0,030	0,18	0,0024	0,036	0,14	<0,1
SSAB	0,22	0,17	1,17	0,008	0,005	0,014	0,25	0,0021	0,047	0,16	<0,1

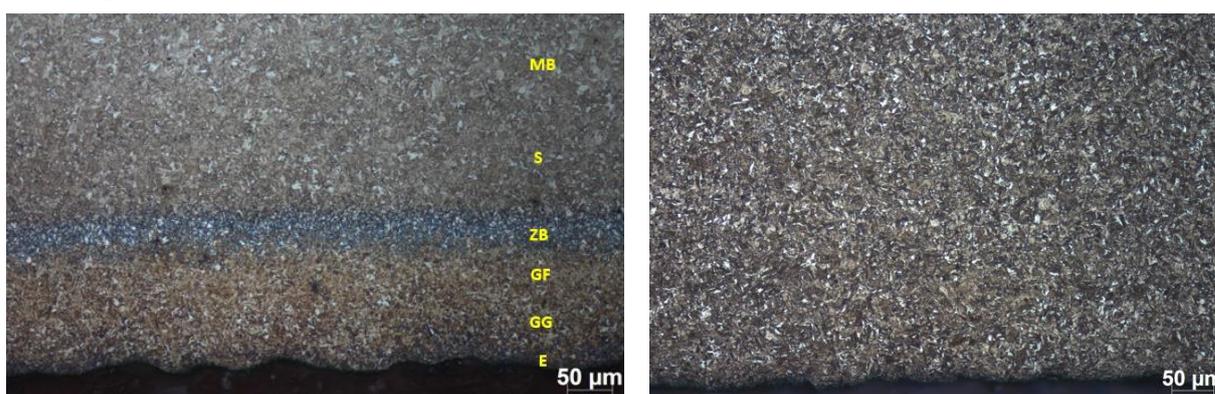
Fonte: Autor/SSAB (2022)

Dada a similaridade entre os percentuais de elementos de liga que constituem o material, observa-se a conformidade do material recebido com o estipulado pela fabricante do aço. Relacionando-se a microestrutura, a microdureza e a composição química do aço recebido com o observado previamente na literatura, atesta-se a completa conformidade do material recebido para a pesquisa.

4.2 Análise Metalográfica

A Figura 21 apresenta imagens em microscopia ótica obtidas a partir da entrada do feixe de corte na superfície superior da chapa. São ilustradas a formação da zona termicamente afetada a partir de corte a laser (Figura 21a) e a microestrutura resultante do corte em jato d'água abrasivo (Figura 21b).

Figura 21 – Microestruturas resultantes dos cortes na superfície superior da chapa: (a) Amostra submetida a corte a laser (E – entrada do feixe, GG – região de grão grosso, GF – região de grão fino, ZB – zona branca, S – região superior e MB – material base); (b) Amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo



(a) Formação de ZTA em corte a laser

(b) Microestrutura resultante em jato d'água

Fonte: Autor

A Figura 21a refere-se à potência de corte de 2,5 kW. Salienta-se que a sequência das zonas identificadas na ZTA é a mesma para ambas as potências de corte a laser, variando somente aspectos dimensionais de cada zona identificada. As análises microscópicas permitem identificar a variação microestrutural na zona termicamente afetada das amostras submetidas a corte térmico e a preservação da microestrutura do material de base das amostras submetidas a corte em jato d'água abrasivo. Observa-se alteração no tamanho de grão ao longo da ZTA causada pelo ciclo térmico do processo laser. Sabe-se que a resistência mecânica é aumentada em aços constituídos por grãos finos, e que a alteração dimensional nas regiões de transição de tamanho de grão atua como concentrador de tensões, igualmente negativas no comportamento do material.

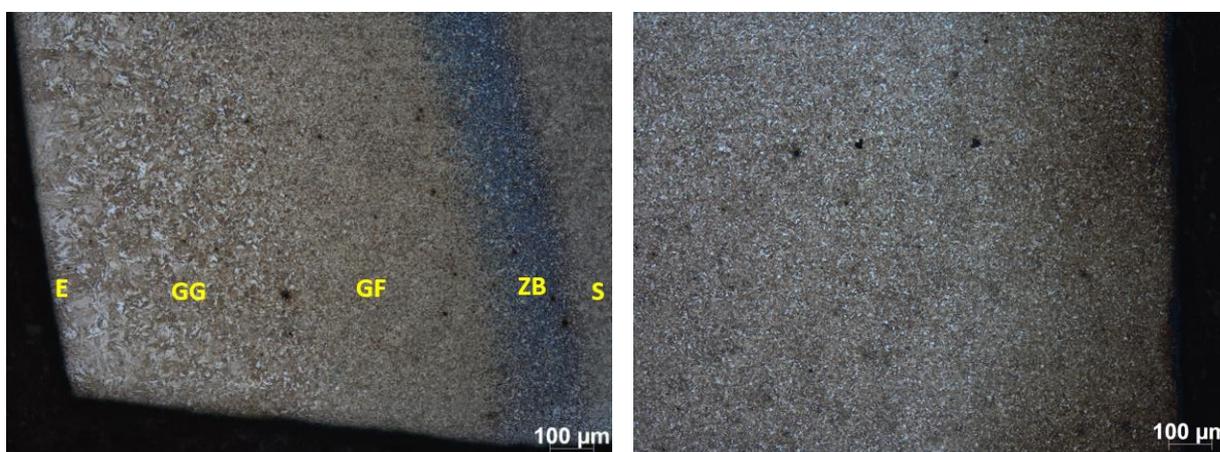
Na Figura 21a, a região identificada como (E) é relativa à zona de entrada do feixe de laser na chapa. A entrada do feixe laser na peça produz revenimento em sua estrutura martensítica-bainítica. A zona GG é relativa à região de grão grosso, constituída por matriz martensítica com presença esparsa de bainita. A zona GF é constituída por região de refinamento de grão, sendo formada por ampla concentração de martensita, onde também se

observa a presença de bainita e cementita em contorno de grão. A zona ZB compreende a região multifásica denominada zona branca, com alta concentração de bainita, além de ferrita e martensita em menores proporções e presença de cementita em contorno de grão. Finalmente, a zona superior (S) se constitui por uma região com tamanho de grão inferior ao material base (MB), mas superior ao GF, onde são encontradas martensita e bainita revenidas.

A Figura 21b ilustra a microestrutura resultante após corte em jato d'água abrasivo. A ausência de aporte térmico característica do processo faz com que a estrutura preponderantemente martensítica do material base do aço seja preservada ao longo de toda a amostra, sem formação de zonas termicamente afetadas e com tamanho de grão mais uniforme. A microestrutura do material base é idêntica para as condições de corte a laser e em jato d'água abrasivo, sendo preponderantemente martensítica e apresentando pequenas ilhas de bainita. As regiões observadas a partir de microscopia ótica foram identificadas e classificadas com base nos trabalhos de Fuhr (2018), Almeida (2021), Soccol (2022), Almeida *et al.*, (2021), Fuhr *et al.*, (2021), Lima (2020) e em função da análise de dureza em cada região, conforme item 4.3 deste trabalho.

As formações microestruturais obtidas a partir de corte a laser e em jato d'água abrasivo ao longo da espessura da chapa são mostradas na Figura 22a e Figura 22b, respectivamente.

Figura 22 – Microestruturas resultantes dos cortes ao longo da espessura da chapa: (a) Amostra submetida a corte laser (E – entrada do feixe, GG – região de grão grosseiro, GF – região de grão fino, ZB – zona branca e S – região superior); (b) Amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo



(a) Formação de ZTA em corte a laser

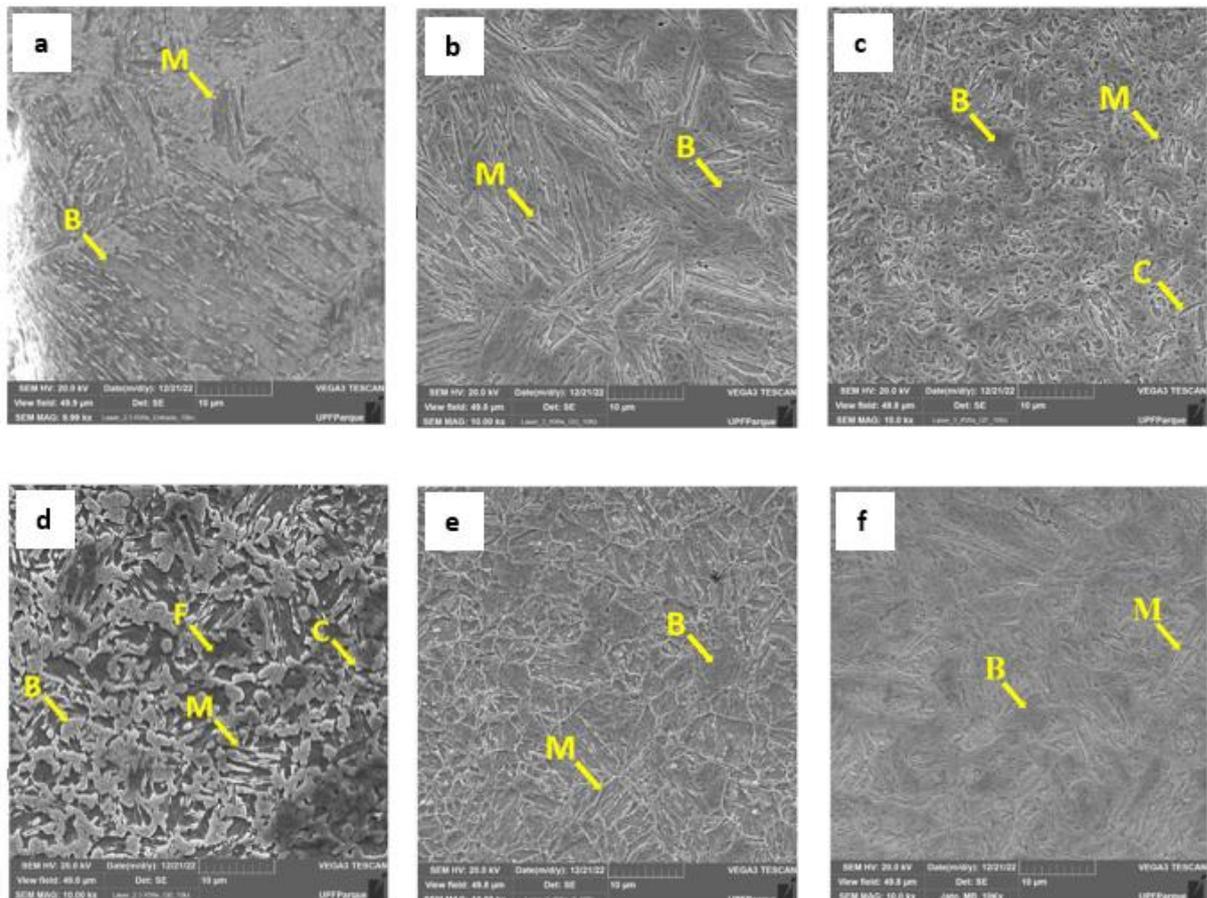
(b) Microestrutura resultante em jato d'água

Fonte: Autor

A formação sequencial das zonas identificadas na ZTA a partir da incidência do feixe de corte na superfície superior da chapa e ao longo da espessura de corte são idênticas, assim

como os microconstituintes presentes em cada região da ZTA e do material base. Para comprovar as observações metalúrgicas relativas as imagens em microscopia ótica apresentadas nas Figura 21 e 22, a Figura 23 apresenta imagens em microscopia eletrônica de varredura das cinco regiões identificadas a partir de corte a laser na Figura 22a, bem como da microestrutura de material base identificada na Figura 22b, todas coletadas nas mesmas condições (20 keV) e com a mesma magnificação (10 kx). As imagens referentes a laser pertencem tanto a condição exposta a potência de corte de 2,5 kW quanto em 3 kW. Os microconstituintes presentes em cada região de análise são identificados por setas e classificados como martensita (M), bainita (B), cementita (C) e ferrita (F).

Figura 23 - Imagens em MEV das zonas identificadas na figura 22: (23a) Zona E de entrada do feixe, M – Martensita, B – Bainita; (23b) Zona GG de grão grosso, M – Martensita, B – Bainita; (23c) Zona GF de grão fino, M – Martensita, B – Bainita, C – Cementita; (23d) Zona ZB, zona branca, M – Martensita, B – Bainita, C – Cementita, F – Ferrita; (23e) Zona S, região superior, M – Martensita, B – Bainita e (23f) Material base (MB) da amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo, M – Martensita, B - Bainita

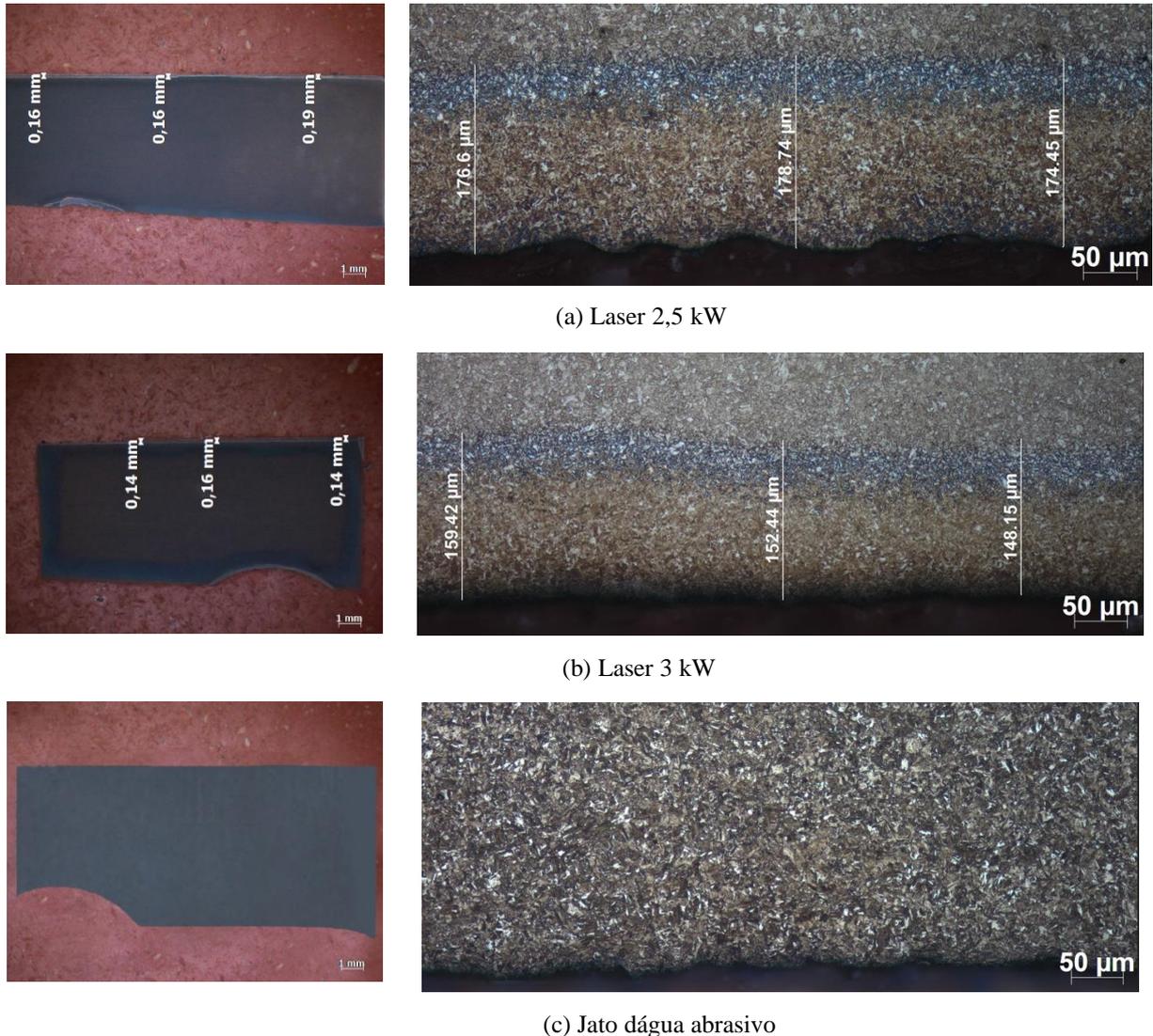


Fonte: Autor

A Figura 24 apresenta as macroscopias e microscopias óticas referentes aos cortes na superfície superior da chapa. As amostras ilustradas refletem o comportamento mais próximo

à média percebida em cada grupo, onde as cotas se referem a entrada do feixe de corte até a formação da linha da zona branca (ZB) para as condições de laser em 2,5 kW (Figura 24a) e 3 kW (Figura 24b). A Figura 24c mostra a preservação do material de base na amostra de jato d'água abrasivo.

Figura 24 – Imagens em macroscopia (6,5x) e microscopia ótica (200x) detalhando o efeito da entrada do feixe de corte na superfície superior das amostras em: (a) laser 2,5 kW; (b) laser 3 kW e (c) jato d'água abrasivo



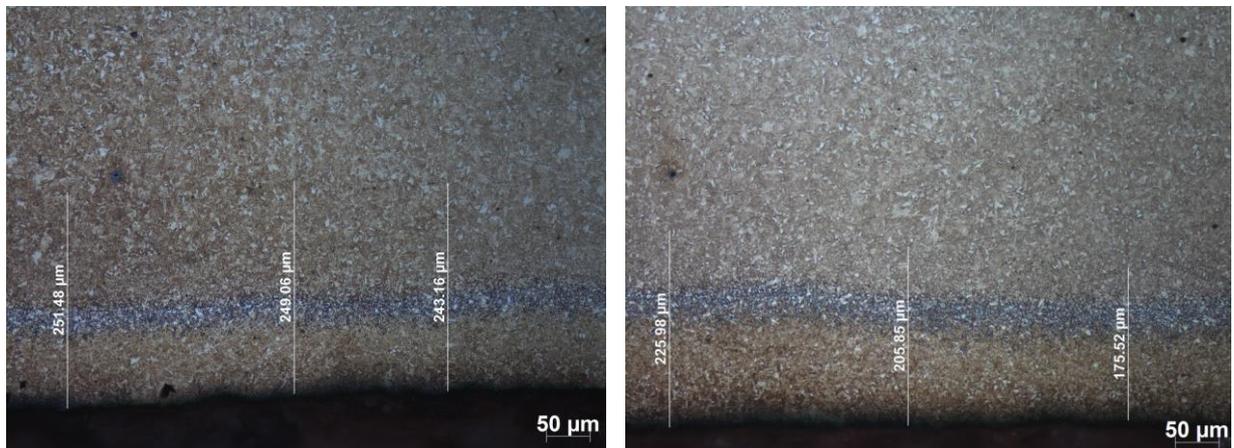
Fonte: Autor

Foram encontradas maiores médias dimensionais de ZTA até a formação da zona branca nos espécimes expostos a corte laser em 2,5 kW, com médias de 0,18 mm e 176 μm observadas nas macroscopias e microscopias óticas, respectivamente. A condição exposta a corte laser em 3 kW apresentou dimensões médias levemente menores nas mesmas análises, de 0,16 mm e 158 μm, respectivamente. As imagens permitem identificar o comportamento

não linear da formação da ZTA em ambas as potências laser e a preservação do material base da amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo, ocasionada pela ausência de calor característica do processo que faz com que a estrutura predominantemente martensítica do material seja preservada, com granulação aparentemente mais uniforme.

As extensões totais das zonas termicamente afetadas medidas na superfície superior das amostras cortadas a laser são ilustradas na Figura 25 em amostras que representam as dimensões mais próximas aos valores médios obtidos em cada grupo. A menor potência de corte (2,5 kW) formou uma ZTA com dimensão média de 236 μm , enquanto a condição de 3 kW apresentou ZTA menos extensa, com dimensão média de 202 μm .

Figura 25 – Microscopias óticas com ampliação de 200x mostrando a extensão da ZTA na superfície superior da chapa em potência laser de: (a) 2,5 kW e (b) 3 kW



(a) Laser 2,5 kW

(b) Laser 3 kW

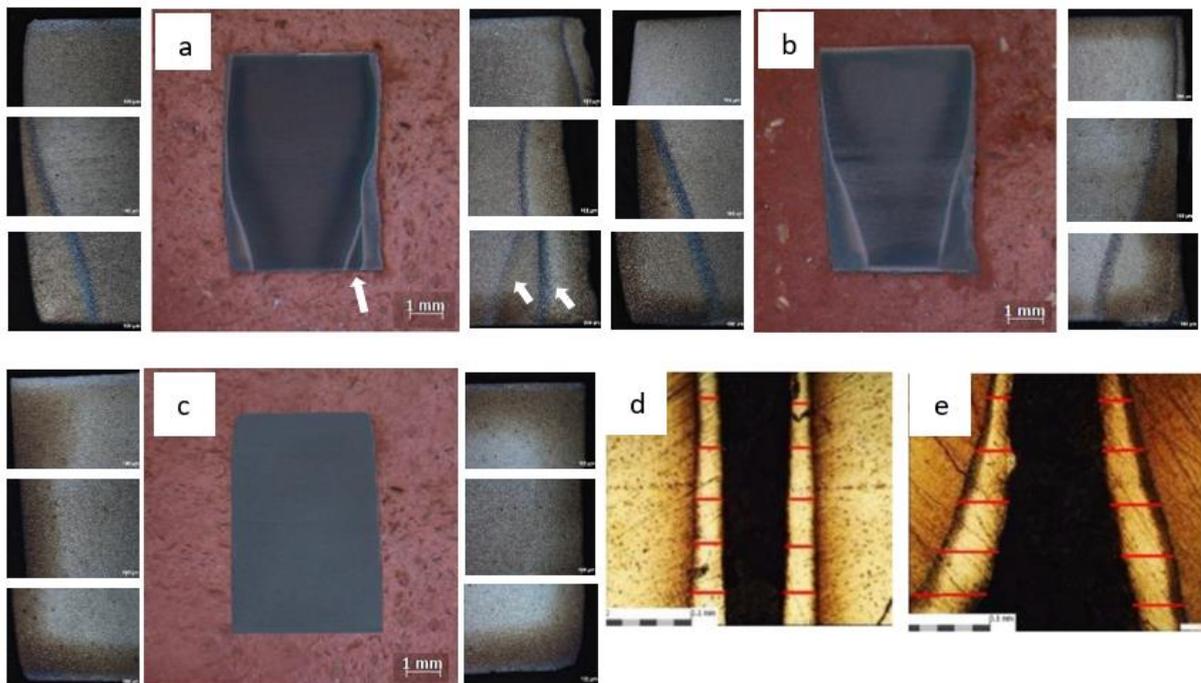
Fonte: Autor

A Figura 26 ilustra o comportamento das amostras quando submetidas aos diferentes processos de corte ao longo da espessura da chapa. A região superior das macroscopias representa a entrada do feixe de corte, e a inferior, sua saída. São destacadas as regiões de entrada, centro e saída do corte a partir de microscopia ótica em detalhes laterais na composição das figuras. A Figura 26c ilustra um espécime exposto a corte em jato d'água abrasivo. Destaca-se mais uma vez a manutenção das características microestruturais possibilitada pelo uso do processo sem inserção de carga térmica, permitindo a inalterabilidade do material base e a consequente ausência de fragilizações ou alterações microestruturais indesejadas ao longo do corte.

Comparando as ZTAs das amostras laser em 2,5 kW e 3 kW mostradas nas Figuras 26a e 26b, respectivamente, percebe-se que os parâmetros adotados no estudo não permitiram

a formação de ZTA estreita e linear, como observado por Tahir; Aqida (2017) como comportamento típico de um processo com seleção de parâmetros otimizados a partir do uso de laser em modo contínuo, como ilustrado na Figura 26d. Ao contrário disso, observa-se a formação de ZTA estreita na entrada do corte e ampla em sua saída (Figura 26e), tal qual a encontrada em seus estudos em espécimes submetidos a corte em laser pulsado.

Figura 26 - Macroscopias das amostras ao longo da espessura de corte com detalhes em microscopia ótica das regiões de entrada, centro e saída de corte: (a) Laser 2,5 kW; (b) Laser 3 kW; (c) Jato d'água abrasivo; (d) ZTA a partir de laser em modo contínuo, adaptado de Tahir; Aqida (2017); (e) ZTA a partir de laser em modo pulsado, adaptado de Tahir; Aqida (2017)



Fonte: Autor

Ainda conforme Tahir; Aqida (2017), a ZTA mais estreita na entrada do corte das amostras é explicada pelo resfriamento mais acelerado nesta região em comparação a área de saída do corte, e a formação de ZTA mais espessa é atribuída à ocorrência de pulsos sobrepostos, que criam gaps dentro de cada pulso e acabam aprisionando calor dentro do material. Esse aprisionamento de calor possibilita a formação de maior extensão de ZTA, bem como maiores transformações microestruturais dentro da ZTA. Em outras palavras, a seleção de velocidade de corte adequada e sua interação com a potência de laser suficiente ao trabalhar no modo pulsado é um fator mandatório, sendo capaz de controlar a separação dos pulsos e evitar a ocorrência dos gaps.

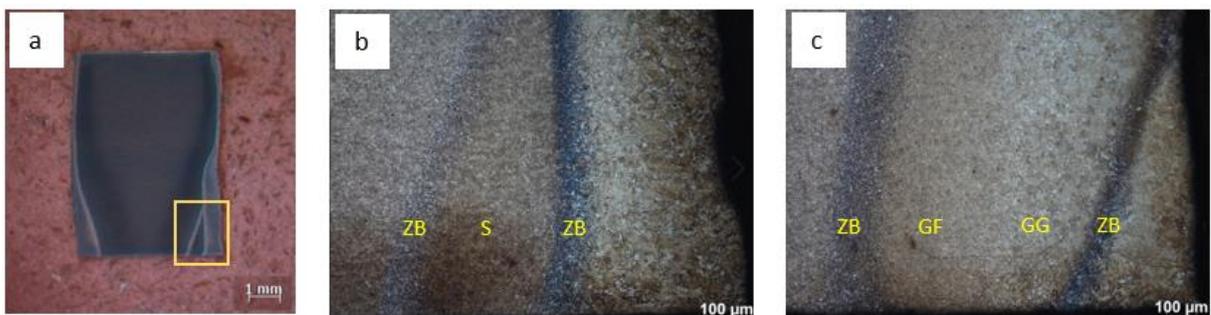
As amostras submetidas a corte laser apresentaram, igualmente, dimensão média levemente maior na condição exposta a menor carga térmica na região de saída do corte (1045

μm para 2,5 kW e 1015 μm para 3 kW). Conforme Tahir; Aqida (2017) a potência do corte por si só não é o fator mais significativo na formação da extensão ZTA em laser pulsado. Esta característica está relacionada a um conjunto de fatores, como potência de corte, velocidade de corte e modo de trabalho (contínuo ou pulsado), bem como a interação entre eles. De acordo com Spena (2017) a velocidade de corte tem maior influência na largura da ZTA, seguida pela pressão do gás de assistência e da interação entre a velocidade de corte e a potência do laser, respectivamente.

Apesar disso, não houve diferença significativa entre as extensões médias de ZTA aferidas na região de saída do corte ao longo da espessura da peça, visto que a diferença entre as extensões de ZTA em laser a 2,5 kW e 3 kW aferidas nesta região da peça é menor que 3%, estando essa variação compreendida pela resolução do equipamento utilizado, o que impossibilita afirmar existência de variação dimensional na ZTA a partir de potências de laser distintas nesta região. Ambas as amostras expostas a corte térmico obtiveram início de formação de ZTA a partir da região central do corte em sua porção esquerda, mostrando, mais uma vez, o comportamento não linear das transformações microestruturais decorrente dos parâmetros adotados.

A Figura 27 ilustra com maior detalhamento a formação de duas linhas que representam a zona branca na saída do corte da amostra de 2,5 kW mostrada previamente na Figura 26a, atestando a formação de dupla ZTA em 67% das amostras analisadas nesta condição.

Figura 27 – Formação de dupla ZTA na região de saída do feixe de corte em amostras laser 2,5 kW: (a) Detalhe da área de formação de dupla zona branca; (b) Formação de região superior (S) entre dupla zona branca; (c) Região de formação de grão grosseiro (GG) e grão fino (GF) entre formação de dupla zona branca



Fonte: Autor

A formação das regiões inseridas entre a dupla zona branca não obedece a um padrão definido nas amostras analisadas, podendo haver tanto a presença de zona superior (S), constituída por martensita e bainita revenidas (Figura 27b), como de grão grosseiro (GG) e

grão fino (GF) entre as regiões multifásicas (Figura 27c). Tais alterações microestruturais nas amostras submetidas a corte laser em 2,5 kW podem desempenhar funções importantes no padrão de comportamento de dureza do material, devendo refletir em suas propriedades resistentes.

A formação de dupla ZTA e a variação das regiões formadas entre a dupla zona branca, bem como sua relação com as regiões vizinhas pode servir como um fator de fragilização importante em corte laser 2,5 kW, principalmente em virtude das variações de dureza e de tamanho de grão decorrentes das diferenças microestruturais presentes. Apesar de os resultados sobre extensão de ZTA aferidos na região de saída do corte ao longo da espessura da peça aqui obtidos não serem definitivos por estarem dentro da margem de resolução do equipamento de medição, salienta-se que a análise compreendida na região da superfície superior da chapa vai ao encontro ao observado por Tahir; Aqida (2017) e Spena (2017), que também observaram maiores extensões de ZTA em amostras expostas a menor carga térmica em algumas faixas de parametrização abordadas em laser pulsado em seus estudos, na qual se variou a potência de corte e manteve-se a velocidade de corte constante, tal qual o apresentado neste estudo.

Baseado nos achados dos referidos autores, a explicação mais plausível para a formação de dupla ZTA sob laser em 2,5 kW aqui apresentada também consiste nesta majoração de zona afetada pelo calor pelo aprisionamento de calor possibilitado pelos pulsos sobrepostos, sendo sabido que este maior aprisionamento de calor ocasiona uma maior ZTA e consequentemente permite maiores transformações microestruturais nesta região.

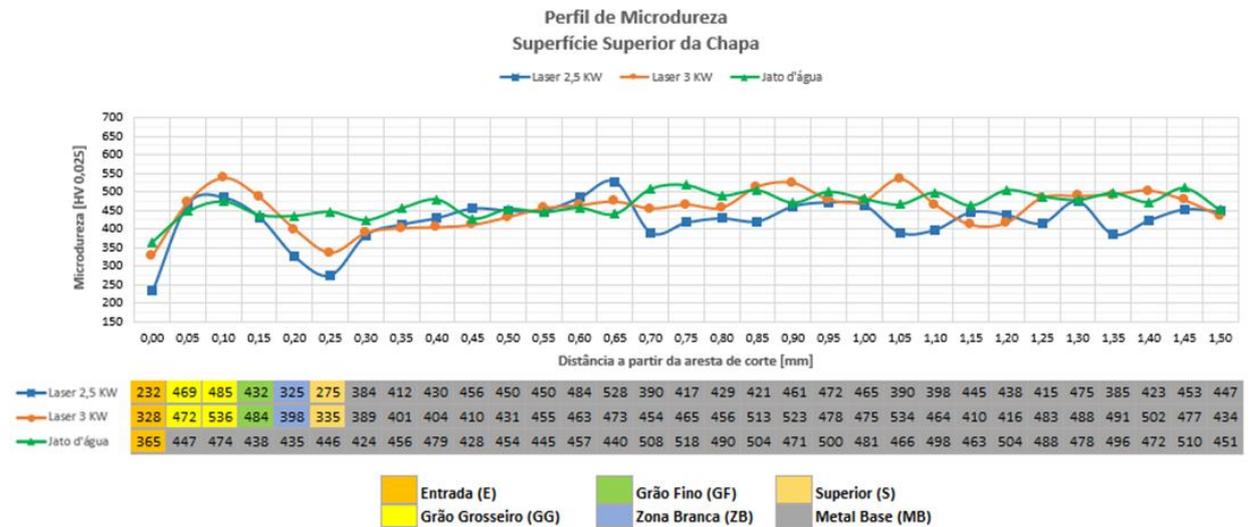
4.3 Microdureza

Os valores de microdureza medidos na face superior da chapa são apresentados na Figura 28 para as três condições de corte analisadas, sendo que a posição zero indica a aresta onde o corte foi iniciado, conforme exemplificado pela Figura 18b no item 3.6.3. As diferentes zonas que constituem a microestrutura do material estão identificadas seguindo o mapa de cores, que engloba os valores de dureza medidos em cada região.

As variações microestruturais resultam em características mecânicas localmente diferentes no material. As amostras submetidas a corte laser apresentaram variação de dureza semelhantes ao longo da ZTA. A diminuição da dureza na entrada do corte pode estar associada ao revenimento local durante o resfriamento do laser, e as regiões da ZTA compreendidas pelos grãos grosseiros e pelos grãos refinados apresentaram durezas

levemente mais elevadas do que a dureza média do material base, fato atribuído a alta taxa de resfriamento após o corte.

Figura 28 – Perfil de microdureza Vickers a partir da superfície superior da chapa para as condições de estudo

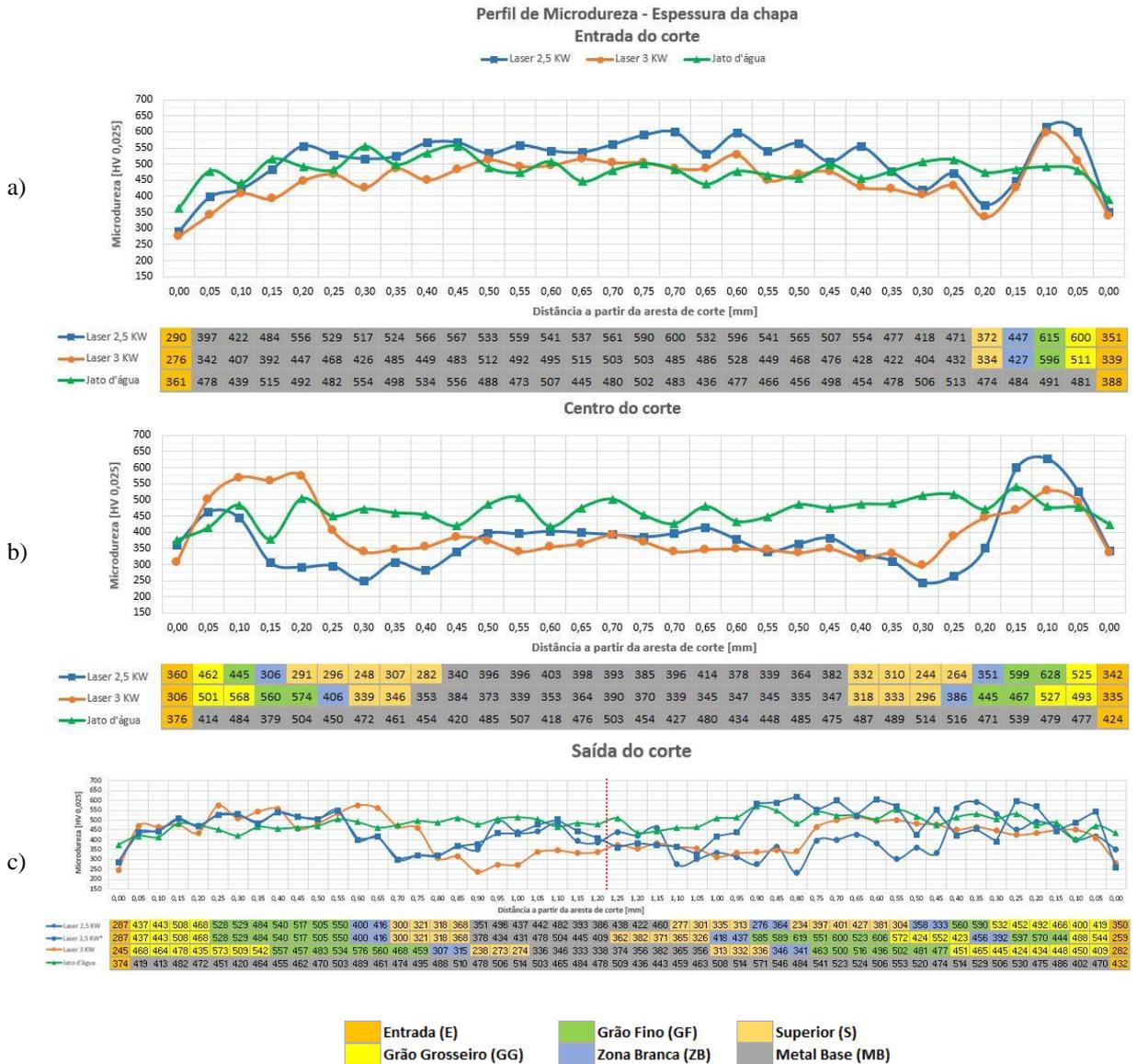


Fonte: Autor

Percebe-se queda significativa de dureza na região de transição entre a ZTA e o material base, com início a partir da zona multifásica, sendo esta região amolecida um ponto de grande fragilização e de redução da resistência mecânica do material. O corte em jato d'água abrasivo, por estar isento de aplicação de carga térmica nas peças, não forma zonas afetadas pelo calor. Dessa forma, a microestrutura continua sendo constituída pelo material de base ao longo de toda a superfície de corte, preservando-se a microestrutura martensítica e inibindo o surgimento de fragilizações decorrentes de processo e variações indesejadas no comportamento do material.

A Figura 29 ilustra o comportamento de dureza aferido ao longo da espessura de corte para as três condições de estudo, compreendendo as regiões de entrada, centro e saída do corte em relação à espessura da chapa. A posição zero indica a aresta onde o corte foi iniciado, conforme exemplificado pela Figura 18a no item 3.6.3. O comportamento de dureza das amostras observado ao longo da espessura de corte segue o padrão observado nas medições superficiais, principalmente nas seções de entrada do corte e centro do corte. Observa-se a variação típica de dureza ao longo da ZTA dos espécimes laser, bem como o alargamento da ZTA em direção à saída do corte, além do comportamento mais linear das amostras submetidas a corte em jato d'água abrasivo.

Figura 29 – Perfil de microdureza Vickers a partir da espessura da chapa para as condições estudadas: (a) Entrada do corte; (b) Centro do corte e (c) Saída do corte



Em virtude da formação de dupla ZTA na região de saída do corte das amostras submetidas a corte laser em 2,5 kW, uma análise adicional de dureza a partir do comportamento microestrutural não padronizado das amostras na aresta direita do corte se fez necessária. A porção localizada à direita da linha vermelha tracejada (Figura 29c) ilustra esta variação de dureza advinda das variações microestruturais percebidas nesta região das amostras, ilustrada previamente pela Figura 27. Quando analisados os resultados de dureza ao longo da aresta direita do corte, o espécime laser 2,5 kW aparenta ter sido mais afetado na região de saída do feixe de corte, formando ZTA ligeiramente mais extensa e com maior fragilização ocasionada pela formação de dupla zona branca.

Reitera-se que a formação dos microconstituintes entre as zonas brancas dos espécimes laser 2,5 kW não segue um padrão definido, podendo ter a presença de zona amolecida (superior) ou de alta dureza (grão grosseiro e grão fino) entre as regiões multifásicas. Tais alterações microestruturais desempenham funções importantes no padrão de comportamento das propriedades de dureza do material, além de servir como fator de concentração de tensões adicional em virtude da variação de tamanho de grão observada em cada região descrita, devendo refletir negativamente em suas propriedades mecânicas.

O corte em jato d'água abrasivo, por estar isento de aplicação de carga térmica nas peças, não forma zonas afetadas pelo calor. Ademais, os valores de microdureza aferidos nas arestas de corte são similares aos encontrados na região de material base da liga, comprovando a não ocorrência de encruamento a partir da incidência do feixe de corte em suas arestas. Dessa forma, a microestrutura continua sendo constituída em sua totalidade pelo material de base predominantemente martensítico ao longo de toda a superfície de corte, não sendo percebidas grandes variações de dureza que causariam alterações indesejadas no comportamento mecânico do material.

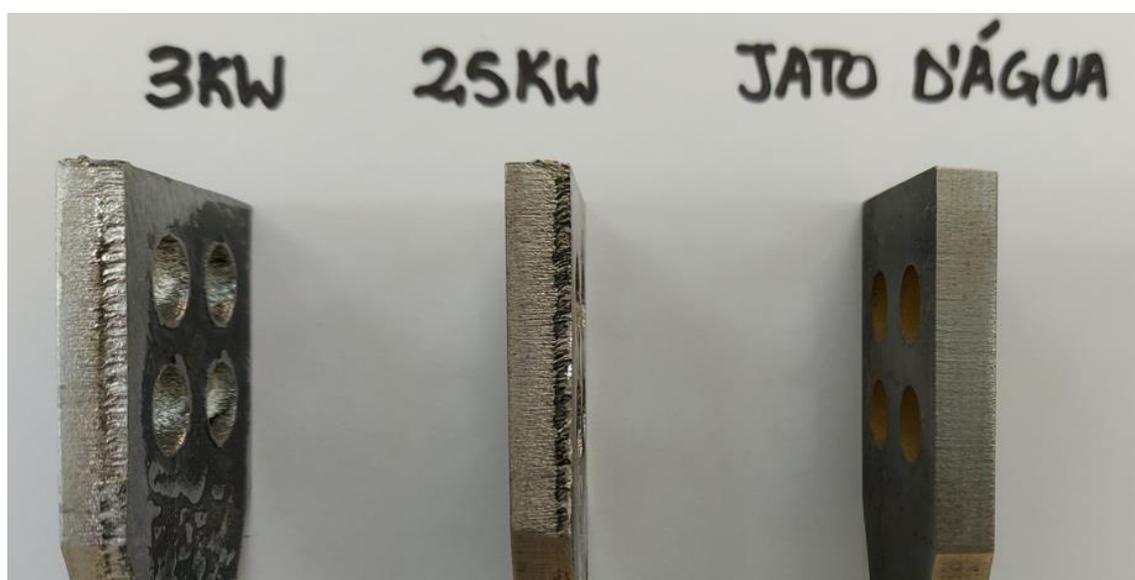
A região compreendida pelo material base apresentou variações de dureza entre algumas amostras, apesar da igual parametrização do processo de estampagem a quente. Esse fato é explicado pela etapa de transferência entre o forno e a matriz ser manual, podendo haver variações entre tempos de movimentação que acabam interferindo na transformação microestrutural. Em termos gerais, foram encontrados valores superiores a 400HV, que indicam a presença majoritária de martensita na microestrutura do mesmo material estampado a quente estudado por outros autores, como Fuhr (2018) e Soccol (2022).

No entanto, também se percebem valores de dureza abaixo de 400HV nesta zona do material, indicando presença majoritária de bainita na constituição do material base em alguns espécimes, como observado por Golling et al., (2019) em algumas de suas análises sobre 22MnB5 estampado a quente. A maior presença de bainita no material base de alguns espécimes pode estar atrelada ao maior tempo de transferência de algumas amostras entre o forno e a prensa, visto que esta etapa do processo foi conduzida manualmente, retardando o rápido resfriamento no interior da matriz com canais refrigerados e impedindo a transformação martensítica.

4.4 Análise de Rugosidade

As análises de rugosidade média visam determinar a influência gerada na qualidade do acabamento superficial a partir de cada parâmetro de corte. Em um primeiro momento, percebe-se a partir de inspeção visual grande variação de qualidade superficial entre os cortes a laser e jato d'água abrasivo, conforme Figura 30. O corte em jato d'água abrasivo proporcionou acabamento superior, com superfície lisa. Já os cortes a laser sob duas potências de corte distintas, apresentaram superfícies bastante rugosas, podendo servir como concentradores de tensão indesejados em componentes submetidos a cargas cíclicas ou estáticas. O acabamento após corte em laser não foi satisfatório, indicando a necessidade de adoção de novos parâmetros de corte para o material nesta espessura.

Figura 30 – Variação da qualidade superficial da peça sob diferentes parâmetros de corte: (a) Laser 3 kW; (b) Laser 2,5 kW; (c) Jato d'água abrasivo



(a) Laser 3 kW

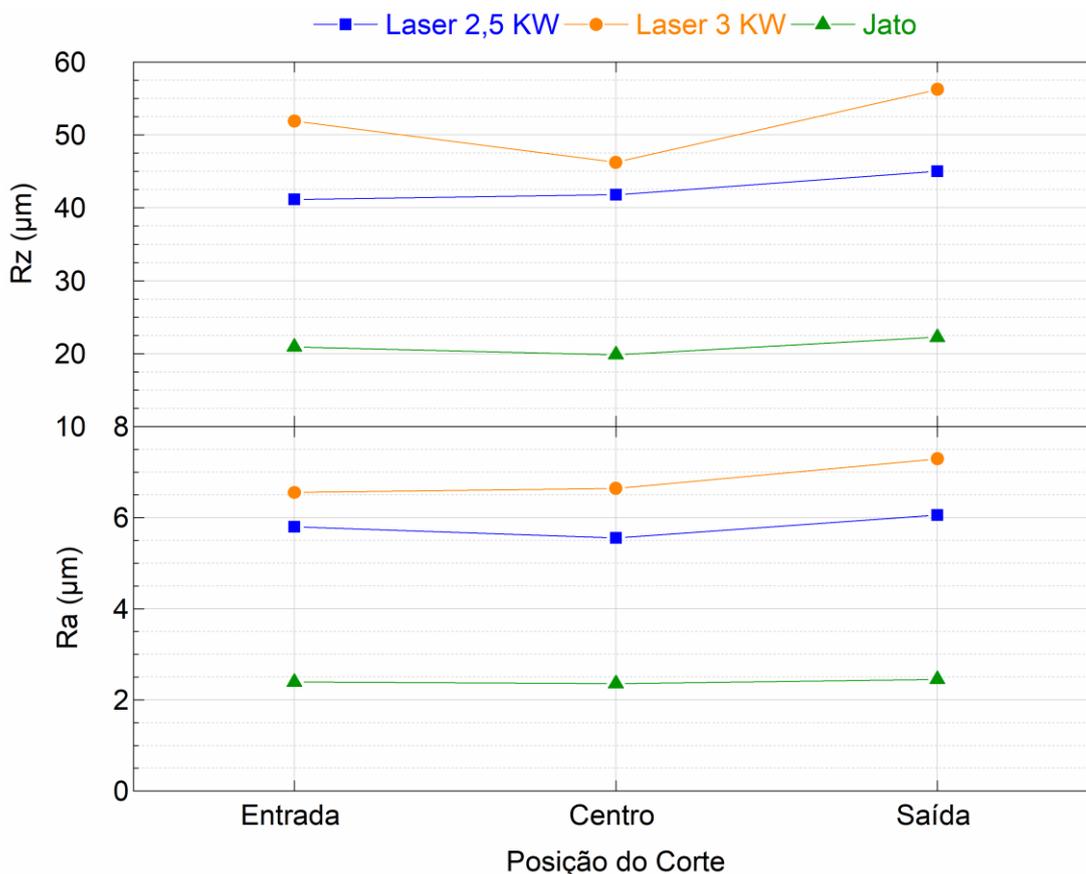
(b) Laser 2,5 kW

(c) Jato d'água abrasivo

Fonte: Autor

A análise a olho nu não permite identificar qual a superfície mais rugosa dentre os espécimes submetidos a corte laser. A Figura 31 apresenta em forma gráfica a variação da rugosidade da chapa ao longo da espessura de corte, compreendendo as regiões de entrada, centro e saída do feixe de corte conforme esquematizado pela Figura 19 do item 3.6.4.

Figura 31 - Variação da qualidade de corte ao longo da espessura da chapa



Fonte: Autor

A menor rugosidade do corte em jato d'água abrasivo fica evidenciada, assim como seu comportamento mais linear ao longo do corte. Quanto aos cortes a laser, observam-se valores de rugosidade bastante próximos entre as duas condições, principalmente quando levados em consideração o índice Ra. Em ambas potências de corte laser é possível verificar que houve uma maior variação de rugosidade na transição entre o centro e a saída do corte, região para a qual o material fundido é soprado pelo gás de assistência e acaba se solidificando sob a forma de escória.

No entanto, percebe-se a majoração desta diferença ao longo da espessura de corte no espécime submetido a potência térmica de 3 kW, em que houveram maiores intervalos entre os picos e os vales. Isso pode ser atribuído, conforme Spena (2017) a grande energia térmica introduzida na chapa pela alta potência do feixe laser, onde queimas laterais mais intensas podem promover a ocorrência de estrias com maiores distâncias pico – vale. A acentuada rugosidade observada no processo laser, bem como sua variação ao longo do corte são concentradores de tensão importantes e podem refletir negativamente nas propriedades

resistentes do material. A Tabela 9 permite comparar os resultados médios obtidos na análise de rugosidade em forma numérica.

Tabela 9 - Resultados médios da avaliação de rugosidade

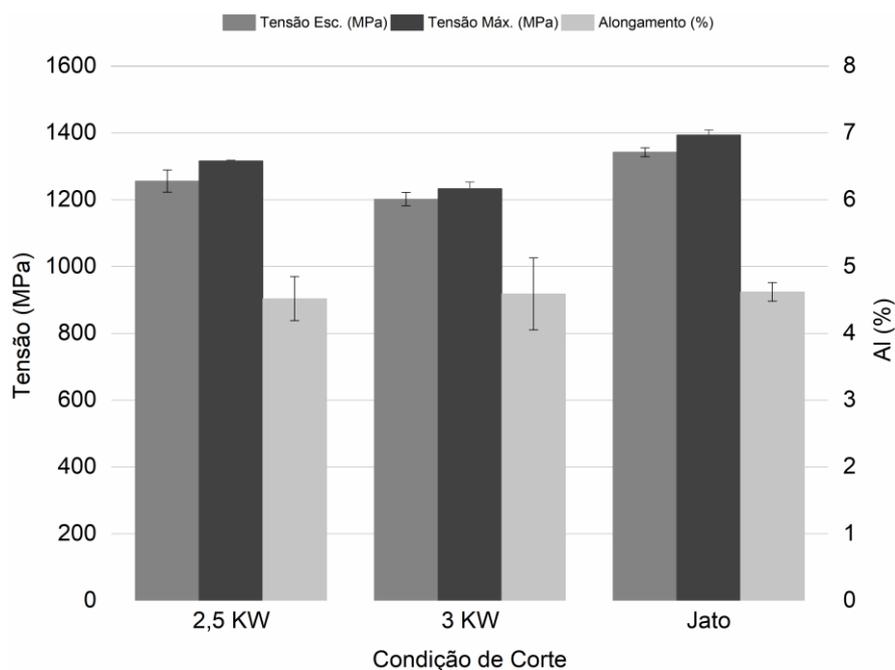
	Ra (μm)			Rz (μm)		
	Jato	Laser 2,5 kW	Laser 3 kW	Jato	Laser 2,5 kW	Laser 3 kW
Entrada do corte	2,393	5,797	6,550	20,926	41,148	51,889
Centro do corte	2,358	5,554	6,643	19,861	41,808	46,224
Saída do corte	2,452	6,055	7,292	22,248	44,989	56,242

Fonte: Autor

4.5 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração avaliam comparativamente as propriedades de tensão de escoamento, tensão máxima e alongamento para as condições de corte do estudo. As médias dos resultados do ensaio de tração para os corpos de prova dotados de furação central e seus respectivos erros padrão são apresentados na Figura 32.

Figura 32 - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova com furação central



Fonte: Autor

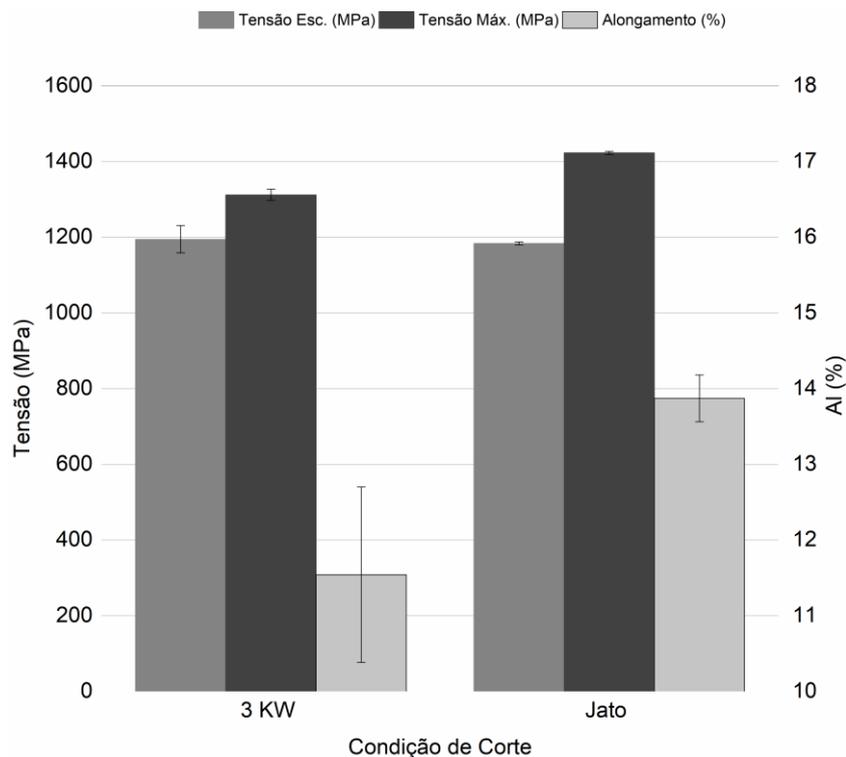
A presença do furo na região central dos corpos de prova atuou como grande concentrador de tensão, fazendo com que os espécimes rompessem logo após atingir suas tensões limites de escoamento em todas as condições. O baixo alongamento encontrado em

todas as condições de corte também pode ser atribuído a este fator. Percebe-se a alta resistência à tração da liga em todas as condições de corte, com destaque ao desempenho superior do corte em jato d'água abrasivo em todos os parâmetros analisados, chegando à tensão máxima próxima a 1400 MPa. Seu melhor desempenho e menor erro padrão podem ser justificados pelo excelente acabamento da superfície de corte e pela não alteração microestrutural, permitindo um comportamento mais uniforme quando submetido a esforço.

O menor alongamento dos corpos de prova cortados a laser pode ser atribuído a maior rugosidade do processo e às maiores variações de dureza, que atuam como concentradores de tensão adicionais. Entre os espécimes submetidos a corte em laser, o pior desempenho da condição sob potência de 3 kW pode estar atrelado à sua maior rugosidade média, bem como às maiores variações de rugosidade ao longo da espessura de corte, quando consideradas as transições entre entrada, centro e saída do corte. Essa diferença entre picos e vales de rugosidade na região de acabamento superficial da amostra é um grande concentrador de tensão, a partir do qual pode se desencadear o ponto de início da falha.

As médias dos resultados do ensaio de tração para os corpos de prova desprovidos de furação central e seus respectivos erros padrão são apresentados na Figura 33.

Figura 33 - Resultados do ensaio de tração nos corpos de prova sem furação central



Fonte: Autor

A ausência de furo na região central dos CPS reduziu o nível de concentração de tensões, fazendo com que o intervalo entre o escoamento e a ruptura fosse aumentado, bem como o alongamento. A semelhança na tensão limite de escoamento média entre os cortes está atribuída ao elevado erro padrão da condição de 3 kW. Quando comparadas a condição de maior aporte térmico e a condição de ausência térmica no corte, evidencia-se mais uma vez as melhores propriedades alcançadas pelo corte em jato d'água abrasivo, no entanto ressalta-se a elevada resistência à tração do espécime laser.

As propriedades mecânicas de tração em todas as condições analisadas apresentam valores elevados e estão em conformidade ao encontrado por outros autores que realizaram pesquisas com o mesmo material, como Soccol (2022), Fuhr (2018) e Almeida (2021). O menor erro padrão observado nos corpos de prova cortados em jato d'água abrasivo pode ser justificado pelo acabamento liso da superfície de corte e pela não alteração microestrutural, permitindo um comportamento mais uniforme quando submetido a esforço.

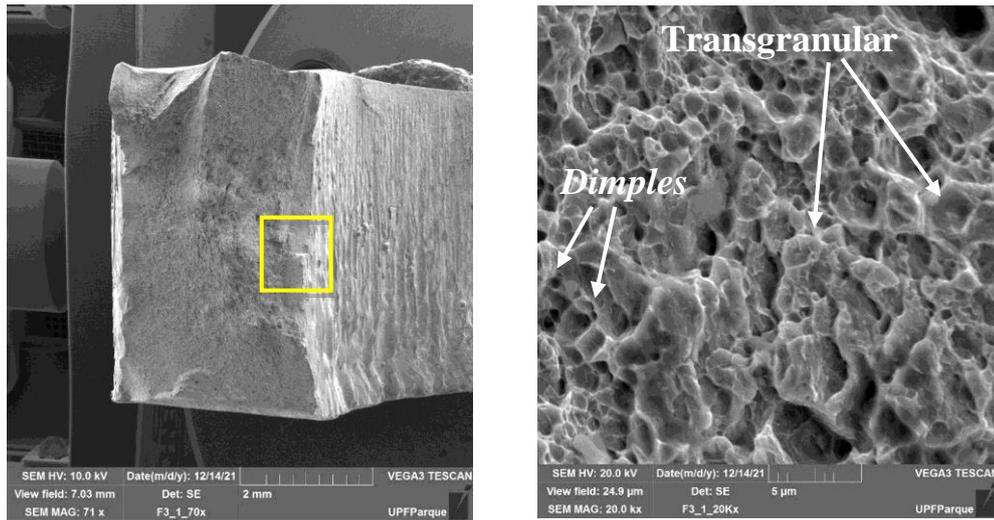
4.6 Fractografias de Tração

Análises das superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos a ensaios de tração foram conduzidas visando identificar o modo de falha do material. As rupturas das amostras submetidas a tração são oriundas de sobrecarga estática, não sendo possível identificar com exatidão o ponto de início e propagação da falha. O critério de seleção adotado para esta análise consiste na menor resistência máxima à tração encontrada em cada grupo ensaiado.

A Figura 34 ilustra a fractografia da amostra submetida a corte laser em potência de 3 kW em corpo de prova com furação central, tendo sido esta a condição de menor resistência mecânica encontrada nos ensaios. A presença de transgranulares na borda do furo coincide com a superfície mais rugosa observada nesta condição e permite identificar o comportamento mais frágil da amostra nesta região, corroborando com a teoria de que o pior acabamento superficial proporcionado pela maior formação de escória sob maior potência de corte pode ter sido o ponto de nucleação da falha.

No entanto, vencida a região superficial da amostra a propagação da falha ocorrida ao longo do material base é dúctil, dada a presença de *dimples* e caracterizando fratura mista. A maior concentração de energia térmica pode ter feito com que a formação de concentradores de tensão entre os limites de grão fosse ampliada, reduzindo a transformação plástica do material e favorecendo o arrancamento dos grãos.

Figura 34 - Fractografia CP laser 3 kW com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura



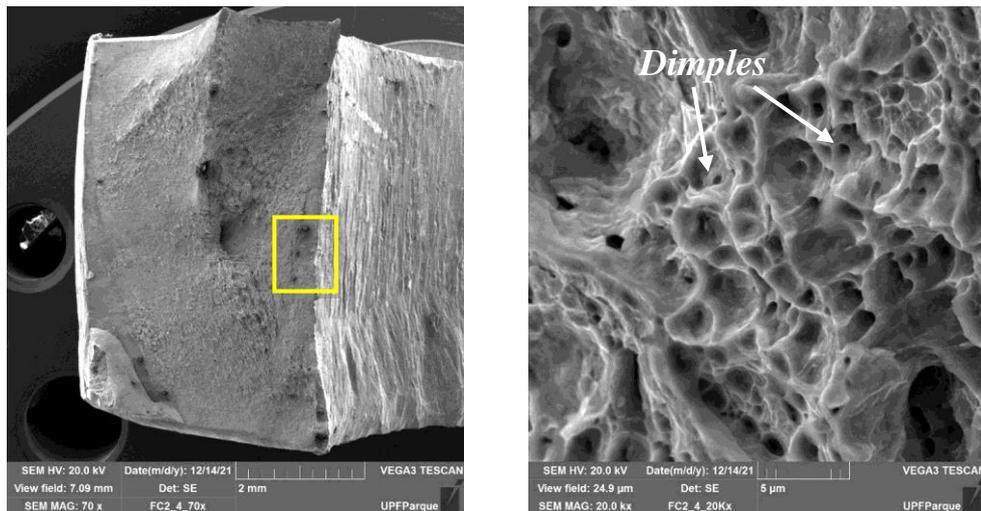
(a) Região de análise

(b) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A Figura 35 apresenta a fractografia da amostra cortada em laser a 2,5 kW de potência em CP com furação central, onde observa-se presença majoritária de *dimples*, caracterizando uma fratura dúctil.

Figura 35 - Fractografia CP laser 2,5 kW com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura



(a) Região de análise

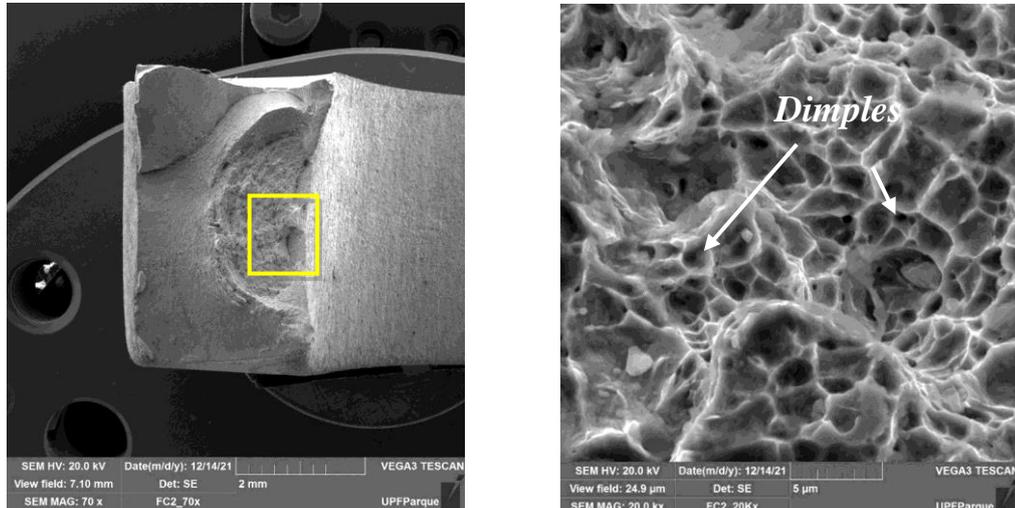
(b) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A Figura 36 corresponde a análise fractográfica da amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo em corpo de prova com furação central. A condição de isenção de aporte térmico obteve os resultados mais expressivos para tensão limite de escoamento, tensão

máxima e alongamento. A presença de *dimples* na amostra caracteriza modo de falha dúctil e auxilia no entendimento do exposto, sendo sabido que esse tipo de falha acontece de maneira menos abrupta em virtude da maior ductilidade, ausência de ZTA e menor variação de tamanho de grão.

Figura 36 - Fractografia CP jato d'água abrasivo com furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura



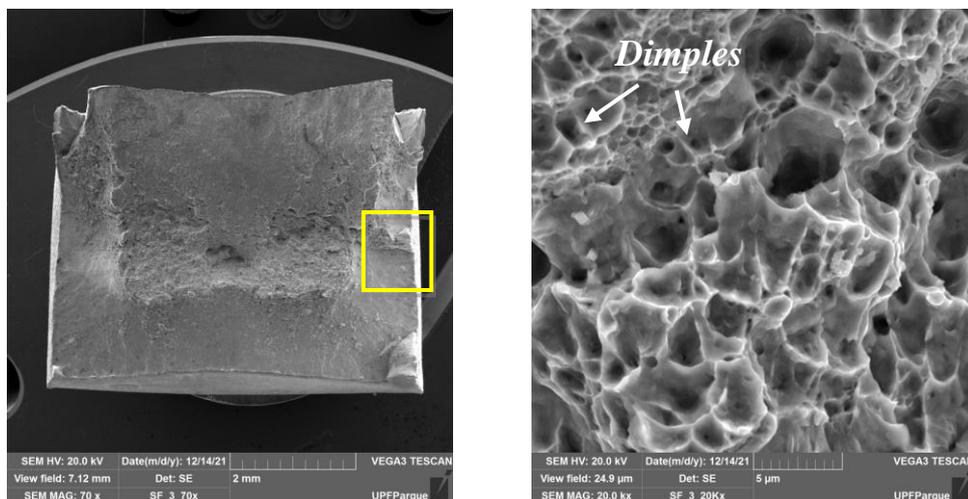
(a) Região de análise

(b) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A Figura 37 apresenta a fractografia da amostra submetida a corte a laser em potência de 3 kW em corpo de prova sem furação central.

Figura 37 - Fractografia CP laser 3 kW sem furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura



(a) Região de análise

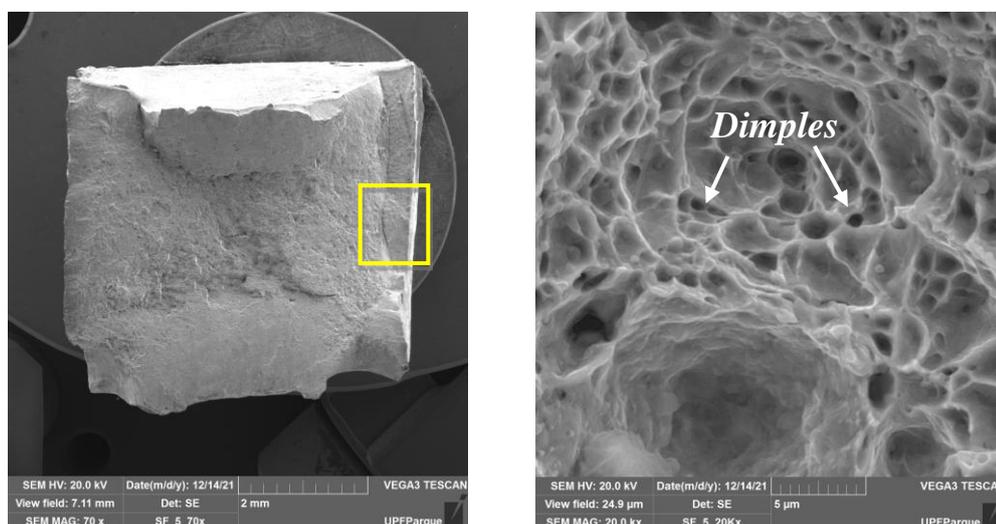
(b) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A presença de *dimples* na amostra caracteriza modo de falha dúctil. O comportamento mais dúctil desta amostra quando comparado a mesma condição de aporte térmico mostrado anteriormente para o corpo de prova com furação central pode estar vinculado ao fator de concentração de tensões induzido pela furação central do espécime, ausente nesta condição, que elevou o alongamento para 11,54%.

A Figura 38 ilustra a fractografia da amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo em corpo de prova sem furação central, onde a presença de *dimples* caracteriza modo de falha dúctil, sendo esta condição de corte novamente a detentora dos melhores resultados do ensaio. Diante disso, ficam evidentes os benefícios que a menor concentração de tensões oriundas da menor rugosidade, da inexistência de zonas termicamente afetadas e da maior padronização granulométrica exercem sobre o comportamento mecânico da liga quando exposta a cargas trativas.

Figura 38 - Fractografia CP jato de água abrasivo sem furação central: (a) região de análise; (b) superfície de fratura



(a) Região de análise

(b) Superfície de fratura

Fonte: Autor

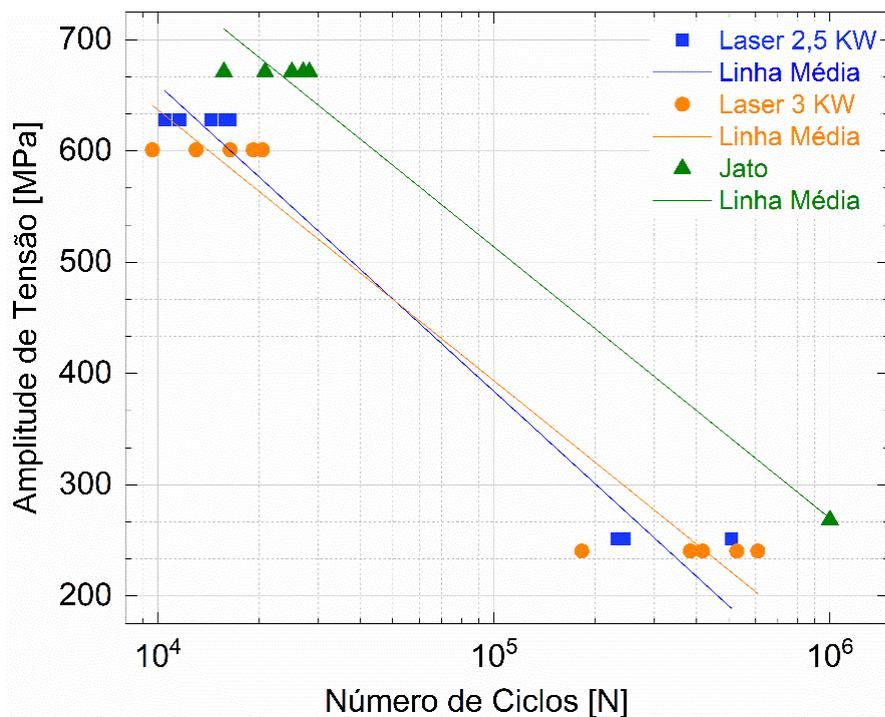
O comportamento dúctil neste material de elevada dureza e baixa ductilidade quando submetido a cargas trativas pode ser atribuído a presença benéfica de nióbio e molibdênio na liga. Almeida (2021) comparou a resistência à tração dos aços 22MnB5 e 22MnB5 + NbMo estampados a quente e submetidos posteriormente ao processo de soldagem laser. Em seus estudos, as amostras do aço comercial obtiveram comportamento majoritariamente frágil, enquanto as amostras que receberam adições de nióbio e molibdênio foram caracterizadas por comportamento dúctil. O autor cita que o comportamento da fratura é controlado pelo tamanho de grão pré-austenítico (PAGS) em aços martensíticos e que a adição de Nb e Mo na

liga atua no refino de grão austenítico nas zonas afetadas pelo calor, proporcionando este comportamento. Seus achados reforçam os benefícios que a adição conjunta desses dois elementos químicos causam na maior ductilidade da liga.

4.7 Ensaio de Fadiga

A Figura 39 apresenta o diagrama S-N resultante das análises de fadiga para as três condições de corte do estudo quando submetidas a cargas relativas a 20% e 50% da tensão limite de escoamento média obtida a partir dos ensaios de tração. Todos os corpos de prova que apresentaram rompimento durante os ensaios falharam na região central das amostras, em região compreendida pelo fator de concentração de tensões induzido pela presença de furação. Os espécimes submetidos a corte sem aporte térmico obtiveram desempenho superior em ambas as amplitudes de tensão analisadas, seguidos dos corpos de prova cortados com a presença de aporte térmico em 3 kW e 2,5 kW, respectivamente.

Figura 39 – Diagrama S-N



Fonte: Autor

Quando submetidas a tensões mais baixas, 4 entre as 5 amostras submetidas a laser com potência de corte de 2,5 kW concentraram-se na linha próxima a 250.000 ciclos, mostrando preponderância a este comportamento. A imensa maioria dos espécimes expostos a

corte laser em 3 kW apresentou desempenho superior para esta mesma faixa de tensão, alcançando 400.000 ciclos ou mais. Os resultados de fadiga para o corte a laser em 3 kW apresentam linha média com inclinação mais suave quando comparados às amostras de 2,5 kW, explicitando seu melhor desempenho. A formação de dupla ZTA sob potência de corte de 2,5 kW pode ter sido o fator de maior importância neste resultado, tendo encontrado fragilizações adicionais devido às maiores variações microestruturais e do padrão de dureza em comparação aos espécimes laser 3 kW.

O fato de as amostras submetidas a laser em 2,5 kW terem apresentado melhores resultados em tração e piores em fadiga quando comparadas às amostras laser 3 kW encontra fundamento em pesquisas anteriores. Parareda et al., (2021) avaliou o efeito do tratamento térmico sobre a resistência à fadiga do aço 22MnB5 estampado a quente, em que ficou evidenciada a alta sensibilidade ao entalhe do material, sendo que a maior resistência à tração aumentou a sensibilidade ao entalhe de fadiga reduzindo ligeiramente sua resistência às cargas cíclicas.

Já está bem estabelecido que a resistência à fadiga dos aços estampados a quente é governada pela inserção de defeitos provenientes das operações de corte posteriores ao processo de estampagem, como mostram os trabalhos de Parareda et al., (2020), Lara; Picas; Casellas (2013) e Casellas et al., (2019). Todas as 5 amostras que utilizaram jato d'água abrasivo como processo de corte atingiram vida infinita sob tensões mais baixas, realçando o comportamento excepcional do aço 22MnB5 + NbMo nesta condição em função da menor inserção de defeitos nas arestas de corte. Assim, esse resultado confirma o processo de corte em jato d'água abrasivo como uma alternativa de corte a frio acertada em relação ao corte térmico a laser.

Apesar de os resultados de corte em jato d'água abrasivo serem excepcionais, salienta-se a expressividade dos resultados obtidos em tensões mais baixas a partir de corte térmico posterior à estampagem a quente na liga 22MnB5 modificada com adições de Nb e Mo. Os resultados de fadiga menos expressivos estão atrelados ao uso de laser em 2,5 kW, com resistência em faixa preponderante de 250.000 ciclos. Casellas et al., (2019) afirmam que do ponto de vista do projeto, as peças de chassis de caminhão são geralmente dimensionadas para resistir a uma vida útil de fadiga de 100.000 ciclos, sendo esta solicitação menor que a metade do atingido pela pior condição sob corte térmico deste estudo.

Os resultados obtidos também indicam que a liga, em todas as condições de corte abordadas, não se beneficia de sua elevada resistência mecânica quando exposta a faixas de tensões mais elevadas, como mostra a região superior esquerda do diagrama, apresentando

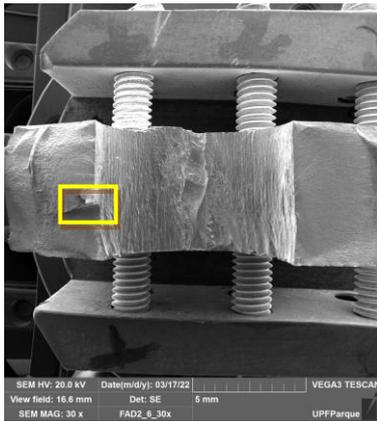
desempenho em fadiga semelhante ao de aços estruturais comuns para esta mesma condição. Também é percebido que em altas amplitudes de tensão a diferença em número de ciclos entre os processos de corte é pequena. Resultados semelhantes foram encontrados nesta faixa de tensão por Almeida (2021), que comparou a resistência a fadiga em chapas de 22MnB5 comercial e modificadas com adições de Nb e Mo soldadas a laser após estampagem a quente.

4.8 Fractografias de Fadiga

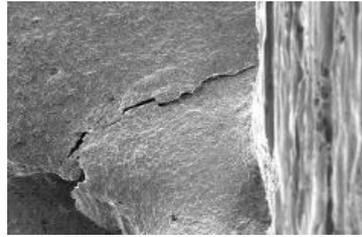
Análises das superfícies de fratura dos corpos de prova submetidos a ensaios de fadiga foram conduzidas com o intuito de identificar o possível ponto de início e propagação da trinca de fadiga, bem como o micromecanismo de falha do material. As análises se deram sobre o corpo de prova que representa o comportamento mais próximo à média percebida em cada grupo ensaiado, considerando-se o número de ciclos obtidos até a falha. Em ambas as amplitudes de tensão analisadas, todos os corpos de prova expostos a corte laser tiveram como ponto de nucleação de falha a borda interna do furo em local de transição entre as regiões de entrada, centro ou saída do corte ao longo da espessura da peça, marcada por alta variação de rugosidade, como mostrado nas regiões centrais dos corpos de prova ilustrados a seguir.

As zonas de propagação da falha coincidem com as regiões compreendidas pela área de formação de ZTA ao longo da espessura de corte dos espécimes laser, onde a grande variação microestrutural resulta em comportamento não linear de dureza. Tal análise explica o fato de a menor potência em corte laser (2,5 kW) ter apresentado os resultados menos expressivos em fadiga. A Figura 40 apresenta a fractografia da amostra cortada a laser em potência de 2,5 kW e submetida a condição de baixa amplitude de tensão. O ponto de início da falha se situa na borda interna do furo, em região localizada na porção direita da saída do corte, conforme destacado pela Figura 40a e ilustrado em maior ampliação na Figura 40b. A superfície de fratura é ilustrada pela Figura 40c.

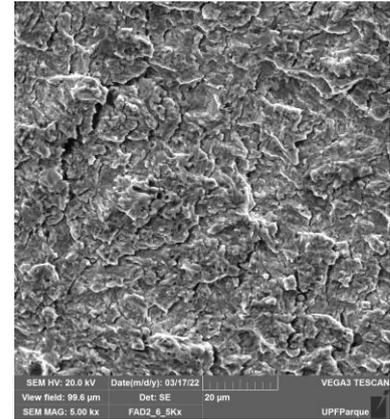
Figura 40 - Fractografia laser 2,5 kW alto ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura



(a) Ponto de nucleação



(b) Início da trinca



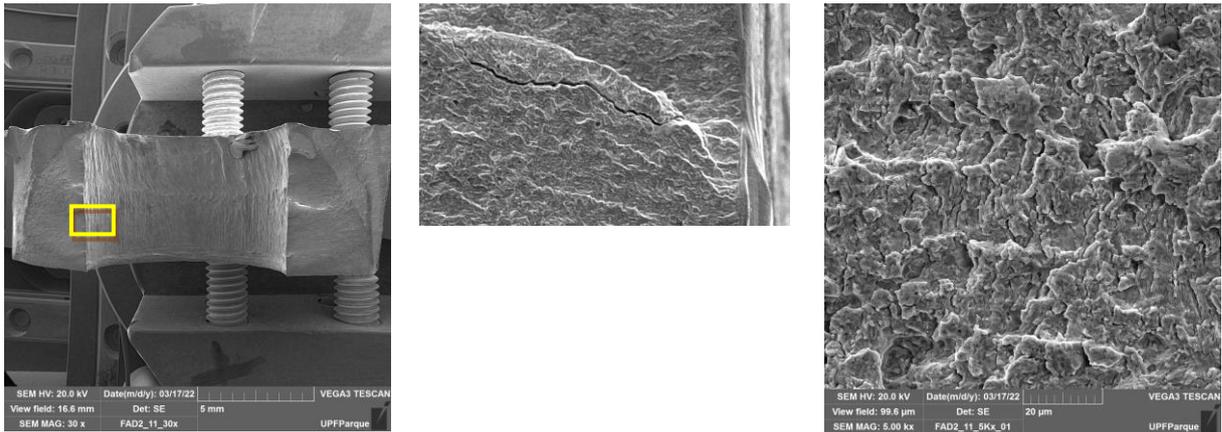
(c) Superfície de fratura

Fonte: Autor

É percebido que a maior concentração de tensão ocasionada por fator geométrico está localizada na borda do furo, e se inicia na região de saída do corte ao longo de sua espessura, onde ocorrem grandes variações de rugosidade. A trinca nucleada na região superficial direita do furo da amostra se propaga ao longo da ZTA, onde encontra dupla zona fragilizada nas amostras expostas a 2,5 kW, levando menos ciclos até atingir a falha. Como visto nas figuras seguintes, a totalidade de amostras analisadas nas três condições de estudo, em ambas as amplitudes de tensão, apresentou comportamento de falha frágil pelo mecanismo de clivagem em fratura transgranular, justificado pela alta dureza da liga após processamento por estampagem a quente.

A Figura 41 apresenta a fractografia da amostra cortada em laser a 2,5 kW de potência e submetida a condição de alta amplitude de tensão. O ponto de início da falha também se situa na borda interna do furo, em região localizada na porção direita da saída do corte, conforme destacado pela Figura 41a e ilustrado em maior ampliação na Figura 41b. A superfície de fratura é ilustrada pela Figura 41c.

Figura 41 - Fractografia laser 2,5 kW baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura



(a) Ponto de nucleação

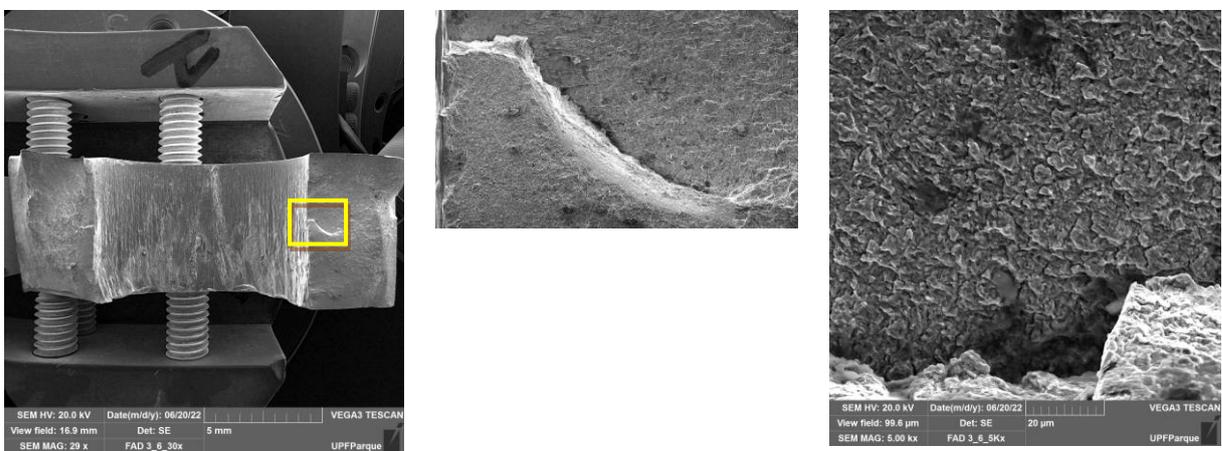
(b) Início da trinca

(c) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A Figura 42 ilustra a análise fractográfica da amostra exposta à potência laser de 3 kW e submetida a condição de alta amplitude de tensão. O ponto de início da falha se situa na borda interna do furo, em região localizada na porção central da peça, onde se observam as maiores variações de rugosidade conforme destacado pela região central da Figura 42a. O ponto de nucleação e o sentido de propagação da trinca são ilustrados em maior ampliação na Figura 42b. A superfície de fratura é ilustrada pela Figura 42c.

Figura 42 - Fractografia laser 3 kW baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura



(a) Ponto de nucleação

(b) Início da trinca

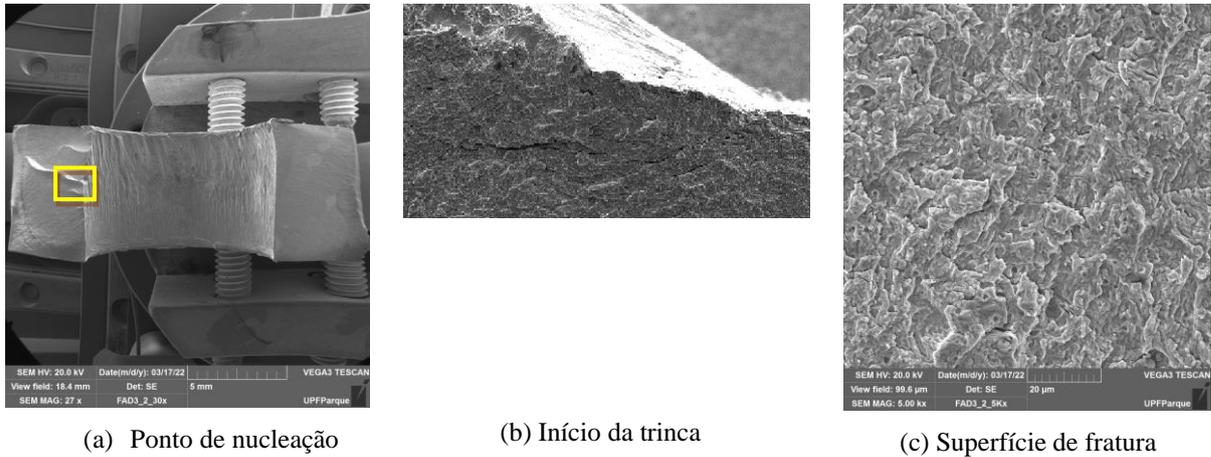
(c) Superfície de fratura

Fonte: Autor

A Figura 43 mostra a fractografia da amostra cortada a laser em potência de 3 kW e submetida a condição de baixa amplitude de tensão. O ponto de início da falha se situa na

borda central interna do furo, destacada pela Figura 43a e ilustrada em maior ampliação na Figura 43b. O ponto de início da falha fica localizado na região interna do furo em local de transição entre o centro e a saída do corte, marcado por alta variação entre picos e vales de rugosidade. A superfície de fratura é ilustrada pela Figura 43c.

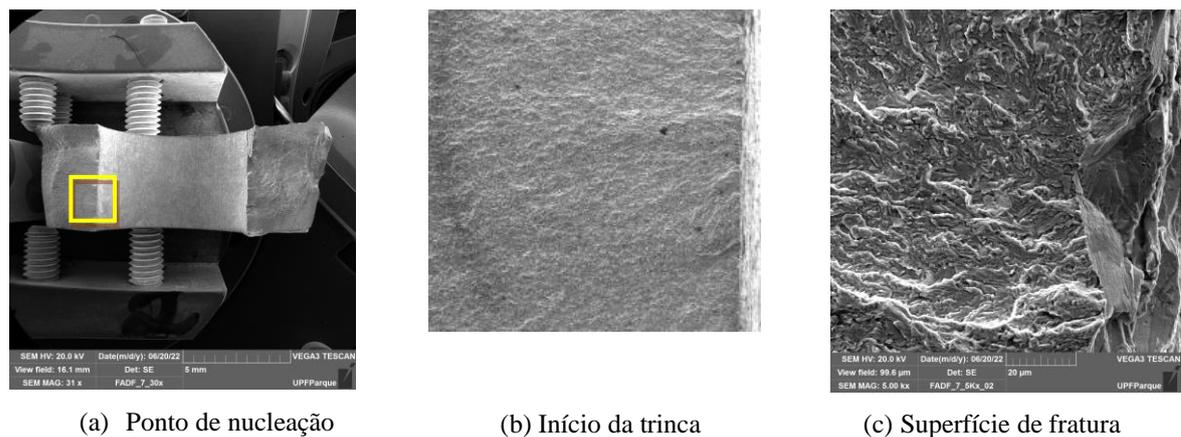
Figura 43 - Fractografia laser 3 kW alto ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura



Fonte: Autor

A Figura 44 apresenta a fractografia da amostra submetida a corte em jato d'água abrasivo e exposta à condição de alta amplitude de tensão. Em virtude da ausência de zonas de fragilização e da excelente rugosidade superficial, é admitido que as amostras submetidas a corte em jato d'água abrasivo tenham tido ponto de nucleação de falha a partir de defeitos microestruturais, como intrusões, mostrada em destaque na Figura 44c.

Figura 44 - Fractografia jato d'água abrasivo baixo ciclo: (a) ponto de nucleação da falha no corpo de prova; (b) região de início da trinca; (c) superfície de fratura



Fonte: Autor

5 CONCLUSÃO

O presente estudo teve como objetivo analisar a influência da variação do processo de corte na resistência à fadiga do aço 22MnB5 + NbMo estampado a quente. Os resultados mostram a partir de análises química, metalográfica e de microdureza que o material base revelou a transformação predominantemente martensítica desejada, atestando a acertada parametrização e execução do processo de estampagem a quente no estado inicial da pesquisa.

Os cortes mostram qualidade de acabamento similar entre os espécimes submetidos a laser, mas bastante superiores na condição de jato d'água abrasivo. As análises de rugosidade comprovam a obtenção de superfície com boa qualidade superficial do processo de jato d'água abrasivo e a variação negativa na região de transição do centro à saída de corte nos espécimes laser, tendo sido potencializado na condição de maior aporte térmico e formando concentradores de tensão importantes que refletem negativamente no comportamento mecânico de tração do material.

Observou-se alta resistência à fadiga em todas as condições de estudo, com melhor desempenho em jato d'água abrasivo pela ausência de aporte térmico, maior padronização granulométrica e acabamento superior, e pior comportamento em fadiga das amostras submetidas a laser em 2,5 kW em relação a 3 kW em virtude da alteração microestrutural ocasionada pela formação de dupla ZTA e as consequentes maiores variações de dureza.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Os seguintes tópicos são sugeridos para trabalhos futuros:

- Avaliar a resistência à fadiga para diferentes amplitudes de tensão, traçando a curva de Wohler;
- Realizar estampagem a quente em diferentes temperaturas de austenitização e tempos de resfriamento;
- Realizar medição de tensões residuais nos corpos de prova;
- Analisar o tamanho de grão no metal base e em cada região exposta a corte laser;

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

ALMEIDA, D. **CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A LASER DE AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PROCESSADOS PELO MÉTODO PRESS HARDENING**. 100 f. 2021. Tese de Doutorado - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, Brasil, 2021.

ALMEIDA, Diego et al. **The effect of laser welding on microstructure and mechanical properties in heavy-gage press hardening steel alloys**. *Materials Science and Engineering A*, [s. l.], v. 821, n. June, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2021.141341>

ALMEIDA, D.; SOUZA, J.H.; 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. Disponível em: <https://doi.org/10.4322/2176-1523.1088>

ALTAN, T. **Hot stamping boron-alloyed steels for automotive parts – Part I: Process methods and uses**. *Stamping Journal*, December 2006, 40-41.

ASAHI, H. **Effects of Mo addition and austenitizing temperature on hardenability of low alloy B-added steels**. *ISIJ International*, v. 42, n. 10, p. 1150–1155, 2002. Disponível em: <https://doi.org/10.2355/isijinternational.42.1150>

ASTM E3. **Standard guide for preparation of metallographic specimens**, 2008.

ASTM E384. **Standard test method for knoop and vickers hardness of materials**, 2012.

ASTM E739. **Standard practice for statistical analysis of linear or linearized stress-life (SN) and strain-life**, 2015.

ASTM E 8M-00b. **Standard test methods for tension testing of metallic materials**, 2001.

ASTM E 466. **Standard practice for conducting force controlled constant amplitude axial fatigue tests of metallic materials**, 2007.

CASELLAS, Daniel et al. **Fatigue of press hardened steels: drawbacks and challenges to unlock the lightweight potential of press hardening technology for heavy duty vehicles**. 7th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, Luleå, Sweden, pp. 201-2102, 2019.

ÇETIN, B.; MEÇO, H. **Metallurgy of Steels**. In: Billur E. (eds) **Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels**.: Springer International Publishing, 2019. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/978-3-319-98870-2>

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

CHATTERJEE, D. **Behind the Development of Advanced High Strength Steel (AHSS) Including Stainless Steel for Automotive and Structural Applications - An Overview.** Materials Science and Metallurgy Engineering, Vol. 4, n. 1, p. 1-15, 2017.

DEMERI, M.Y. **Advanced High-Strength Steels: Science, Technology, and Applications.** 1 ed. Materials Park: ASM International, 2013.

DIN EN ISO 4287. **Geometrical product specifications (GPS)—Surface texture: Profile method—Terms, definitions and surface texture parameters,** 1997.

DUARTE, J. P. et al. **O jato de água abrasivo: uma ferramenta complementar.** Revista de Metalurgia, vol. 34(2), p. 217-219, 1998.

FAN, D. W. *et al.* **Critical review of hot stamping technology for automotive steels.** Materials Science and Technology Conference and Exhibition, MS and T'07 - "Exploring Structure, Processing, and Applications Across Multiple Materials Systems", v. 1, n. January, p. 98–109, 2007.

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

FILHO, A.I. et al. **Influence of niobium and molybdenum on mechanical strength and wear resistance of microalloyed steels.** Materials Research, [s. l.], v. 20, n. 4, p. 1029–1034, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2016-1101>

FUHR, Tiago et al. **Mechanical performance of heavy gauge press hardened steel modified with Nb and Mo additions on GMAW welded joints.** Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração, [s. l.], v. 18, p. e2123, 2021. Disponível em: <https://doi.org/10.4322/2176-1523.20212123>

FUHR, T.A. **AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO MECÂNICO DE JUNTAS SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo DE GRANDE ESPESSURA.** p. 123, 2018. Dissertação de mestrado - Universidade de Passo Fundo, Passo Fundo, Brasil, 2018.

GEORGES, C.; STUREL, T.; DRILLET, P.; MATAIGNE, J.M. **Absorption/desorption of diffusible hydrogen in aluminized boron steel.** Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 53, n°8, p. 1295-1304, 2013.

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

GORNI, A A. **Aços avançados de alta resistência: microestrutura e propriedades mecânicas.** Corte & Conformação de Metais, p. 26-57, 2008.

GORNI, A. A. **Novas tendências para o processo de estampagem a quente.** Corte & Conformação de Metais, p. 62–77, 2010. Disponível em: http://www.gorni.eng.br/Gorni_CCM_Jun2010.pdf

GÜLER, H. **Investigation of Usibor 1500 formability in a hot forming operation.** Materials Science. Vol. 19, n°2, p. 144-146, 2013.

HANNULA, J.; PORTER, D.A.; KAIJALAINEN, A.; KÖMI, J. **Evaluation of mechanical properties and microstructures of molybdenum and niobium microalloyes thermomechanically rolled high-strength press hardening steel.** Journal of the Minerals, Metals & materials Society. Vol. 71, n°7, p. 2405-2412, 2019.

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

HEIN, P. **A Global Approach of the Finite Element Simulation of Hot Stamping.** Advanced Materials Research, v. 6–8, p. 763–770, 2005. Disponível em: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/amr.6-8.763>

ION, J. C. **Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application.** Oxford, 1ª Edição, Elsevier, p. 556, 2005.

JUNHUA, K.; LIN, Z.; BIN, G.; PINGHE, L.; AIHUA, W.; CHANGSHENG, X. **Influence of Mo content on microstructure and mechanical properties of high strength pipeline steel.** Materials & Design, Vol. 25, n° 8, p. 723-728, 2004.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. **A review on hot stamping.** Journal of Materials Processing Technology, v. 210, n. 15, p. 2103–2118, 2010. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019>

KOLAHAN, F.; KHAJAVI, A. **A statistical approach for predicting and optimizing depth of cut in AWJ machining for 6063-T6 Al alloy.** International Journal of Mechanical Systems Science and Engineering, vol. 2, p. 143-146, ISSN 2455-7412. 2010.

LARA, A.; PICAS, I.; CASELLAS, D. **Effect of the cutting process on the fatigue behaviour of press hardened and high strength dual phase steels.** Journal Mater. Process Technology, Vol. 213, pp. 1908-1919, 2013.

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.

LIMA, Elias Hoffman de. **AVALIAÇÃO DO DESEMPENHO EM FADIGA DE JUNTAS DE TOPO SOLDADAS POR PROCESSOS PAW E GMAW NO AÇO 22MnB5 + NbMo.** 2020. Dissertação de Mestrado - FURG, Rio Grande, Brasil, 2020.

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, 2017.

MÄNTYJÄRVI, K., VÄISÄNEN, A., KARJALAINEN, J.A., 2009. **Cutting method influence of the fatigue resistance of ultra-high-strength steel.** International Journal of Material Forming 2, 547–550.

MARONNE, E., GALTIER, A., ROBERT, J.I., ISHIKAWA, T., 2003. **Cutting process influence on fatigue sheet properties**. Transactions on Engineering Science 40, 13–22.

MASIMOV, M. & KWIATON, N. **A study of Mo-induced bainitic transformation in continuously cooled steels by X-ray and electron diffraction**. Euromat, Glasgow, 2009.

MEURLING, F.; MELANDER, A.; LINDER, J.; LARSSON, M. **The influence of mechanical and laser cutting on the fatigue strengths of carbon and stainless sheet steels**. Scandinavian Journal of Metallurgy 30, 309–319, 2001.

MILITZER, M.; FAZELI, F.; JIA, T. **Fundamentals and applications of Mo and Nb in high performance steels**. CBMM, IMO and TMS. Vol. 1, p. 23-26, 2014.

MOHRBACHER, H. **Niobium microalloyed automotive sheet steel - a cost effective solution to the challenges of modern body engineering**, in: International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Applications, the Minerals, Metals and Materials Society. TMS, 2006, pp. 1–23.

MOHRBACHER, H. **Influence of alloy modifications and microstructure on properties and crash performance of press hardened steels components**, in: Mats Oldenburg, Brahm Prakash (Eds.), Proceedings of 6Th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High Performance Steel, Kurt Steinhoff, Atlanta GA, 2017, pp. 212–220.

MOMBER, A. W.; KOVACEVIC, R. **Principles of Abrasive Water Jet Machining**. 1. ed. Springer-Verlag London, ISBN 978-1-4471-1572-4. 1998.

MORI, K. et al. **Hot stamping of ultra-high strength steel parts**. CIRP Annals - Manufacturing Technology, v. 66, n. 2, p. 755–777, 2017.

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.

NADERI, M. **Hot Stamping of Ultra High Strength Steels**, Doctoral Theses. n. November, p. 190, 2007.

NADERI, M.; DURRENBERGER, L.; MOLINARI, A.; BLECK, W.; **Constitutive relationships for 22MnB5 boron steel deformed isothermally at high temperatures**. Materials Science and Engineering A. Vol. 478, p. 130-139. 2008.

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

PARAREDA, S. et al. **Effect of heat treatment conditions on the fatigue resistance of press hardened 22MnB5 steel evaluated through rapid testing technique**. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v. 1157, n. 1, p. 012014, 2021.

PRASAD, K. S.; CHAYTANIA, G. **A review on current research trends in abrasive water jet machining**. International Research Journal of Engineering and Technology, 4, n. 6, jun. 3264-3270. 2017.

RADOVANOVIC, M.; MADIC, M. **Experimental investigations of CO₂ laser cut quality: a review**. Revista de Tehnologii Neconventionale, v. 15, n. 4, p. 35, 2011.

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.

SOCCOL, L. **AVALIAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA PELA TÉCNICA DE CTOD EM JUNTAS SOLDADAS DO AÇO 22MnB5 + NbMo**. 68 f. 2022. Dissertação de Mestrado - Universidade de Passo Fundo, Passo Fundo, Brasil, 2022.

SOMMER, C. **Non-traditional machining handbook**. Advanced Publishing Inc, 2009.

SPENA, P.R. **CO₂ laser cutting of hot stamping boron steel sheets**. Metals, v. 7, n. 11, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.3390/met7110456>.

SRIKANTH, D.V.; SREENIVASA, R. **Abrasive jet Machining – research review**. International Journal of Advanced Engineering Technology E-ISSN 0976-3945.

STAHL, J. et al. **Effect of one- And two-stage shear cutting on the fatigue strength of truck frame parts**. Journal of Manufacturing and Materials Processing, v. 4, n. 2, 2020.

TAHIR, A.F.M.; AQIDA, S.N. **An investigation of laser cutting quality of 22MnB5 ultra high strength steel using response surface methodology**. Optics and Laser Technology, v. 92, n. June 2016, p. 142–149, 2017. Disponível em: <https://doi.org/10.1016/j.optlastec.2017.01.005>

TANG, B.T.; BRUSCHI, S.; GHIOTTI, A.; BARIANI, P.F. **Numerical modelling of the tailored tempering process applied to 22MnB5 sheets**, Finite Elem. Anal. Des. 81 (2014) 69–81.

THIESSEN, R.G.; HELLER, T.; MRACZEK, K.; NITSCHKE, A.; PICHLER, A. **Influence of microstructure on the susceptibility to hydrogen embrittlement**. Proceedings from Steely Hydrogen Conference. Zelzate, Belgium, p. 43, 2011.

TURETTA, A. **Investigation of Thermal, Mechanical and Microstructural Properties of Quenchenable High Strength Steels in Hot Stamping Operations**. Doctoral Theses- Università degli Studi di Padova, 2008.

ZHANG, S.; YUQIANG, W.; YANLI, W. **An Investigation of Surface Quality Cut by Abrasive Water Jet**. The Open Mechanical Engineering Journal, vol. 5, p. 166-177, ISSN 1874-155X. 2011.



UPF

UNIVERSIDADE
DE PASSO FUNDO

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