

Ministério da Educação
Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A LASER DE AÇOS
AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PROCESSADOS PELO MÉTODO *PRESS*
*HARDENING***

Diego Tolotti de Almeida

Porto Alegre
2021

Ministério da Educação
Universidade Federal do Rio Grande do Sul
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais - PPGE3M

Diego Tolotti De Almeida

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A LASER DE AÇOS
AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PROCESSADOS PELO MÉTODO *PRESS
HARDENING***

Tese submetida ao Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul, como requisito parcial à obtenção do título de Doutor em Engenharia, modalidade acadêmica.

Orientador: Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

Porto Alegre

2021

DIEGO TOLOTTI DE ALMEIDA

**CARACTERIZAÇÃO E AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE A LASER DE AÇOS
AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA PROCESSADOS PELO MÉTODO *PRESS
HARDENING***

Esta tese foi julgada adequada para obtenção do título de Doutor em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais, e aprovada em sua forma final, pelo orientador e pela Banca Examinadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof. Dr. Thomas G. R. Clarke

Banca Examinadora:

Prof. Dr. Afonso Reguly, PPGE3M/UFRGS

Prof. Dr. João Henrique Corrêa de Souza, FURG

Prof. Dr. Milton Sergio Fernandes de Lima, IEAv-ITA

Porto Alegre

2021

AGRADECIMENTOS

Sou muito grato, primeiramente, à empresa Bruning Tecnometal LTDA e CBMM por conceder-me a oportunidade de realizar este trabalho.

Agradeço de forma especial meu orientador Thomas Clarke, por oportunizar que eu fizesse parte do seu grupo de trabalho e, ter acreditado em mim e nas minhas capacidades.

Aos Prof.ºs João Henrique, Hardy Mohrbacher, Milton S.F. de Lima e William Haupt, grandes mestres que me apoiaram incansavelmente desde quando nada existia até a fase final desse estudo.

Time de P&D da Bruning, que compreendeu minhas constantes ausências em função da longa demanda de tempo dedicada ao estudo.

Pai e mãe pela formação dos meus valores como pessoa.

Ianglio Márcio pelo exemplo de pessoa que é para mim.

Aos meus filhos, a quem retirei muita atenção, paciência e acompanhamento.

A minha nona Tereza por sempre me apoiar e torcer pelo meu desenvolvimento.

Daniela e Juliana que por diversas vezes ouviram meus desabafos, dificuldades e relatos de incertezas que o doutorado causa.

Ao meu amigo Vágner que contribuiu decisivamente para conclusão deste trabalho.

À minha família pela paciência, apoio e compreensão em todos os momentos.

MUITO OBRIGADO!

DEDICATÓRIA

A minha família, pelo amor, dedicação e constante apoio para seguir em busca de meus objetivos.

Amo vocês!

RESUMO

A procura cada vez mais intensa por redução de peso visando sustentabilidade e diminuição da depreciação de recursos naturais, com conseqüente diminuição no consumo de combustíveis dos veículos comerciais, está ganhando cada vez mais importância, seguindo uma tendência já bastante estabelecida nas estruturas modernas dos automóveis. Enquanto os componentes usados em estruturas dos automóveis são projetados especialmente para distribuir a carga de impacto para outros componentes estruturais sem danificar a estrutura total do veículo, a principal preocupação no processamento de chapas grossas de aços avançados de alta resistência (AHSS), especialmente o aço 22MnB5, vem sendo obter peças de alta resistência, sem comprometer a tenacidade e a resistência à fratura. Estes aços se diferenciam de outros principalmente pela sua microestrutura após o processo de estampagem a quente, sendo capaz de produzir uma microestrutura totalmente martensítica durante o rápido resfriamento em prensa. Este trabalho apresenta a caracterização de um projeto de liga modificado para o processo de estampagem a quente, com o objetivo de reduzir a sensibilidade a trincas e fragilizações em processos com tempos de ciclo e calor maiores, como esperado para o caso de chapas grossas. Adicionalmente, visa avaliar o comportamento na soldagem a laser como alternativa de técnica de união para tais aços, propondo condições de processamento. Para tanto, foram estudadas duas ligas de aços para estampagem a quente, sendo a liga 22MnB5 (em seu estado convencional) e a liga 22MnB5 modificada com adições de nióbio e molibdênio. Numa primeira etapa se procurou determinar os níveis dos parâmetros adequados para a soldagem laser. Após definido o parâmetro ideal, sendo este o mesmo para ambas as ligas estudadas, a soldagem a laser foi avaliada através da caracterização microestrutural e comportamento mecânico das juntas soldadas, por análises metalográficas, MEV/EDS, EBSD, microdureza, ensaio de tração e fadiga. As amostras soldadas da variante do aço modificado com adições de Nb e Mo apresentaram uma microestrutura mais favorável na zona afetada pelo calor, resultando em propriedades mecânicas aprimoradas e comportamento de fratura dúctil. As melhorias estão relacionadas à inibição do engrossamento do grão de austenita na zona afetada pelo calor. Os mecanismos de limitação do crescimento de grãos durante a soldagem a laser do aço modificados serão descritos.

Palavras chaves: Estampagem a quente, aço 22MnB5, microestrutura martensítica, soldagem laser.

ABSTRACT

The increasing demand for weight reduction focusing at sustainability and reduction of the natural resources depreciation, with consequent decrease in fuel consumption of commercial vehicles, is gaining more and more importance, following a well-established trend in modern commercial car structures. While components used in automobile structures are specially designed to distribute the impact load to other structural components without damaging the overall vehicle structure, the main concern in processing advanced high strength steel (AHSS) plates, especially the 22MnB5 steel, it has been obtaining high strength parts without compromising toughness and fracture resistance. These steels differ from others mainly in their microstructure after the hot stamping process, being able to produce a fully martensitic microstructure during rapid press cooling. This work presents the characterization of a modified alloy design for the hot stamping process, with the objective of reducing the sensitivity to cracks and brittleness in processes with longer cycle and heat times, as expected for the case of thick plates. In addition, it aims to evaluate the behavior in laser welding as an alternative of joining technique for such steels, proposing processing conditions. For this purpose, two alloys of hot stamping steels were studied, being the 22MnB5 alloy (at its conventional state) and the 22MnB5 alloy modified with niobium and molybdenum additions. In a first step, appropriated parameter levels for laser welding were defined. After the ideal parameter setup, which was the same for both studied alloys, laser welding was evaluated by microstructural characterization and mechanical behavior of welded joints, by metallographic analysis, SEM/EDS, EBSD, microhardness, tensile testing, and fatigue. The welded samples of the modified steel variant with Nb-Mo additions were found to have a more favorable microstructure in the heat affected zone resulting in improved mechanical properties and more ductile fracture behavior. The improvements are related to the inhibition of austenite grain coarsening in the heat affected zone. The mechanisms of grain growth limitation during laser welding of the modified steel will be outlined.

Keywords: Hot stamping, 22MnB5 steel, martensitic microstructure, laser beam welding.

SUMÁRIO

1.	INTRODUÇÃO	15
2.	OBJETIVOS	18
3.	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA (AHSS – <i>ADVANCED HIGH STRENGTH STEELS</i>)	19
3.2	AÇO AO BORO 22MnB5	21
3.2.1	DESAFIOS PARA O MELHORAMENTO DO AÇO 22MnB5.....	23
3.2.2	EFEITO DE ADIÇÕES DE NÍOBIO E MOLIBDÊNIO NO AÇO 22MnB5	24
3.3	ESTAMPAGEM A QUENTE (<i>HOT FORMING</i> OU <i>PRESS HARDENING</i>).....	28
3.4	SOLDAGEM A LASER (<i>LASER BEAM WELDING</i>).....	31
3.4.1	SOLDAGEM POR CONDUÇÃO.....	36
3.4.2	SOLDAGEM POR PENETRAÇÃO (<i>KEYHOLE</i>)	36
3.5	SOLDAGEM A LASER DOS AÇOS 22MnB5 ESTAMPADOS A QUENTE	37
4.	MATERIAIS E MÉTODOS	40
4.1	MATERIAIS	41
4.1.1	METAL BASE	41
4.2	PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA PARA A ESTAMPAGEM A QUENTE	42
4.3	TRATAMENTO TÉRMICO DE TÊMPERA.....	43
4.4	SOLDA LASER: PREPARAÇÃO DOS CORPOS DE PROVA	45
4.4.1	APARATO DE SOLDAGEM LASER.....	45
4.4.2	EQUIPAMENTO DE SOLDA LASER	46
4.5	PARÂMETROS EXPERIMENTAIS	47
4.5.1	INFORMAÇÕES BÁSICAS.....	47
4.6	MÉTODOS DE DESENVOLVIMENTO DOS EXPERIMENTOS	47
4.7	MODOS DE AVALIAÇÃO DAS SOLDAGENS	48
4.7.1	CARACTERIZAÇÃO DE MACROGRAFIA E MICROGRAFIA	48
4.7.2	ANÁLISE MICROESTRUTURAL EM MEV	49
4.7.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL DE EBSD.....	50
4.7.4	ANÁLISE DE FASES POR DIFRAÇÃO DE RAIOS X.....	50
4.7.5	AVALIAÇÃO DO PERFIL DE MICRODUREZA	51
4.7.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	51

4.7.7	ENSAIO DE FADIGA.....	52
5.	RESULTADOS E DISCUSSÃO	54
5.1	CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE.....	54
5.2	PROCESSO SOLDAGEM LASER.....	58
5.2.1	TESTES PRELIMINARES – PARÂMETROS E DOMÍNIO DE SOLDAGEM.....	58
5.3	PARÂMETROS FIXOS PARA SOLDAGEM	62
5.3.1	INSPEÇÃO VISUAL.....	62
5.3.2	METALOGRAFIA: ANÁLISE DA MICROESTRUTURA FORMADA.....	62
5.3.3	MAPA DE DIFRAÇÃO DE ELÉTRONS RETROESPALHADOS - EBSD.....	71
5.3.4	DIFRAÇÃO DE RAIO-X.....	72
5.3.5	PERFIL DE MICRODUREZA VICKERS.....	74
5.3.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	76
5.3.7	ENSAIO DE FADIGA	80
6.	CONCLUSÕES.....	84
7.	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	86
	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	87

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 – Redução de peso, substituindo aços de 200 MPa por aços de alta resistência.....	15
Figura 2 – Principais tipos de aços utilizados na indústria automotiva.....	20
Figura 3 – Diagrama CCT para o aço 22MnB5.	23
Figura 4 – Evolução da soldabilidade dos aços de alta resistência.	25
Figura 5 – Fatores de influência indicados pelas setas, que causam melhora ou deterioração no comportamento da fratura dúctil-frágil.....	25
Figura 6 – Taxa de resfriamento contínuo.....	27
Figura 7 – Linha do tempo do processo de estampagem a quente.	28
Figura 8 – Ciclo térmico e fenômenos metalúrgicos do processo de estampagem a quente....	29
Figura 9 – Estampagem a quente: (a) processo direto e (b) processo indireto.....	30
Figura 10 – Esquema de funcionamento de uma fonte geradora de laser.	31
Figura 11 – Mecanismo de funcionamento da solda a laser por fibra.	32
Figura 12 – Influência da potência do laser na profundidade e espessura do cordão de solda.	34
Figura 13 – Processos laser e seus diferentes parâmetros de intensidade e pulso.....	35
Figura 14 – Cordões de soldagem por condução (à esquerda) e por penetração (à direita). ...	35
Figura 15 – Esquematização da soldagem a laser por condução.....	36
Figura 16 – Formação do cordão de solda a laser por penetração.....	37
Figura 17 – Fluxograma das etapas envolvidas no procedimento experimental.....	40
Figura 18 – Corpos de prova para o processo de estampagem a quente.	42
Figura 19 – Aparato experimental utilizado no processo de estampagem a quente e esquema da ferramenta de têmpera com resfriamento interno de água.	43
Figura 20 – Corpo de prova ensaio de tração, material antes e após processo de conformação a quente.....	44
Figura 21 – Montagem dos corpos de prova na mesa de soldagem.	45
Figura 22 – Equipamento de solda laser.....	46
Figura 23 – Sequência de processamento do procedimento de solda laser. a) junta de topo, b) primeiro passe de solda, c) segundo passe de solda.....	47
Figura 24 – Desenho esquemático para análise de micrografia.	49
Figura 25 – Desenho esquemático para análise de EBSD.....	50
Figura 26 – Representação esquemática da seção transversal das amostras utilizadas para análises de microdureza.	51
Figura 27 – Corpo de prova ensaio de tração	52
Figura 28 – Corpo de prova para ensaio de fadiga.	52
Figura 29 – Microscopia óptica do material 22MnB5 pré-processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 500x.....	56
Figura 30 – Microscopia eletrônica de varredura do material 22MnB5 pré-processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 5000x.	56
Figura 31 – Microscopia óptica do material 22MnB5 pós processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção transversal, ampliação de 500x.	57
Figura 32 – Microscopia eletrônica de varredura do material 22MnB5 pós processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 5000x.	57
Figura 33 – Vista superior dos cordões de solda, definição dos parâmetros.....	59
Figura 34 – Macrografias da seção transversal da solda, variando potência e velocidade.....	59
Figura 35 – Vista superior dos cordões de solda, com potência fixa em 2000 W.....	60
Figura 36 – Macrografias da seção transversal da solda, potência constante de 2000W.....	61
Figura 37 – Vista de topo das juntas soldadas.....	62

Figura 38 – Regiões de avaliação macrográfica e micrográfica do aço 22MnB5, na condição de soldagem de P=2000 W e Velocidade= 50 mm/s.	63
Figura 39 – Regiões de avaliação macrográfica e micrográfica do aço 22MnB5 com Nb e Mo, na condição de soldagem de P=2000 W e Velocidade= 50 mm/s.	63
Figura 40 – Microestrutura do passe 1 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes ampliações.	64
Figura 41 – Microestrutura do interpasse resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes ampliações.	64
Figura 42 – Microestrutura do passe 2 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes ampliações.	65
Figura 43 – Microestrutura do passe 1 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes ampliações.	65
Figura 44 – Microestrutura do interpasse resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes ampliações.	66
Figura 45 – Microestrutura do passe 2 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes ampliações.	66
Figura 46 – MEV Passe 1 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.	68
Figura 47 – MEV Interpasse resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.	68
Figura 48 – MEV Passe 2 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.	69
Figura 49 – MEV Passe 1 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+ NbMo, (a) 5000x e (b) 10000x.	69
Figura 50 – MEV Interpasse resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+NbMo, (a) 5000x e (b) 10000x.	70
Figura 51 – MEV Passe 2 resultante da soldagem na condição de P = 2000W e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+Nb Mo, (a) 5000x e (b) 10000x.	70
Figura 52 – Reconstrução da austenita prévia (a) 22MnB5 (b) 22MnB5+NbMo. Ampliação 500x.	71
Figura 53 – Difração de raio-X do aço 22MnB5 e do aço 22MnB5 com adições de Nióbio e Molibdênio, ambas na região do metal de base.	73
Figura 54 – Varreduras de microdureza ao longo da região soldada para ambas as variantes do aço (preto: 22MnB5 e laranja: 22MnB5+NbMo).	74
Figura 55 – Ensaio de tração; (a) curvas tensão-deformação exemplares que demonstram a ductilidade diferente das duas variantes do aço; (b) propriedades de resistência.	76
Figura 56 – Microscopia óptica da superfície de fratura de amostras soldadas a laser após o teste de tração; (a) grande área com aparência facetada representando o aço 22MnB5; (b) pequena área com aparência facetada representando o aço modificado Nb-Mo.	78
Figura 57 – Análise da superfície de fratura por MEV; (a) fratura de quase clivagem; (b) fratura do tipo <i>dimples</i> ; (c) separações (seta).	78
Figura 58 – Análise de MEV mostrando a superfície de fratura do aço soldado a laser na zona de passe duplo após o teste de tração, expondo a presença de microporos (indicado por setas).	79
Figura 59 – Diagrama S-N para o aço padrão 22MnB5 (azul) e modificado Nb-Mo (preto). .	80
Figura 60 – Diagrama S-N de comparação do aço padrão e aço modificado Nb-Mo, com a curva proposta pelo IIW 90.	81

Figura 61 – Aplicação da inflexão para $m = 5$ a partir de 500 mil ciclos.	83
---	----

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço 22MnB5.....	21
Tabela 2 – Composição química do aço 22MnB5 com adições de Nb e NbMo.....	27
Tabela 3 – Composição química dos aços 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.....	41
Tabela 4 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.....	41
Tabela 5 – Parâmetros do processo de estampagem a quente.....	44
Tabela 6 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem laser.....	48
Tabela 7 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5.....	54
Tabela 8 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5+NbMo.....	54
Tabela 9 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5.....	55
Tabela 10 – Parâmetros preliminares do processo de soldagem.....	58
Tabela 11 – Parâmetros do processo, para potência fixa de 2000 W.....	60
Tabela 12 – Tamanho médio dos grãos pré austeníticos.....	72

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

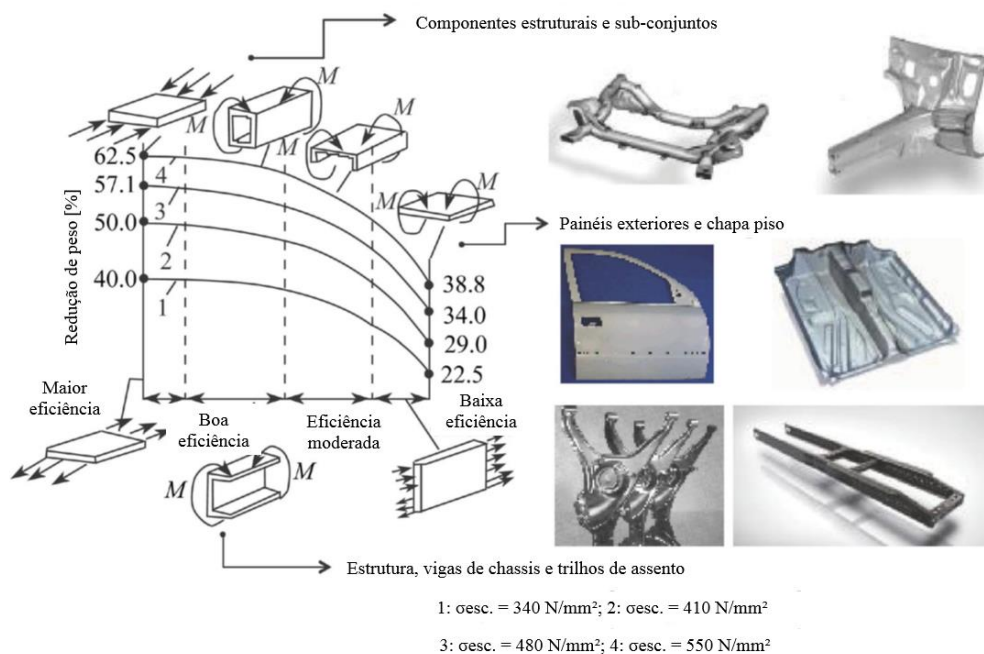
ABNT	– Associação Brasileira de Normas Técnicas
AHSS	– Advanced High Strength Steel
ASME	– American Society of Mechanical Engineers
ASTM	– ASTM International, originalmente conhecida como American Society for Testing and Materials
B	– Bainita
C	– Cementita (Fe_3C)
CP	– Corpo de Prova
EBSD	– Electron backscattered diffraction
HV	– Hardness Vickers (Dureza Vickers)
HF	– Hot forming
ISO	– International Organization for Standardization
LASER	– Light Amplificated by Stimulated Emission of Radiation
M	– Martensita
MB	– Material de Base
MEV	– Microscópio Eletrônico de Varredura
NBR	– Norma Brasileira
P	– Perlita ($\alpha+\text{Fe}_3\text{C}$)
PHS	– Press Hardening Steel
SL	– Solda laser
v	– Velocidade de soldagem
YAG	– Yttrium Aluminium Garnet
ZAC	– Zona Afetada pelo Calor
ZTA	– Zona Termicamente Afetada
ZTMA	– Zona Termo-Mecanicamente Afetada
σ	– Tensão

1. INTRODUÇÃO

Avanços recentes nas diretrizes de legislações relacionadas aos veículos automotores para reduzir o peso e aumentar a segurança dos passageiros, resultaram em um aumento no uso de aços com alto grau de resistência mecânica (BEHRENS *et al.*, 2014; MORI *et al.*, 2017).

Uma pesquisa recente apresenta a tendência de redução de peso na indústria veicular, por meio da utilização de aços avançados com alta resistência. As aplicações estão associadas principalmente à redução de peso de componentes de estruturas estáticas e dinâmicas. A Figura 1 apresenta o potencial de redução de peso com o aumento da resistência do aço em relação à diferentes casos de carregamentos (BIAN, J. *et al.*, 2015).

Figura 1 – Redução de peso, substituindo aços de 200 MPa por aços de alta resistência.



Fonte: Adaptado de BIAN, J. *et al.*, 2015.

Entre os aços avançados de alta resistência (*Advanced High Strength Steel – AHSS*), estão os aços de conformação a quente, ou *hot forming steels*, que se destacam pela elevada resistência à tração. Para atender aos requisitos da legislação ambiental relacionada às emissões de CO₂ na atmosfera e, simultaneamente, aumentar o desempenho dos testes de colisão, a demanda por peças endurecidas por prensagem (*press hardened*) na indústria automobilística está aumentando constantemente (SUNDERKÖTTER *et al.*, 2016). Dentro desta classe de aço, o aço ao boro 22MnB5 foi o que mais atraiu o interesse por garantir a alta resistência do material

e sendo o mais utilizado no processo de estampagem a quente, devido a sua capacidade de suprimir a nucleação da ferrita e aumentar a capacidade de endurecimento com a adição de boro em escala de ppm (MELLOY *et al.*, 1973; KUZIAK *et al.*, 2008; KARBASIAN *et al.*, 2010).

Na indústria, a aplicação de componentes estampados a quente está bem estabelecida nas estruturas de veículos automotores, atingindo uma quantidade significativa da massa total do veículo. No mercado rodoviário, a estrutura do chassi é projetada para suportar elevadas cargas sem que ocorram grandes deformações, o que implica na utilização de aços mais espessos ($e > 3,00\text{mm}$). Assim, as vantagens econômicas e ambientais da redução da massa, com a utilização dos aços de alta resistência conformados a quente, podem ser ainda mais significativas do que no mercado automotivo, uma vez que isso se traduz em um aumento na capacidade de carga e conseqüentemente maior redução de peso (MOHRBACHER, 2017).

Para que isto seja possível, o desenvolvimento dos aços para uso em aplicações estruturais e automotivas, tendo em vista a crescente demanda em termos de resistência mecânica e tenacidade, aliada à soldabilidade, apresentou uma notável evolução desde o final dos anos 1960. Uma vez que a microestrutura martensítica do aço de alta resistência 22MnB5 estampado a quente é considerada complexa para a soldagem, começam então a surgir os aços microligados, capazes de obter um bom equilíbrio entre as propriedades desejadas de resistência e redução de peso (KIRKWOOD, 2011; GRAY, 2014). Atualmente, existem aços com capacidade de escoamento de 700 MPa e teor de carbono máximo de 0,05% em peso (MOHRBACHER, 2015).

A larga aplicação destes materiais conformados a quente na indústria automotiva, se restringe ao conhecimento insuficiente de suas características de soldabilidade, sendo amplamente aplicado na indústria automotiva o processo de união a ponto por resistência, para espessuras inferiores a 2,00 milímetros. Assim, parâmetros de solda ainda não padronizados, fazem com que pesquisadores e indústria selecionem condições de solda de outros materiais como uma primeira aproximação (POGGIO, 2005). Em sua primeira versão, o manual do Instituto Internacional do Ferro e Aço (*International Iron and Steel Institute – IISI*) reportou a dificuldade em se obter parâmetros ideais para a soldagem dos aços conformados a quente (IISI, 2006).

Portanto, com o aumento da utilização de aços especiais conformados a quente, principalmente do 22MnB5, surge a necessidade do desenvolvimento processos de soldagem também especiais, uma vez que, devido às características inerentes do próprio material, há certas limitações na utilização dos processos convencionais de soldagem que envolvem fusão do metal, como por exemplo o processo GMAW (*Gas Metal Arc Welding*). Neste contexto, a

soldagem a laser tem seu uso intensificado, principalmente no que diz respeito a minimizar os efeitos térmicos indesejáveis da soldagem convencional, permitindo assim soldar com uma mínima zona afetada pelo calor e baixa distorção (KATAYAMA, 2005; BAGGER, 2005).

Embora a técnica de soldagem a laser de aços conformados a quente de grande espessura tenha merecido destaque, sendo considerado um dos mais importantes desenvolvimentos de junção de metais dos últimos anos, poucos estudos nas universidades brasileiras tem se proposto a investigar o mesmo. Um dos motivos para isto certamente reside na necessidade de um alto investimento para a obtenção dos equipamentos específicos para soldagem. Com isso, existe um grande interesse no desenvolvimento do processo, na análise das modificações microestruturais e das propriedades mecânicas do material após a soldagem a laser (CORREARD, 2018).

Diante do exposto, este trabalho teve como objetivo fornecer informações técnicas e resultados referentes ao comportamento mecânico e metalúrgico sobre a aplicação do processo de soldagem a laser, para duas classes de aços avançados de alta resistência conformados a quente, sendo o aço convencional ligado ao boro (22MnB5) e o mesmo com adições de nióbio e molibdênio (22MnB5 + NbMo), ambos com 4,50 mm de espessura, considerando aplicações para veículos comerciais que utilizam chapas mais espessas ($e > 3,00\text{mm}$). Para tanto, foram produzidas juntas soldadas de topo, mantendo a velocidade e potência de solda constantes, tendo como parâmetro de avaliação as características metalúrgicas e comportamento mecânico.

2. OBJETIVOS

Este trabalho possui como objetivo geral avaliar a soldabilidade do material 22MnB5 considerado de alta espessura para o setor automotivo, conformado a quente quando submetido ao processo de soldagem a laser, e o efeito de pequenas adições de Nióbio e Molibdênio nas propriedades do aço.

Não obstante, o trabalho também possui os seguintes objetivos específicos:

- Estudar o comportamento do aço 22MnB5 na soldagem a laser e comparar este comportamento conforme modificações de liga,
- Avaliar a microestrutura dos aços após a conformação a quente e soldagem laser,
- Caracterizar mecanicamente os materiais soldados a laser e correlacionar os resultados com as modificações de liga,

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS – *Advanced High Strength Steels*)

A otimização contínua do projeto da carroceria dos veículos no que diz respeito à resistência a colisões e redução de peso, levou a um constante desenvolvimento dos Aços Avançados de Alta Resistência (AHSS) nos componentes estruturais dos veículos, a fim de projetar carros mais leves e com menor consumo de combustível, e ao mesmo tempo melhorar a segurança dos passageiros (HILL, 1990).

Segundo Demeri, 2013, a primeira geração dos AHSS no final da década de 1990, possibilitou um grande avanço no projeto dos automóveis. O aumento da resistência mecânica destes materiais permitiu que engenheiros projetassem componentes com espessuras menores, e que atendessem a uma ampla gama de requisitos de segurança e desempenho.

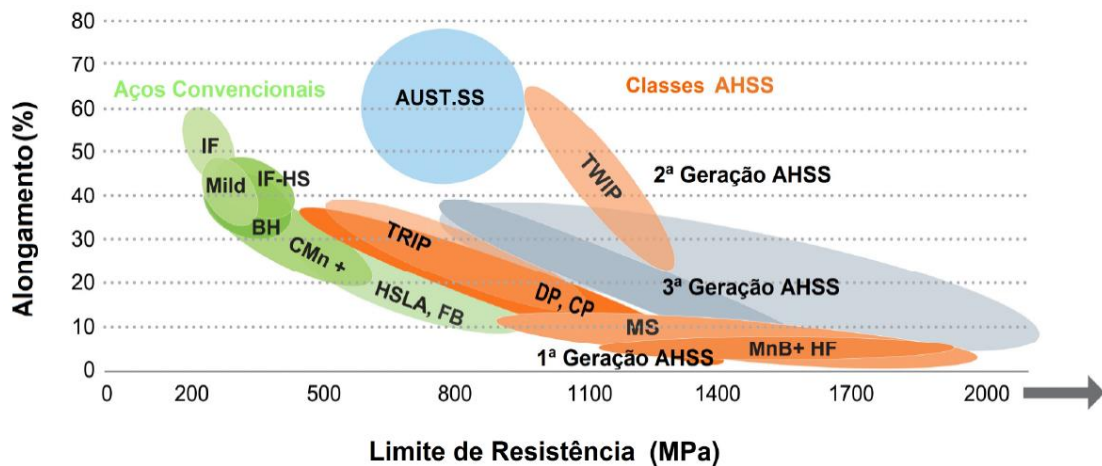
Os aços estruturais da classe AHSS são bastante amplos e incluem várias famílias distintas de aços, como:

- DP (*dual phase*)
- TRIP (*transformation induced plasticity*)
- HSLA (*high strength low alloy*)
- CP (*complex phase*)
- TWIP (*twinning induced plasticity*)
- L-IP (*lightweight induced plasticity*)
- MnB+HF (*manganese boron + hot formed*)

As propriedades destes aços multifásicos são derivadas de uma combinação específica de elementos de liga e posterior processamento mecânico apropriado para cada família de aço. Com objetivo de otimizar os mecanismos de endurecimento responsáveis pelas propriedades finais desejadas, os aços AHSS requerem um controle cuidadoso da microestrutura, aprimorando o desenvolvimento contínuo para aplicações específicas (LATOURTE *et al.*, 2012; MATLOCK *et al.*, 2012).

Na Figura 2 são comparadas a resistência mecânica e ductilidade para diferentes tipos de aços.

Figura 2 – Principais tipos de aços utilizados na indústria automotiva.



Fonte: Adaptado de PLA-FERRANDO, 2011.

A família de aços AHSS apresentada na Figura 2 é geralmente referida aos aços com níveis de resistência mecânica superiores a 700 MPa, sem a perda da ductilidade, ou seja, combinam alta dureza e ductilidade. Estes aços tendem a apresentar uma alta tenacidade e excelente absorção de choques mecânicos, especialmente em áreas onde altas cargas de colisão são esperadas (CHATTERJEE, 2017). A classificação dessa nova classe de material pode ser dada em gerações, sendo:

Primeira geração: engloba primordialmente as fases duras como principais constituintes, baseado em uma microestrutura ferrítica, onde a tensão máxima de resistência varia de 600 MPa à 1700 MPa. A primeira geração deu origem aos aços *Dual-Phase* (DP), Martensíticos (MS), aços com plasticidade induzida por deformação (TRIP) e *Complex Phase* (CP). Entre a aplicação destes aços na indústria automotiva está a fabricação de para-choques e barras de proteção laterais, devido à capacidade de absorção de energia em colisões, típica desses materiais (TAMARELLI, 2011).

Segunda geração: é caracterizada por uma estrutura austenítica (fase mais macia), que confere resistência por encruamento e mecanismos de plasticidade induzidos por deformação. Assim, deu origem aos aços TWIP, L-IP e os aços inoxidáveis austeníticos, os quais apresentam limite de resistência de 1200 MPa à 1500MPa. No entanto, estes possuem um custo muito elevado, fazendo com que sua utilização na indústria automotiva seja relativamente baixa (DOBRZANSKI, 2009; ASGHARI *et al.*, 2013).

Terceira geração: encontra-se no estágio de desenvolvimento inicial, onde o principal fator que descreve esta nova geração de materiais é o “*NanoSteel*” (ASTM A 1088-13, 2013). Para Kim *et al.* (2013), a terceira geração de AHSS combina vantagens das estruturas

multifásicas (características da primeira geração) e fase austenítica, especialmente adequada para melhorar diferentes mecanismos de endurecimento, transformação martensítica induzida por deformação e maclação mecânica (características da segunda geração de AHSS). Isso irá reduzir os custos de produção, tornando-os aços de elevada importância para a indústria de mobilidade (MARTICS *et al.*, 2014).

Entre os diferentes tipos de classes de AHSS, os aços martensíticos (conformados a quente) são considerados excelente opção para serem estendidos à terceira geração dos aços AHSS, os quais possuem grande potencial para reduzir ainda mais o peso das estruturas dos veículos (BELDE *et al.*, 2016).

Neste trabalho, será dado especial destaque à classe de aços MnB+HF (*manganese boron + hot formed*), que apresenta ductilidade e conformabilidade compatíveis com as aplicações desejadas.

3.2 Aço ao boro 22MnB5

O aço ao boro mais comumente utilizado na indústria para o processo de conformação a quente é o 22MnB5. Na sua condição inicial (antes do processo de conformação a quente) o aço possui uma microestrutura predominantemente composta de ferrita e perlita, em média 78% e 22%, respectivamente, com dureza de 185 ± 15 HV (*Hardness Vickers*) (GÜLER, 2013).

A denominação dada a este aço está relacionada com a importância do elemento químico boro. A adição de pequenas quantidades de boro, tipicamente de 10 a 30 ppm, em aços de baixa liga aumenta significativamente sua temperabilidade imediatamente após a conformação a quente, uma vez que promove o aumento do intervalo para a formação da martensita durante o resfriamento. Além disso, a presença do boro neste aço hipoeutetóide diminui a tendência de trincas e distorções que ocorrem durante o tratamento térmico (NADERI, 2008). A Tabela 1 apresenta a composição química do aço 22MnB5.

Tabela 1 – Composição química do aço 22MnB5.

Composição Química	
Carbono- C (%)	0,22 - 0,25
Manganês- Mn (%)	1,20 - 1,40
Silício – Si (%)	0,20 - 0,30
Enxofre – S (%)	0,005 MÁX.
Alumínio - Al (%)	0,020 - 0,050
Cromo - Cr (%)	0,11 - 0,20
Boro - B (%)	0,0020 - 0,0035

Fonte: Adaptado de FAN, 2009.

Como é observado na Tabela 1, o aço 22MnB5 apresenta o manganês e o boro como elementos químicos característicos da classe de AHSS, também possuindo teores mais significativos de cromo e silício. Segundo Mei, 2010, a adição desses elementos de liga suplementares ao boro é necessária, para impedir sua reação com o oxigênio e nitrogênio, devido a sua grande afinidade. Além disto, os elementos exercem um forte efeito de retardamento sobre a austenita para a transformação ferrítica, favorecendo a formação da bainita e martensita (SARKAR, 2007).

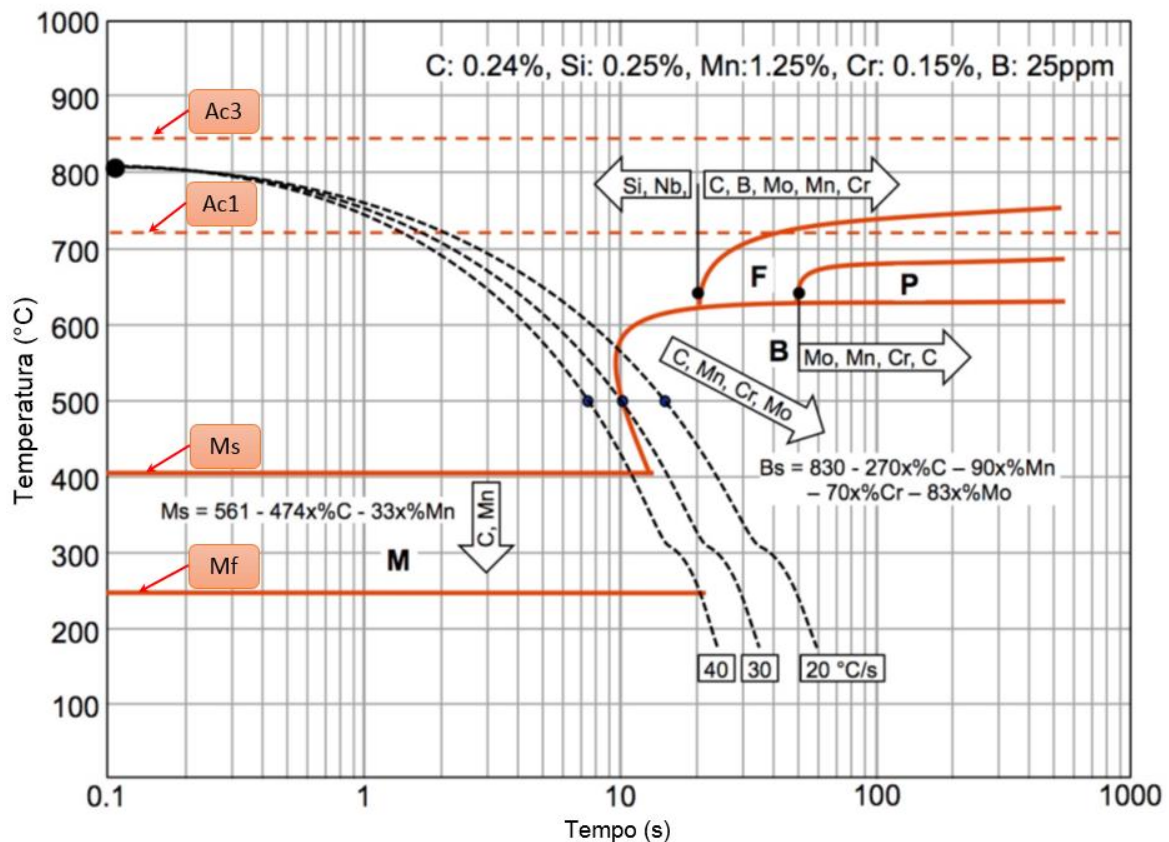
He *et al.*, 1989, estudaram a segregação de boro no contorno de grão durante o resfriamento contínuo. No estudo, os autores reportaram que com o rápido resfriamento a partir de uma temperatura elevada de austenitização, ou com uma deformação isotérmica antecedente na região austenítica, o teor de boro segregado no contorno de grão aumenta até valores acima do nível de equilíbrio.

Haga *et al.*, 1998, em seus estudos constataram a influência do boro em aços IF (*Interstitial Free*) nas propriedades mecânicas e no comportamento de recristalização, onde observou-se que a temperatura final de recristalização aumentou significativamente com o aumento do teor de boro até 5 ppm. Também foi observada que a taxa de nucleação dos grãos recristalizados diminui drasticamente com o aumento do teor de boro até 5 ppm, contribuindo para o refino de grão e portanto melhor resistência mecânica.

Kaspadia, 1987, e Banerji *et al.*, 1980, comprovaram que a nucleação da ferrita é atrasada principalmente por meio da segregação do boro para o contorno de grão da austenita. Mortimer *et al.*, 1976, estudaram que o boro em contorno de grão austenítico, diminui a energia de superfície, atrasando assim a nucleação da ferrita. Em outras palavras, podemos dizer que o diagrama CCT (*Continuous Cooling Transformation*) é deslocado para a direita, retardando a decomposição da austenita.

A Figura 3 apresenta uma curva típica CCT para o aço 22MnB5. Neste exemplo, o material foi aquecido a uma temperatura de austenitização de 800°C, acima de A_{c1} (temperatura para o surgimento da austenita ~720°C), durante 10 minutos, isto permite que a sua microestrutura transforme-se em austenita. Observa-se ainda as curvas de transformação em resfriamento contínuo (CCT), onde a taxa de resfriamento crítica, ou seja, a menor taxa de resfriamento na têmpera que gera um produto final totalmente martensítico, é de 40°C/s (MOHRBACHER, 2015). No exemplo mostrado na Figura 3, a transformação da martensita inicia a uma temperatura de ~400°C e termina em ~280°C (MOHRBACHER, 2015).

Figura 3 – Diagrama CCT para o aço 22MnB5.



Fonte: Adaptado de MOHRBACHER, 2015.

Bhattacharya, 2006, menciona que a aplicação do aço ao boro 22MnB5 é favorecida pela sua alta capacidade de absorção de energia, sendo particularmente adequado para o uso em componentes de segurança do automóvel (tais como colunas, vigas de impacto lateral, para-choque e longarinas de chassi) exibindo excelente resistência ao impacto, sendo apropriado também para componentes do sistema de suspensão.

3.2.1 Desafios para o melhoramento do aço 22MnB5

Segundo Bian *et al.*, 2015, ao contrário do rápido desenvolvimento da tecnologia de conformação a quente (*press hardening*), especialmente nos últimos anos, o aço 22MnB5 permaneceu praticamente inalterado. Os esforços foram concentrados principalmente em revestimentos da superfície, para evitar a oxidação no forno e fornecer proteção contra corrosão durante a peça em serviço.

Vantagens aliadas à alta resistência e redução de peso, dos componentes conformados a quente, trazem à tona o risco de fraturas retardadas (*delayed cracking*), uma vez que a

microestrutura martensítica do material é mais suscetível a esse tipo de falha. Este tipo de falha consiste em uma fratura inesperada, ou numa perda repentina de ductilidade após um certo período de uso da peça (GEORGES *et al.*, 2013). Os estudos prévios de Thiessen *et al.*, 2011, apontaram a presença de hidrogênio difusível e o aumento das tensões residuais na montagem de componentes, como sendo os principais fatores desse fenômeno.

Em peças de maiores espessuras ($e > 3,00\text{mm}$) como as utilizadas em chassis de caminhões, esse problema tende a ser mais severo. Uma vez que, devido à maior espessura, será necessário mais tempo na temperatura de austenitização (temperatura de encharque) para garantir a completa homogeneização da peça no forno, além de um maior tempo de resfriamento dentro da matriz com canais de refrigeração, a fim de, para garantir a completa transformação martensítica do material. Em resumo, em temperaturas mais elevadas, a solubilidade do hidrogênio na austenita aumenta (GEORGES *et al.*, 2013).

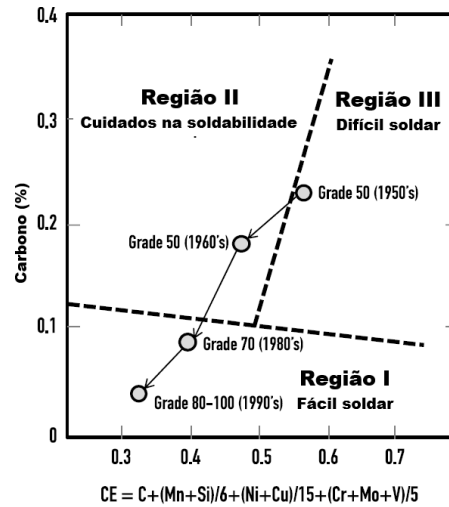
Sendo assim, o maior tempo de encharque resulta em um maior risco de capturar hidrogênio no interior do forno. Na fase de resfriamento, a solubilidade do hidrogênio no aço diminui, e o aço fica saturado em hidrogênio, que por sua vez tenta se difundir em direção à superfície do aço, mas sua dessorção é limitada pelo resfriamento rápido (GU *et al.*, 2002; HOJO *et al.*, 2008; TOJI *et al.*, 2012).

Isso mostra, portanto, que existem oportunidades de melhorias na formulação do aço para estampagem a quente, especialmente para a produção de componentes de maior espessura ($>3,00\text{ mm}$), por meio da otimização microestrutural, reduzindo a sensibilidade à fratura retardada e fragilização, além do aumento na tenacidade do componente estampado a quente. Nesse contexto, estuda-se a otimização da liga 22MnB5 por meio de pequenas modificações em sua composição química, o que será discutido a seguir.

3.2.2 Efeito de adições de Nióbio e Molibdênio no Aço 22MnB5

Em anos mais recentes, a crescente demanda em termos de resistência em geral e particularmente em soldabilidade, levaram ao projeto de ligas com menor teor de carbono, como pode ser visualizado na Figura 4.

Figura 4 – Evolução da soldabilidade dos aços de alta resistência.

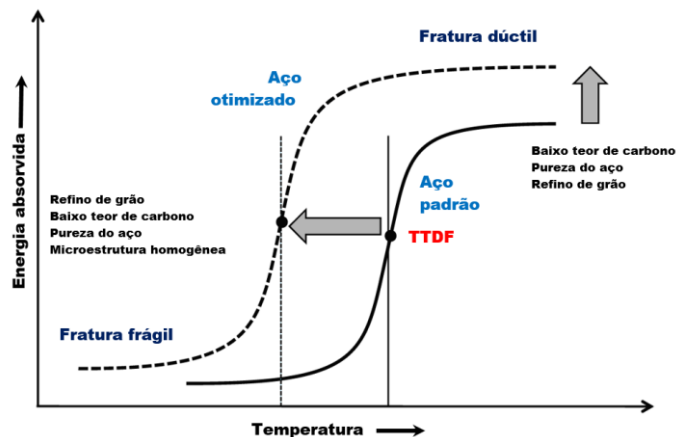


Fonte: Adaptado de MOHRBACHER, 2015.

É possível observar no diagrama de Graville, apresentado na Figura 4, a soldabilidade dos aços de alta resistência e a evolução da composição química representada pelo carbono equivalente. Mohrbacher *et al.*, 2015, apresentaram em seus estudos aços de alta resistência com capacidade de 700 MPa e teor de carbono máximo de 0,05% em peso. Hulka e Gray, 2001, propuseram um extraordinário conceito de liga usando particularmente baixo teor de carbono.

Para Mohrbacher, 2017, a redução do teor de carbono, combinado com o mecanismo de refino de grão, aumenta a energia de impacto (tenacidade à fratura) e reduz a temperatura de transição dúctil-frágil (TTDF), como pode ser observado na Figura 5.

Figura 5 – Fatores de influência indicados pelas setas, que causam melhora ou deterioração no comportamento da fratura dúctil-frágil.



Fonte: Adaptado de MOHRBACHER, 2017.

Dos elementos químicos presentes na composição básica do aço 22MnB5, somente o cromo e o manganês são formadores de carbonetos. O boro, como comentado anteriormente, atua melhorando a temperabilidade da liga (SILVA, 2010).

Kaar *et al.*, 2019, evidenciaram que em aços Q&P (*Quenching & Partitioning*) o aumento do teor do manganês otimizou a resistência máxima do material, sem deteriorar o alongamento total, levando a uma melhor combinação de resistência e ductilidade. Além disso, o manganês auxilia na desoxidação do aço, prevenindo inclusões, e promove maior resistência devido ao endurecimento dos aços ferro-carbono.

O nióbio e o molibdênio são responsáveis pelo endurecimento por precipitação e refino de grão, sendo o refino de grão microestrutural, o único mecanismo que melhora simultaneamente a resistência do aço e tenacidade à fratura (MORRIS *et al.*, 2003).

O efeito benéfico do refinamento microestrutural à tenacidade dos aços martensíticos, especialmente o 22MnB5, é tema de muitos estudos atualmente (Kaijalainen *et al.*, 2015; Javaheri *et al.*, 2018; Hannula *et al.*, 2019; Kantanen *et al.*, 2019). As microligas de nióbio são benéficas para se obter uma granulação mais fina, devido a sua capacidade de controlar o tamanho de grão da austenita durante o reaquecimento e refinar o tamanho de grão durante o processo de conformação a quente. Também é conhecido que o molibdênio por si só, pode melhorar a temperabilidade dos aços, provendo a formação de ferrita, por reduzir a difusividade do carbono e exercer uma excessiva força de arrasto nos limites de grãos em movimento (MASIMOV *et al.*, 2009).

Wang *et al.*, 1993, relatam ainda que o efeito do molibdênio no atraso da formação da ferrita é de aproximadamente três a seis vezes maior, quando comparado com outros elementos de liga, como por exemplo manganês e níquel. Maitrepierre *et al.*, 1978, e Hara *et al.*, 2004, apontam que, em aços ligados ao boro, a presença de nióbio e molibdênio aumenta a quantidade de boro solúvel nos limites dos grãos, causado pela supressão de partículas de $Fe_{2,3}(C,B)_6$ no contorno de grão da austenita, impedindo assim a nucleação da ferrita.

Ainda, é conhecido que a combinação de nióbio e molibdênio proporciona maiores benefícios ao material do que os efeitos destes elementos sozinhos. Akben *et al.*, 1981, comprovaram que a combinação de nióbio e molibdênio provoca um retardo significativo na recristalização estática do aço durante a laminação a quente. Hannula *et al.*, 2019, estudaram o efeito do Nb e NbMo nas propriedades mecânicas e microestruturais do aço 22MnB5. As composições químicas das duas ligas do estudo são apresentadas na Tabela 2.

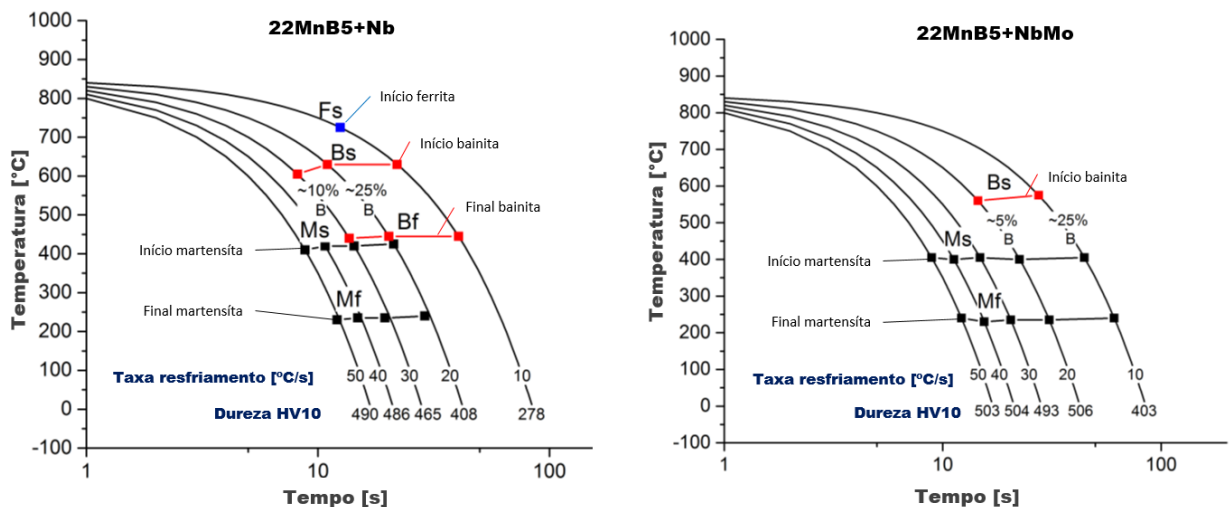
Tabela 2 – Composição química do aço 22MnB5 com adições de Nb e NbMo.

Aço	C [%]	Si [%]	Mn [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ti [%]	Nb [%]	B [%]
22MnB5 + Nb	0,22	0,2	1,2	0,004	0,2	-	0,03	0,05	0,0025
22MnB5 + NbMo	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.

No estudo de Hannula *et al.*, 2019, as duas composições de aços foram fundidas a vácuo, e após foram homogeneizadas a uma temperatura de 1200°C durante 2 horas, e laminadas termo mecanicamente até ficaram com uma espessura de 8,00 mm, sendo 850°C a temperatura final de laminação. Para simular o processo de conformação a quente, as amostras foram re-austenitizadas com uma temperatura de 900°C durante 5 minutos, seguido de têmpera por água, obtendo assim, uma taxa de resfriamento de 50°C/s. A Figura 6 apresenta o diagrama de resfriamento contínuo dos aços.

Figura 6 – Taxa de resfriamento contínuo.



Fonte: Adaptado de HANNULA *et al.*, 2019.

Comparando as curvas da Figura 6, os autores relatam diferenças nos diagramas de resfriamento contínuo com deformação. Pode-se observar que a adição de Molibdênio ocasiona um efeito mais significativo na transformação cinética das fases. Na presença do Molibdênio, a formação da ferrita foi evitada durante a taxa de resfriamento de 10°C/s, obtendo valores de dureza de 403 HV comparado a 278 HV. Uma vez que a adição de Molibdênio retardou a formação de ferrita/bainita, foi possível obter uma ampla gama de taxas de resfriamento capazes de formar uma microestrutura 100% martensítica. Junhua *et al.*, 2004, Isasti *et al.*, 2011,

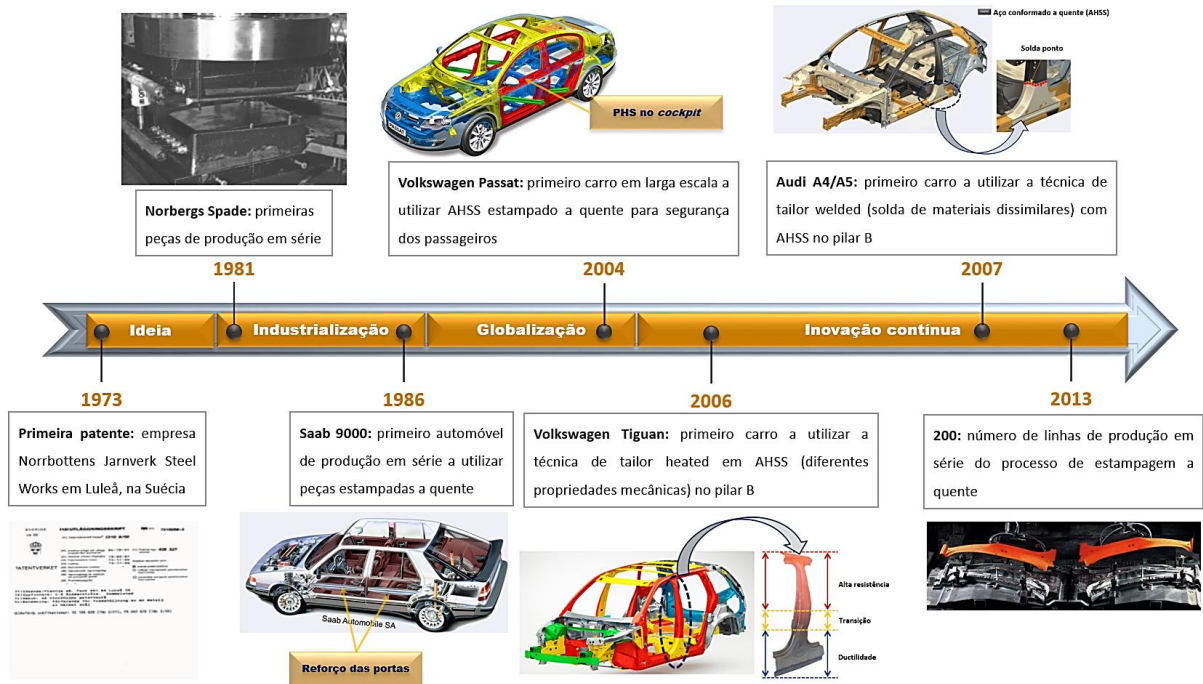
Militzer *et al.*, 2014, reportam que o efeito do molibdênio sobre a diminuição das temperaturas de transformação, gerando valor mais alto de dureza quando comparada com a liga contendo somente Nb, é devido à capacidade desse elemento de aumentar a solubilidade sólida de nióbio na austenita. Conseqüentemente, aumenta a quantidade de bainita e diminui a quantidade de ferrita em menores taxas de resfriamento.

Hannula *et al.*, 2019, também comprovaram em seu estudo que uma microestrutura mais uniforme e com grãos mais refinados foi obtida com adições de NbMo, quando comparados ao aço somente com adições de Nb, corroborando desta forma, para obter propriedades mecânicas mais aprimoradas devido ao refinamento da microestrutura martensítica.

3.3 Estampagem a quente (*Hot Forming* ou *Press Hardening*)

Hein, 2005; Akerström, 2006 e Merklein *et al.*, 2008, relatam que o desenvolvimento do processo de estampagem a quente no final da década de 90, trouxe soluções inovadoras para a produção de componentes estruturais de automóveis de alta resistência mecânica e menor peso, tornando os veículos mais seguros e aumentando a proteção dos passageiros em caso de colisão. Na Figura 7 é possível observar a linha do tempo do processo de estampagem a quente.

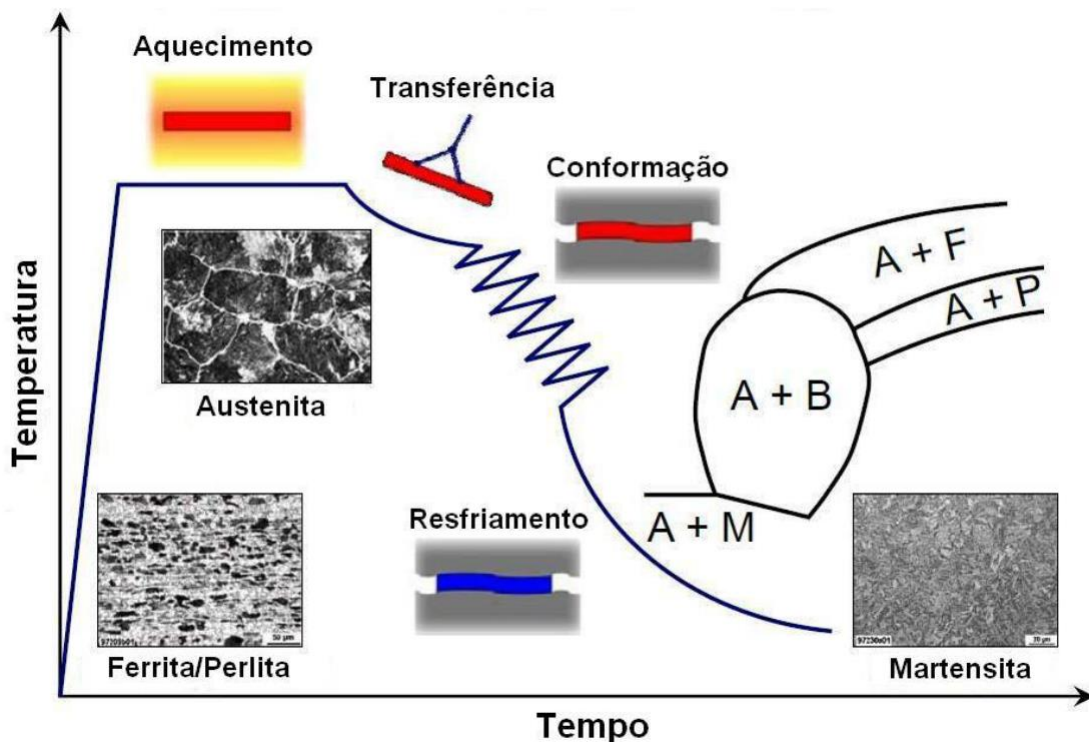
Figura 7 – Linha do tempo do processo de estampagem a quente.



Fonte: Adaptado de TURETTA, 2008.

Lechler e Meklein, 2006, definem a estampagem a quente como um processo não isotérmico, onde a conformação da chapa de aço e têmpera ocorrem simultaneamente, após a austenitização do material. Resultando em uma transformação microestrutural do aço em 100% martensita. A Figura 8 apresenta de forma esquemática o ciclo térmico e os fenômenos metalúrgicos que ocorrem ao longo do processo de estampagem a quente seguido de têmpera.

Figura 8 – Ciclo térmico e fenômenos metalúrgicos do processo de estampagem a quente.

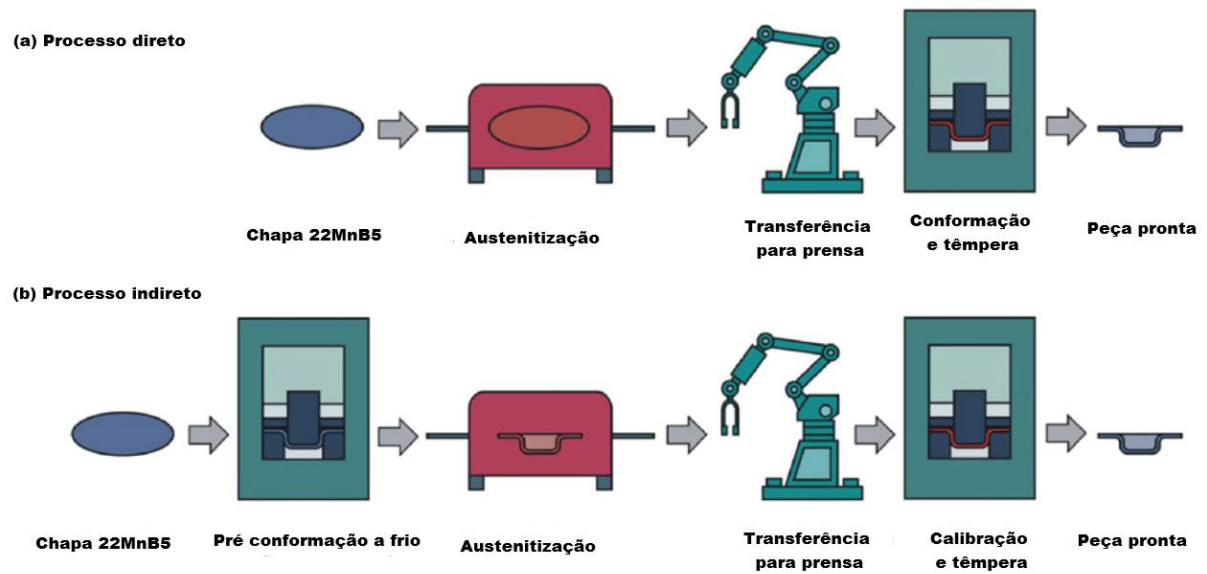


Fonte: Adaptado de TURETTA, 2008.

O aço mais comumente usado na indústria automotiva para o processo de estampagem a quente é o 22MnB5, pois apresenta adequada temperabilidade. Antes do processo, o material exibe uma microestrutura composta de ferrita e perlita, com resistência à tração de ~500MPa. Após o processo, a resistência mecânica do material salta para até 1500 MPa, um fator de aproximadamente 3, o que vem ao encontro às necessidades do mercado atual, visando o aumento da segurança e tornando os veículos mais eficientes. Sabe-se que para conseguir elevada resistência mecânica a microestrutura final da peça processada deve ser 100% martensítica (SIKORA *et al.*, 2006; KARBASIAN *et al.*, 2010; HYUWOO *et al.*, 2012).

Existem duas principais variações do processo de estampagem a quente, sendo estes diferenciados como método direto e indireto (KARBASIAN *et al.*, 2010). A Figura 9 apresenta um comparativo com as variações do processo.

Figura 9 – Estampagem a quente: (a) processo direto e (b) processo indireto.



Fonte: Adaptado de KARBASIAN *et al.*, 2010.

No processo direto, as chapas são austenitizadas a temperaturas próximas de 950°C por um período de 5 minutos, ou até a completa austenitização, e em seguida são transferidas automaticamente para a prensa. Este tempo de transferência deve ser reduzido ao máximo possível ($t < 7s$), pois as perdas de temperatura da chapa podem ser superiores a dezenas de graus Celsius por segundo. A exposição do aço não revestido ao ar atmosférico sob tais condições provoca uma imediata oxidação e decarbonetação em sua superfície, sendo inevitável o aparecimento de uma pequena camada dura, a qual promove o desgaste acelerado da matriz de estampagem. Por fim, a peça é conformada e temperada em uma ferramenta composta por punção e matriz com canais de refrigeração arrefecidos por circulação de água, que geram uma taxa de resfriamento adequada para o processo, sendo esta mínima de 27°C/s. A peça deixa a linha de estampagem a quente com uma microestrutura martensítica e com elevadas propriedades mecânicas. Após conformadas, elas podem passar por um processo de corte a laser. (STEINBEISS *et al.*, 2007; SOUZA, 2013; LIN *et al.*, 2014).

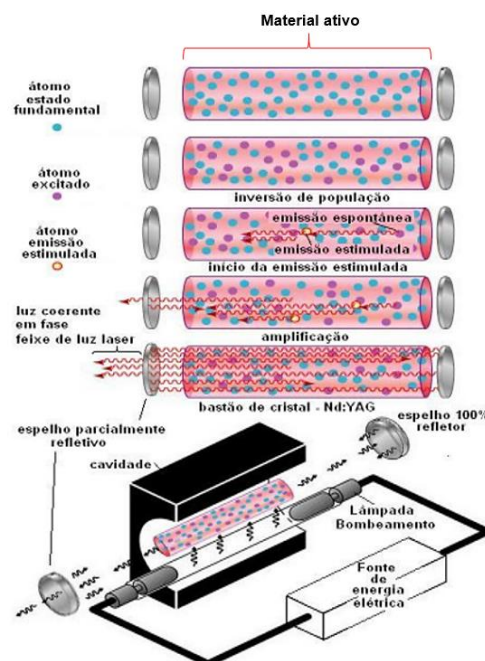
Em contraste ao processo direto, no método indireto de estampagem a quente, a peça recebe inicialmente uma pré conformação, e tem cerca de 85% da sua forma final realizada no processo de estampagem a frio. Após as peças seguem o mesmo fluxo descrito no processo direto, onde são conformadas e temperadas na ferramenta refrigerada. A intenção deste método é reduzir o desgaste prematuro das ferramentas e estender os limites de conformação para peças com geometrias complexas (OLDENBURG *et al.*, 2007; NAGANATHAN *et al.*, 2012). Após

conformadas a quente, as peças são novamente sinônimos de desafio na indústria, considerando a união desses materiais.

3.4 Soldagem a laser (Laser Beam Welding)

O termo “LASER” originou-se de *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, ou Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação, e é aplicado na soldagem por meio da colimação de um feixe de luz de alta densidade energética capaz de unir os materiais, sendo os lasers mais utilizados na indústria o de CO₂, de Nd:YAG (Neodímio: ítrio alumínio granada) e, recentemente, o laser a fibra de Itérbio. A soldagem a laser vem sendo difundida na indústria, principalmente automobilística, por sua alta produtividade devido à rapidez do processo e pela boa qualidade de penetração e, inclusive, pela estética do cordão de solda em peças de aparência. Este método consiste em uma fonte capaz de bombardear energia no material ativo de forma contínua ou intermitente, onde parte desta energia é transmitida em um feixe do laser e parte é refletida, retornando como intensidade para o material ativo, conforme apresentado na Figura 10.

Figura 10 – Esquema de funcionamento de uma fonte geradora de laser.



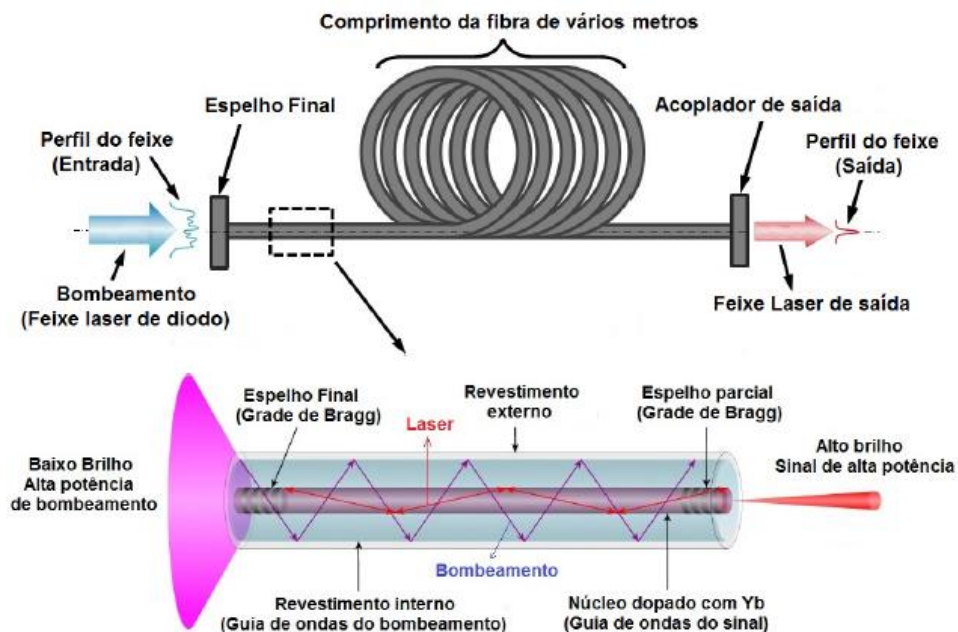
Fonte: MIRIM, 2011.

O material ativo é o responsável pela amplificação da energia emitida pela fonte de bombeamento. O material usado pode ser sólido, líquido ou gasoso. No caso de sólidos o

material ativo pode ser um cilindro usinado de cristal de rubi, vidro de neodímio ou YAG (*Yttrium Aluminium Garnet*). Os materiais ativos líquidos ou gasosos devem ser fechados em um recipiente e as duas paredes opostas são transparentes e planas. Os materiais líquidos ainda não ultrapassam o âmbito dos laboratórios, porém os gasosos são amplamente usados como o hélio-neônio, anidrido carbônico, argônio ionizado, CO₂, entre outros. Já a fonte de bombeamento é responsável por emitir a energia a ser amplificada. Ele pode emitir um sinal intermitente (pulsado), como um “flash” ou descarga elétrica, ou um sinal contínuo como arco de xenônio que resulta em um laser contínuo, envolvendo o material ativo (KAVAMURA, 2007).

No caso de laser a fibra, a estrutura é um pouco diferente (vide Figura 11), uma vez que consiste em uma fibra de vidro com revestimento duplo e uma parte central na qual são diluídos os íons de Yb (Itérbio) do meio ativo. A região contendo íons de Itérbio está rodeada por um revestimento interno de índice de refração menor que o núcleo, e o revestimento interno possui um revestimento externo de índice de refração ainda menor (CORREARD, 2018). A emissão estimulada resultante da ação de laser é guiada dentro da região do núcleo, aumentando a intensidade e surgindo como um feixe de alta potência, garantida pelo pequeno diâmetro do núcleo.

Figura 11 – Mecanismo de funcionamento da solda a laser por fibra.



Fonte: CORREARD, 2018.

As principais vantagens da soldagem a laser são o baixo aporte térmico, resultando em baixa distorção e mínima tensão residual, altas velocidades de soldagem, não há presença de

desgaste de eletrodos e bocais, precisão da soldagem e a possibilidade de soldar materiais dissimilares. Contudo, apesar das vantagens se sobressaírem, algumas desvantagens da solda laser precisam ser observadas, dentre elas o requisito de *gap* na junta é mais estreito, alguns materiais ficam impossibilitados neste processo devido à refletividade de sua superfície, altos investimentos iniciais do maquinário e a necessidade de proteção visual para evitar danos aos olhos e queimaduras (SIQUEIRA, 2007 e CARVALHO, 2009).

O menor aporte térmico tem por consequência um resfriamento mais rápido do metal, o que reduz o tempo sensível ao trincamento. Em decorrência do rápido resfriamento, a rápida solidificação proporciona algumas vantagens para o material soldado, dentre elas o menor tamanho de grão, principalmente na ZAC, menor microsegregação e limitação do revenimento e endurecimento por precipitação. No entanto, altas taxas de resfriamento podem resultar em valores de dureza altos em aços estruturais endurecíveis, o que significa que é necessário um maior controle dos parâmetros de processamento para a soldagem a laser (ION, 2005).

Como regra geral, pode-se dizer que quanto maior a resistência do aço, menor o aporte térmico necessário na soldagem. No entanto, para aços estruturais mais modernos expostos ao laser, existem também limites para estes valores mínimos. O pequeno aporte térmico, consequentemente, ocasiona um curto tempo de resfriamento. Este cuidado com o calor envolvido na soldagem envolve o risco de perder algumas das propriedades dos materiais e formar estruturas indesejadas, como por exemplo uma zona amolecida na ZAC (GERY *et al.*, 2005; FARROKHI *et al.*, 2015). O aporte térmico ou energia de soldagem usada na soldagem a laser, portanto, é calculada a partir da velocidade de soldagem e da potência utilizada do laser, e a fórmula é idêntica à usada para soldagem convencional, exceto que os valores de corrente e tensão são substituídos pelo valor da potência do laser (SSAB, 2004).

Segundo Barbato, 2012, muitas são as variáveis de influência no processo de soldagem a laser: potência do laser, velocidade de soldagem, distância focal, ângulo de incidência do feixe e tipo de gás de proteção. Tais parâmetros, tanto de forma individual quanto conjunta, afetam significativamente na qualidade e na formação da poça de fusão, ou seja, influenciam na profundidade de penetração, na forma e nas microestruturas finais de solidificação da zona fundida e da ZAC, que irão determinar as propriedades da junta.

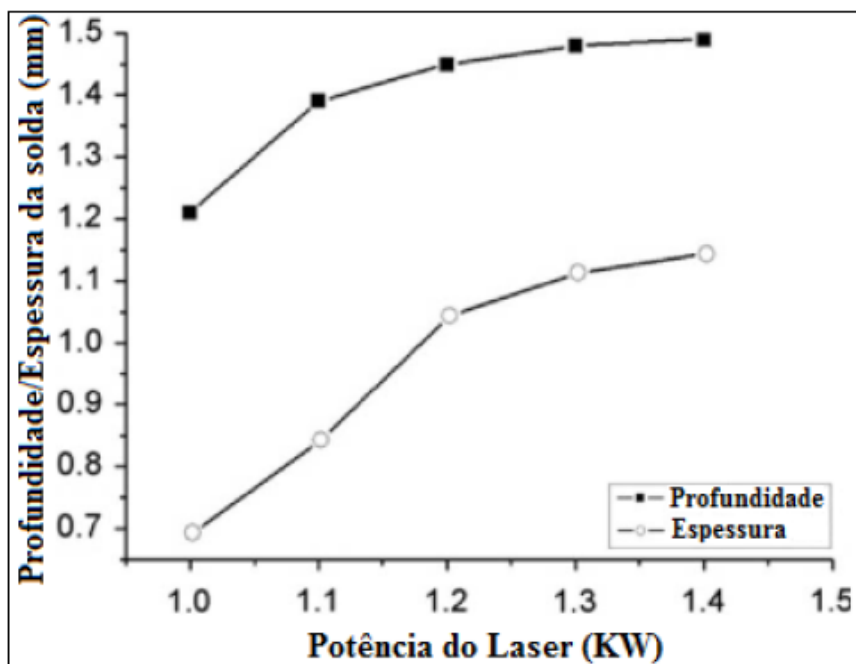
A fusão e a solidificação da solda a laser envolvem intensidades de 10^4 a 10^9 W.cm⁻², através de feixes de onda contínuo (*continuous wave*) ou com largura temporal de pulsos de 10^{-4} a 1 segundo (CORREARD, 2012). Não obstante, conforme estudos de Khan *et al.*, 2010, com uma alta densidade de energia e baixo aporte térmico, a soldagem a laser Nd:YAG, por

exemplo, produz uma ZAC pequena, de rápido resfriamento e de baixa distorção, resultando em uma boa relação profundidade vs. largura na ZF.

De acordo com pesquisas de Barnes e Pashby, 2000, o laser de Nd:YAG possui melhor aplicação, principalmente para chapas finas. Uma vez que foi possível atingir penetrações de profundidade entre 2 e 6 mm, enquanto que com o uso do laser de CO₂, se obteve penetrações de até 15 mm.

Adicionalmente, estudos do processo de soldagem a laser de CO₂ de Mei *et al.*, 2009, utilizando amostras de aço de alta resistência galvanizado de 1,5 mm, apresentaram que o aumento da potência acarreta em maior profundidade e espessura do cordão, conforme Figura 12, enquanto que o aumento da velocidade de soldagem possui efeito contrário nessas características.

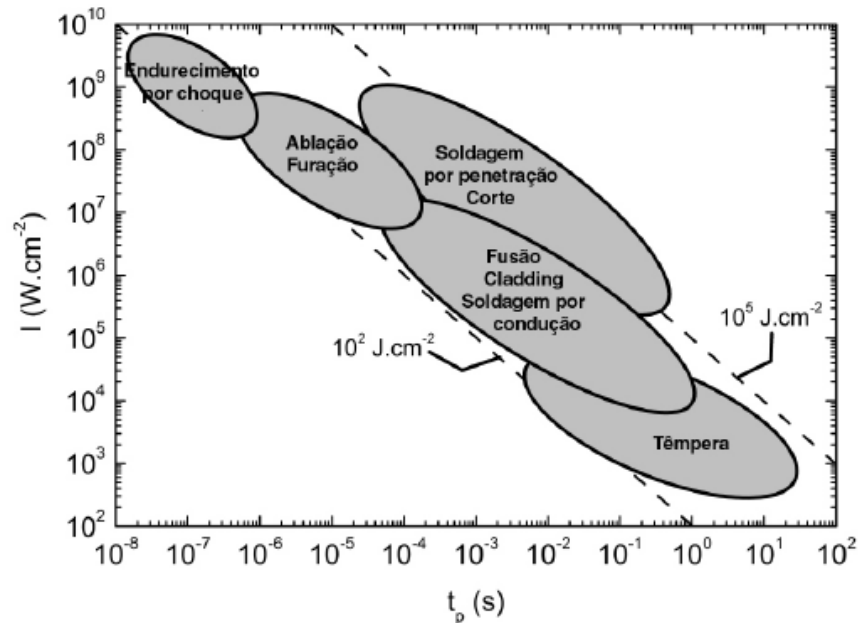
Figura 12 – Influência da potência do laser na profundidade e espessura do cordão de solda.



Fonte: Mei *et al.*, 2009.

Para chapas mais espessas, estudos de Zou *et al.*, 2016, e Ai *et al.*, 2017, apontam como grande potencial o laser a fibra, sendo mais vantajoso em relação ao Nd:YAG, gerando um feixe com melhor qualidade, mais eficiente e de boa flexibilidade, além de melhor qualidade de cordão. Este ainda apresenta baixo comprimento de onda e maior brilho quando comparado com o CO₂. No processo a fibra, estudam-se potências de 10 kW até 100 kW. A Figura 13 apresenta os processos laser de acordo com a intensidade e o tempo de pulso.

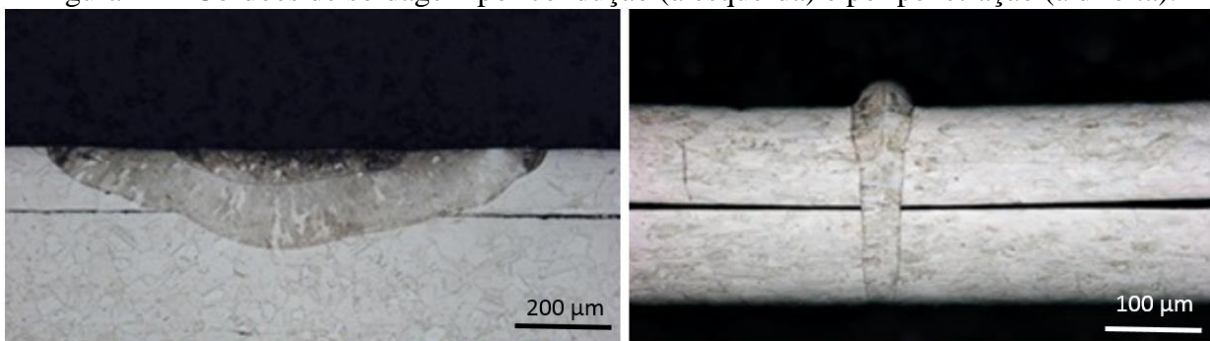
Figura 13 – Processos laser e seus diferentes parâmetros de intensidade e pulso.



Fonte: CORREARD, 2018.

Segundo EWI, 2015, existem dois diferentes mecanismos pelos quais a soldagem a laser pode ocorrer, sendo eles por condução ou por penetração, também chamado de *keyhole* ou soldagem profunda, e estes diferem basicamente pela densidade de potência e pela forma com que ocorre o aquecimento. A Figura 14 faz um comparativo entre os dois métodos de soldagem a laser e os cordões característicos de cada.

Figura 14 – Cordões de soldagem por condução (à esquerda) e por penetração (à direita).



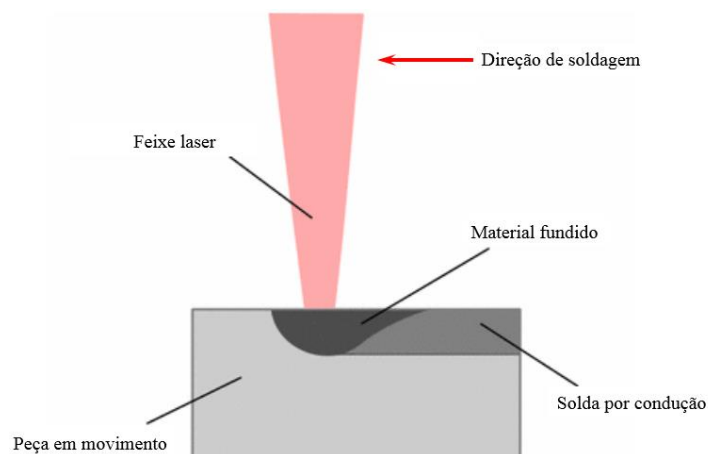
Fonte: EWI, 2015.

A seguir serão apresentadas as principais características de cada método.

3.4.1 Soldagem por condução

No método por condução, a densidade de potência é grande o suficiente para fazer com que o metal se funda, e a penetração da solda é alcançada pelo calor do laser que entra na superfície do metal. Um exemplo seria a soldagem a laser pulsada na faixa de comprimento de milissegundos de pulso. A profundidade da penetração da solda é controlada em parte pelo comprimento do pulso, ou seja, quanto maior o pulso, mais tempo o calor tem para se "conduzir" na peça. No modo de aquecimento por condução, as soldas são geralmente mais largas do que profundas e, como a intensidade do laser é relativamente baixa, o baixo aporte térmico evita os principais problemas de soldagem (MIRIM, 2011). O método possui densidade de potência na ordem de 10^5 W.cm^{-2} com um tempo de pulso determinado pela razão entre o feixe na superfície e a velocidade, e está representado na Figura 15.

Figura 15 – Esquematização da soldagem a laser por condução.



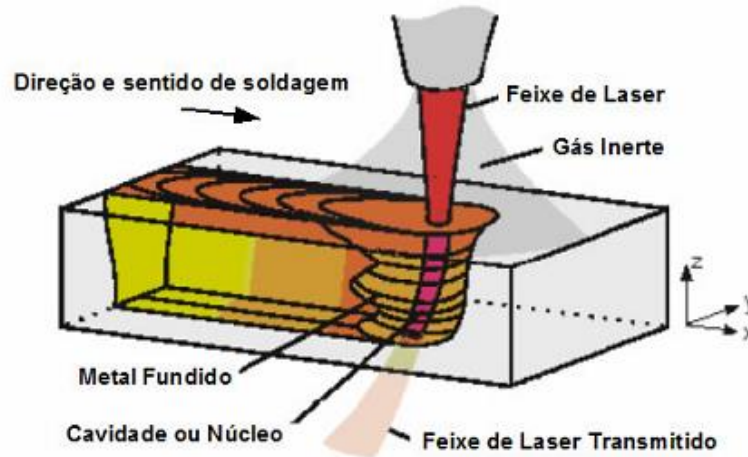
Fonte: HU e EBERHARD, 2017.

3.4.2 Soldagem por penetração (*keyhole*)

No método *keyhole*, a penetração de solda é obtida de uma maneira diferente. Durante a soldagem, a densidade de potência é grande o suficiente para que o metal vá além da fusão e se vaporize. O metal vaporizado em torno do eixo óptico do laser cria uma cavidade, chamada *keyhole*. Esta cavidade ajuda a transmitir o feixe para dentro do material por reflexões múltiplas, o que aumenta o acoplamento entre o feixe e o material (absortividade). À medida que o feixe do laser se desloca para criar o cordão, o material é continuamente fundido na frente do feixe, fluindo ao redor do *keyhole* e solidificando-se na parte posterior da poça de fusão, criando uma solda tipicamente profunda e estreita, onde o diâmetro do *keyhole* é aproximadamente o

diâmetro do próprio feixe (LADARIO *et al.*, 2007; CORREARD, 2018). A soldagem por *keyhole*, conforme mostra a Figura 13, é feita comumente em uma densidade de potência na ordem de 10^6 W.cm^{-2} , com um tempo entre 10^{-4} e 10^{-1} segundos. A Figura 16 ilustra o método.

Figura 16 – Formação do cordão de solda a laser por penetração.



Fonte: DAMOULIS E BATALHA, 2004.

A soldagem a laser, tanto por condução quanto por penetração, também está sujeita a defeitos comuns aos demais processos de soldagem, tais como poros e trincas. Os poros podem ser oriundos do desabamento do *keyhole*, quando o acoplamento entre material e feixe se torna instável (CARVALHO, 2009). Outros geradores de poros são também a desgaseificação do metal líquido ou a contaminação da poça com a atmosfera ao redor, como no caso de ineficiência do gás inerte protetivo.

No presente trabalho foi utilizada a soldagem a laser de fibra, pelo método *keyhole*, sendo os parâmetros utilizados, equipamentos, materiais e metodologias apresentadas a seguir.

3.5 Soldagem a laser dos aços 22MnB5 estampados a quente

Após o processo de estampagem a quente, o material torna-se de difícil soldabilidade por processos convencionais, devido a sua alta resistência em resposta às características microestruturais. Adicionalmente, o desenvolvimento de tensões residuais nas juntas soldadas é intrínseco do processo de soldagem, uma vez que após o aporte térmico a peça resfria, e a zona fundida (ZF) e a zona afetada pelo calor (ZAC) passam por transformações de fases, transitando de austenita para ferrita, bainita ou martensita. Tais transformações ocorrem com uma expansão de volume específico, ao mesmo tempo que esse aumento de volume é impedido

pelas regiões já martensíticas do aço 22MnB5 estampado à quente, o que acarreta em um esforço de compressão na região que recebeu o aporte térmico (BARBATO, 2012). Portanto, tão maior for a resistência ao escoamento do material no início da austenitização, mais expressivo é o efeito da tensão residual após a soldagem.

Com uso crescente de aços estampados a quente 22MnB5 na indústria automobilística, nota-se um aumento considerável nas pesquisas de soldagem a laser destes materiais, visando maior estabilidade microestrutural destes aços uma vez que o calor aportado e a ZAC são significativamente menores (GERHARDS *et al.*, 2016; KÜGLER *et al.*, 2016; VOLLERTSEN *et al.*, 2017; WANG *et al.*, 2017).

Němeček *et al.*, 2012, estudaram a soldagem a laser dos aços de alta resistência em comparação com a soldagem a arco MAG. Quando avaliado o aço martensítico DOCOL 1200 (22MnB5) estampado a quente, as juntas soldadas a laser apresentaram uma dureza correspondente de 370 HV 10, não apresentando grande diferença em relação ao metal base. Já dureza da junta soldada MAG caiu para 220 HV 10. Isso ocorre porque a martensita no metal de base da chapa passou por um revenido intensivo durante o processo. A resistência mecânica à tração das juntas soldadas apresentou a mesma tendência, e comportamento similar foi observado para o aço TRIP 900, onde a soldagem laser apresentou mínimo impacto no material próximo da junta.

Estudos de Wang *et al.*, 2017, também avaliaram a soldabilidade a laser do aço 22MnB5 estampado a quente com revestimento Al-Si, utilizando potência de 4kW, velocidade de 3 m/min e avaliando diferentes atmosferas, visando eliminar a remoção do revestimento no processo e obtendo bons resultados com atmosfera oxidante. Sun *et al.*, 2019, também investigaram o desempenho destes aços revestidos e estampados a quente na soldagem a laser avaliando método para suprimir a formação da ferrita δ na microestrutura martensítica da junta soldada sem a necessidade da remoção do revestimento e preservando as propriedades mecânicas do aço com a adição de uma camada de níquel.

Adicionalmente, conforme estudos de Hong e Shin, 2017, o processo a laser já vem sendo estudado em aços AHSS também em substituição a solda a ponto, pois estes aços provocam desgastes excessivos dos eletrodos de forma similar ao que ocorre com materiais galvanizados. Não obstante, a soldagem laser mostrou-se uma excelente opção também para metais dissimilares, conforme estudos envolvendo aços TRIP, DP980 e HSLA (LUN *et al.*, 2017).

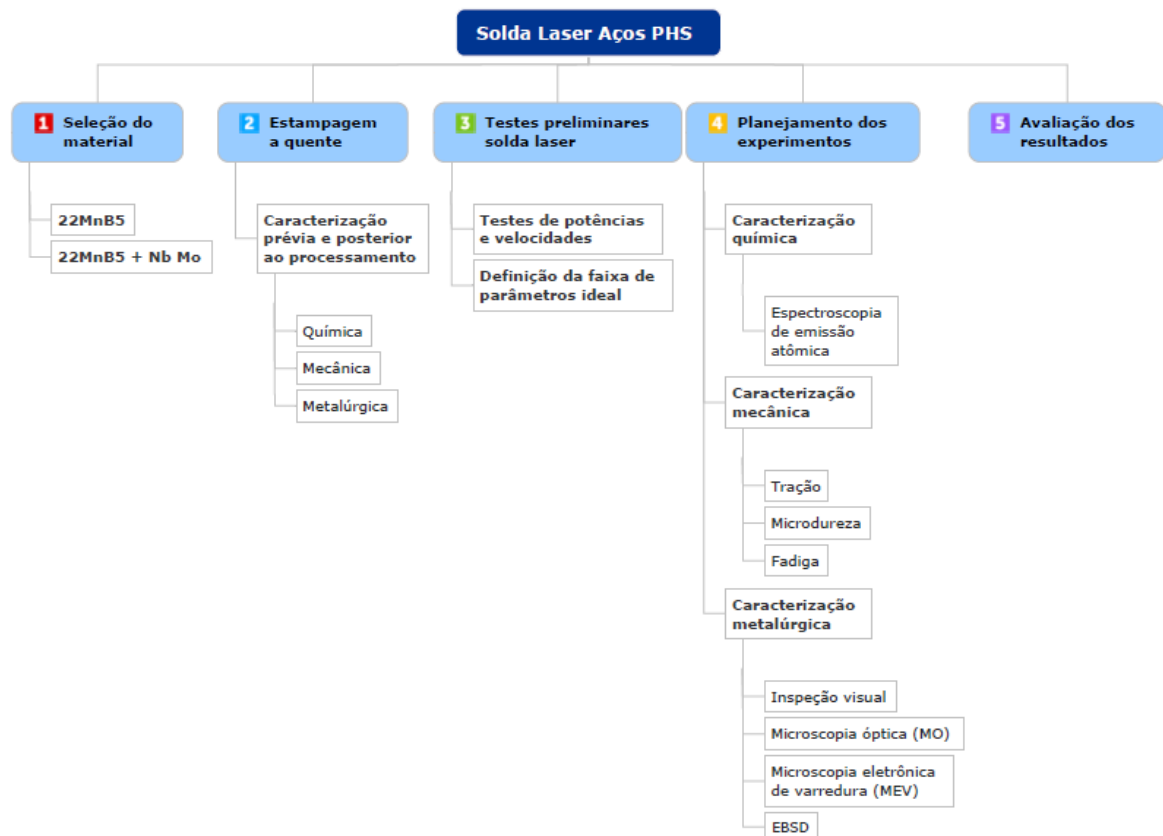
He *et al.*, 2019, avaliaram a influência do revestimento Al-Si no aço 22MnB5 conformado a quente, quando submetido ao processo de soldagem a laser. As juntas soldadas a

laser do material sem revestimento apresentaram um melhor desempenho nos ensaios mecânicos de tração uniaxial, quando comparado ao material revestido. Esse resultado está associado a dissolução do revestimento Al-Si ao substrato, o qual permanece parcialmente aglomerado na fronteira de fusão como fase intermetálica.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Neste item são descritos em detalhes os equipamentos, dispositivos auxiliares, materiais, procedimentos, considerações e premissas utilizadas no desenvolvimento da tese. Podemos visualizar o fluxograma das etapas do estudo na Figura 17.

Figura 17 – Fluxograma das etapas envolvidas no procedimento experimental



Fonte: Próprio Autor.

O fluxograma da Figura 17 apresenta a metodologia utilizada neste estudo. Inicialmente definiram-se os materiais de base a serem utilizados no processo de estampagem a quente, posteriormente os parâmetros iniciais de soldagem a partir da revisão bibliográfica. Ao passo que foram realizados testes preliminares de soldagem a laser, a fim de definir os parâmetros ideais de soldagem.

Após a definição dos parâmetros ideais, as soldas passaram por análise macro e microestrutural e avaliação mecânica. Para avaliar a qualidade e as características superficiais das juntas soldadas, foi realizada inspeção visual. A partir da microscopia óptica foram obtidas macrografias para caracterizar por meio da secção transversal das soldas defeitos como: a falta

de fusão ou penetração, micrografias para caracterizar a morfologia da junta soldada. Por fim, foi realizada uma avaliação mecânica por meio de ensaios de tração, microdureza e fadiga.

4.1 Materiais

4.1.1 Metal base

Neste trabalho foram utilizadas duas classes de aços avançados de alta resistência (AHSS) para estampagem a quente (*hot stamping*), o 22MnB5 e o aço 22MnB5 modificado com adições de nióbio e molibdênio. A espessura das chapas é de 4,50 mm.

A composição química e propriedades mecânicas dos materiais fornecidas pelo fabricante SSAB são apresentadas nas Tabelas 3 e 4, respectivamente.

Tabela 3 – Composição química dos aços 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.

Aço	C [%]	Si [%]	Mn [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ti [%]	Nb [%]	B [%]
22MnB5	0,22	0,2	1,2	0,004	0,2	-	0,03	-	0,0025
22MnB5 + NbMo	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.

Tabela 4 – Propriedades mecânicas do aço 22MnB5 e 22MnB5+NbMo.

Aço	Limite de Resistência [MPa]	Limite de Escoamento [MPa]	Alongamento [%]
22MnB5	500 - 700	350 - 550	≥10
22MnB5 + NbMo			

Fonte: Adaptado de Hannula *et al.*, 2019.

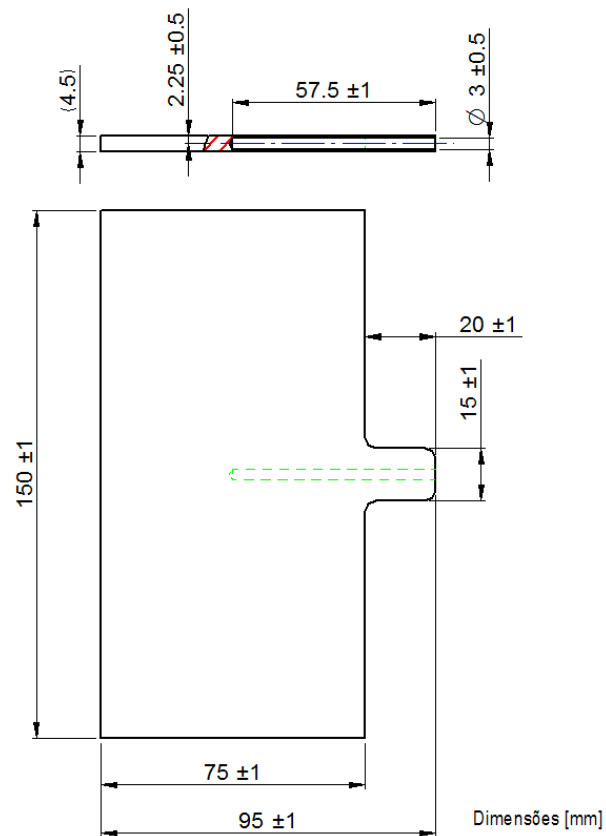
Em sua condição inicial, o aço para estampagem a quente 22MnB5 possui uma microestrutura ferrítica e perlítica, porém durante a conformação e concomitantemente tratamento térmico de têmpera, permite obter uma microestrutura preponderantemente martensítica.

As análises por microscopia óptica do aço, antes e após o processo de estampagem a quente, foram realizadas por meio da preparação metalográfica padrão da norma ASTM E3. As amostras já embutidas foram lixadas na sequência granulométrica #220, 400, 600, 1200 e 2500, e polidas com solução de alumina 1 µm. O ataque metalográfico foi realizado, utilizando solução Nital 2% durante 10 segundos de exposição. Após o ataque as imagens foram obtidas em um microscópio da marca Zeiss, modelo Axio Scope A1.

4.2 Preparação dos corpos de prova para a estampagem a quente

Para a preparação dos corpos de prova, optou-se por utilizar uma máquina de corte laser modelo Bysprint Fiber 3105, marca Bystronic, por apresentar precisão dimensional e excelente qualidade nas arestas cortadas, sem a presença de rebarbas. A dimensão do corpo de prova foi de 75 mm x 150 mm, conforme Figura 18.

Figura 18 – Corpos de prova para o processo de estampagem a quente.



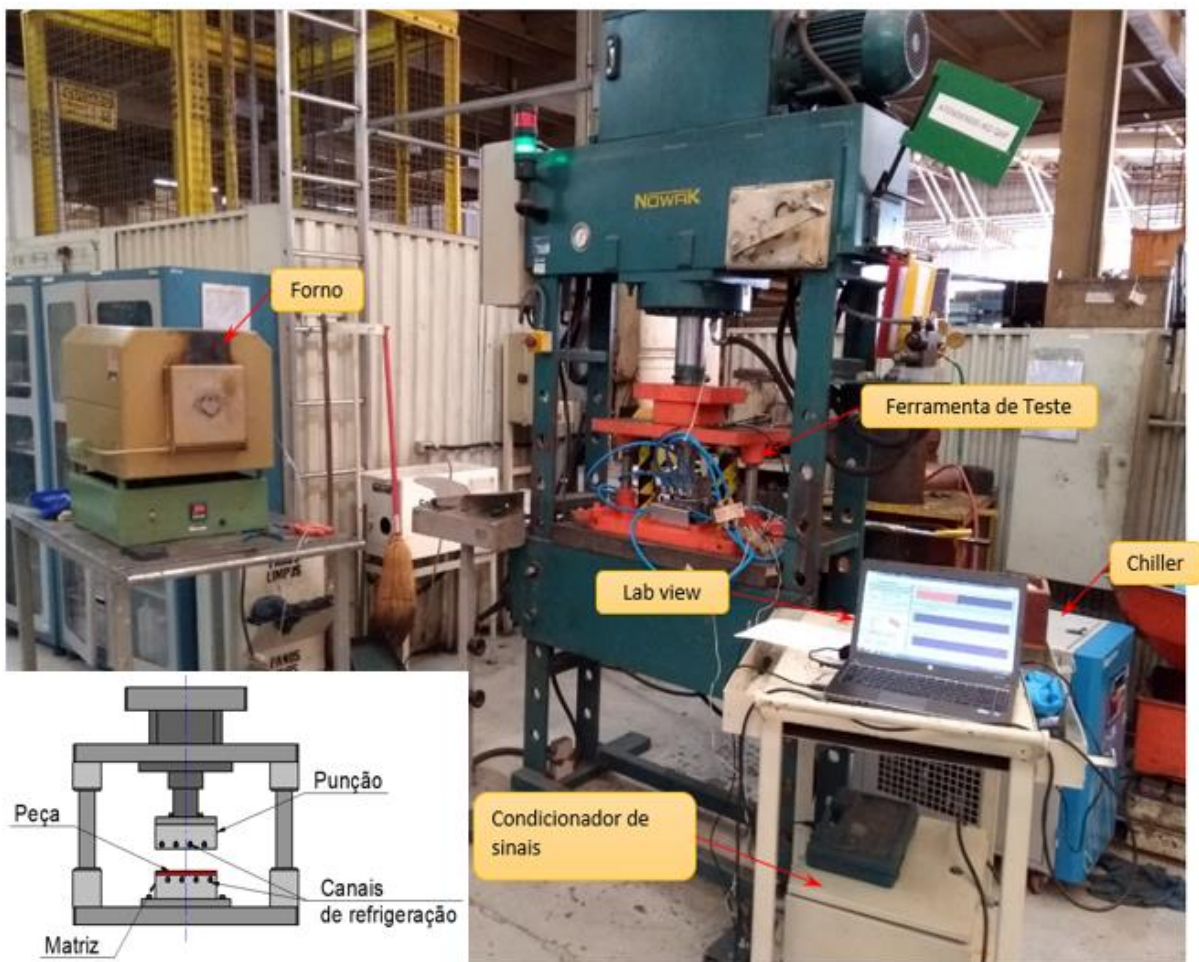
Fonte: O autor.

Com objetivo de facilitar a movimentação dos corpos de prova do forno para a ferramenta, na região central, é possível observar material sobressalente com dimensões de 15 mm x 20 mm. Na mesma região, foi realizado um furo com diâmetro de 3,00 mm e 57,5 mm de profundidade, para inserção de um termopar tipo K, com objetivo de controlar a temperatura nas etapas de aquecimento e resfriamento do processo de conformação.

4.3 Tratamento térmico de têmpera

Para a realização do tratamento térmico de têmpera, foi utilizada uma prensa hidráulica de 100 toneladas, modelo TM 100 do fabricante Nowak, um forno tipo mufla para altas temperaturas modelo 3436 do fabricante Formitec, um refrigerador de água (*chiller*) modelo R134-a do fabricante Maqtermo. A têmpera foi realizada usando uma ferramenta projetada para produzir corpos de prova para os ensaios de soldagem, ver Figura 19.

Figura 19 – Aparato experimental utilizado no processo de estampagem a quente e esquema da ferramenta de têmpera com resfriamento interno de água.



Fonte: O autor.

Os ensaios foram realizados inserindo os corpos de prova instrumentados no forno tipo mufla, com a câmara de aquecimento na temperatura estabilizada em 950°C. Os mesmos foram mantidos durante 300 segundos (5 minutos), registrados por meio de um cronômetro, com o objetivo de obter uma transformação completa e homogênea da austenita. Em seguida, foi

realizada a rápida transferência para a ferramenta (<7 segundos), evitando uma queda excessiva de temperatura. A Tabela 5 resume os parâmetros do processo empregados neste estudo, que representa as condições típicas de endurecimento por prensagem industrial.

Tabela 5 – Parâmetros do processo de estampagem a quente.

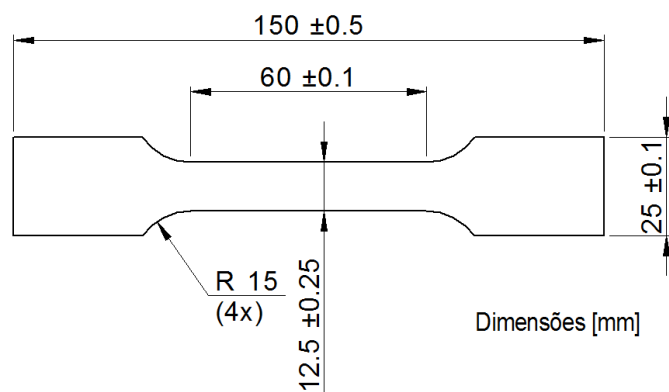
Temperatura de Encharque	Tempo de Encharque	Transferência CP para ferramenta	Vazão do fluido nos canais de refrigeração	Pressão de Contato	Temperatura do fluido
[°]	[s]	[s]	[l/min]	[MPa]	[°C]
950	300	< 7	13	70	5

Fonte: O autor, 2020.

Como neste estudo o objetivo é obter uma microestrutura 100% martensítica, a temperatura do fluido nos canais de refrigeração constitui um importante fator de influência para o efeito de resfriamento proporcionado pelo ferramental, no caso estudado a temperatura do fluido na saída do *chiller*, foi de 5°C, promovendo o rápido resfriamento.

Com objetivo de validar as propriedades mecânicas do material de base antes e após o processo de estampagem a quente, cinco corpos de prova de cada material, 22MnB5 e 22MnB5+NbMo foram extraídos perpendicularmente a direção de laminação, seguindo o procedimento da norma ASTM E 8M:2016, o desenho do corpo de prova pode ser visualizado na Figura 20.

Figura 20 – Corpo de prova ensaio de tração, material antes e após processo de conformação a quente.



Fonte: O autor.

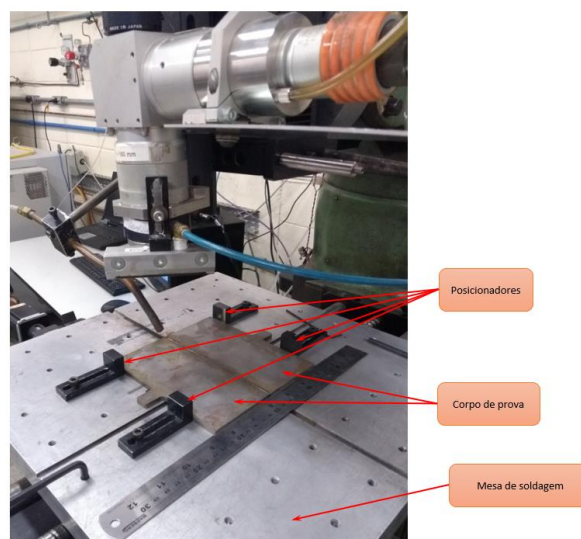
4.4 Solda laser: preparação dos corpos de prova

Para a realização de todos os testes de soldagem, as bordas dos corpos de prova foram retificadas por meio de uma máquina retífica plana modelo T-104a, do fabricante Ferdimat, com objetivo de eliminar possíveis contaminantes do processo de estampagem a quente. A fim de eliminar contaminantes oriundos do processo de retífica, as bordas foram limpas com água e sabão neutro com esponja abrasiva, enxaguadas em água corrente, secas com fluxo de N_2 e limpas com pano especial embebido com etanol 96%. Imediatamente, antes de iniciar a soldagem, as juntas novamente recebiam um sopro de N_2 .

4.4.1 Aparato de soldagem laser

Os corpos de prova foram montados diretamente sobre a mesa do equipamento de soldagem, que proveu desta forma, um apoio rígido e estável para execução dos experimentos. A mesa de soldagem é dotada de um sistema com comandos numéricos computadorizados (CNC) controlada por computador por meio do software EMC2, e acionada por motores de passo, com velocidade máxima de 160 mm/s, e cursos dos eixos X e Y com 430 e 508 mm, respectivamente, ambos com uma resolução de 5 μm . Para a fixação óptica de focalização e ajuste de foco do feixe de laser sobre os corpos de prova, é incorporado à mesa um eixo Z, com curso de 215 mm e resolução de 1 μm . A fim de garantir que os corpos de prova fossem firmemente fixados, e não ocorresse o seu deslocamento, foram utilizados 4 posicionadores “L”, fixados diretamente à mesa. A Figura 21 mostra o aparato experimental.

Figura 21 – Montagem dos corpos de prova na mesa de soldagem.



Fonte: O autor.

4.4.2 Equipamento de solda laser

Os experimentos de soldagem foram realizados por meio de um equipamento do fabricante IPG, modelo YLR-2000, com potência de 2 kW. O mesmo encontra-se instalado no Laboratório de Desenvolvimento de Aplicações de Laser e Ótica da Divisão de Fotônica (EFO) do Instituto de Estudos Avançados (IEAv) do Departamento de Ciência e Tecnologia Aeroespacial (DCTA). A Figura 22 apresenta detalhes do equipamento de solda laser.

Figura 22 – Equipamento de solda laser.



Fonte: O autor.

A fibra óptica do laser possui 50 μm de diâmetro e 5 metros de extensão. Esta fibra é conectada a uma segunda fibra com diâmetro correspondente a 100 μm e extensão de 10 metros, através de uma unidade de acoplamento com sistema de resfriamento. Por sua vez, a fibra secundária é conectada a um colimador óptico no cabeçote do laser, formando o sistema de acoplamento do feixe, este acoplamento facilita a substituição da fibra de processo. O laser é dotado de uma cabine de processamento com sistemas de gases auxiliares e exaustão de fumos.

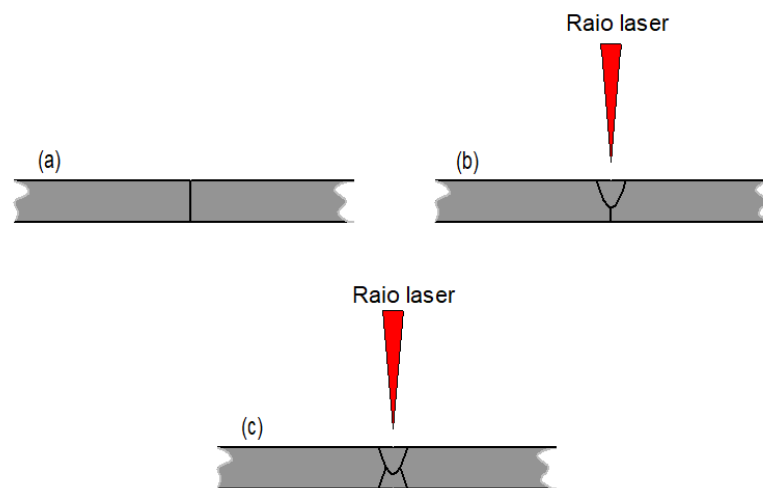
4.5 Parâmetros Experimentais

4.5.1 Informações Básicas

Ambos os corpos de prova para realização dos ensaios de soldagem, foram retirados de uma única chapa comercial de 4,50 mm de espessura. Suas dimensões foram determinadas de forma a permitir a realização de diversas tentativas de soldagem com comprimento total de 150 mm.

Os experimentos de soldagem foram realizados unindo dois corpos de prova descritos na seção 4.2. O processo de soldagem foi realizado em dois passes, conforme mostrado na Figura 23. Antes da soldagem, as peças foram posicionadas em configuração de topo (Figura 23a), escovadas e enxugadas com pano embebido em etanol e secas por um jato de gás nitrogênio. Antes de aplicar o segundo passe de solda, as peças foram viradas e limpas novamente para remover pequenas partículas de óxidos geradas durante o primeiro passe de solda. Os dois passes de solda estão parcialmente sobrepostos (ver Figura 23c).

Figura 23 – Sequência de processamento do procedimento de solda laser. a) junta de topo, b) primeiro passe de solda, c) segundo passe de solda.



Fonte: O autor.

4.6 Métodos de Desenvolvimento dos Experimentos

Possuindo como base as análises dos testes experimentais e também a revisão bibliográfica, foram realizadas correções e adaptações nos parâmetros utilizados para a realização das soldas.

O foco do laser foi mantido na parte inferior das chapas para que ocorra a correta estabilização do *keyhole* na soldagem, favorecendo assim a formação do capilar de vapor e potencializando a energia do laser. Para garantir a ausência de contaminação do cordão de solda, foi utilizado argônio como gás de proteção, com uma vazão de 10 l/min. As soldas foram realizadas com uma leve inclinação entre o cabeçote e a normal das chapas. Esta inclinação é necessária para que não ocorra retroalimentação da cavidade via fibra óptica, caso houvesse reflexão do feixe laser, o que acarretaria danos ao sistema. A Tabela 6 apresenta os parâmetros utilizados no processo de soldagem a laser.

Tabela 6 – Parâmetros utilizados no processo de soldagem laser.

Velocidade de soldagem [mm/s]	Potência do laser [kW]	Vazão do gás de proteção [l/min.]	Ângulo de inclinação [°]
50	2000	10	5

Fonte: O autor.

4.7 Modos de Avaliação das Soldagens

As chapas foram soldadas em temperatura ambiente, sem pré ou pós aquecimento do material, depois de soldadas foram visualmente inspecionadas. Fotos das soldas foram tiradas por meio de uma câmera fotográfica digital com resolução de 12 Megapixels. As fotografias para análise da superfície das soldas foram tiradas segundo um ângulo de aproximadamente 90° em relação à superfície dos corpos de prova.

Para cada solda realizada com os parâmetros finais, foram retirados corpos de prova de tração, amostras representativas para análise metalográfica, medição do perfil de dureza e fadiga. Os 50 mm iniciais e finais de cada solda foram descartados, seguindo o recomendado pela norma DIN EN ISO 15614-1:2012 “*Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test*”.

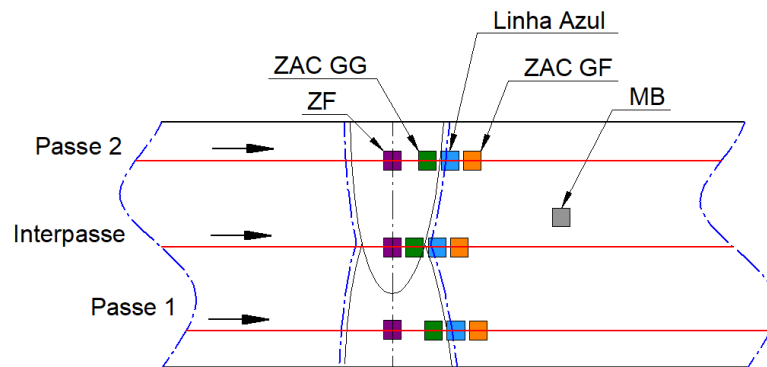
4.7.1 Caracterização de macrografia e micrografia

As análises metalográficas foram realizadas por meio do corte refrigerado da secção transversal das soldas. Posteriormente à seleção e extração, as amostras foram embutidas a quente em resina baquelite, lixadas na sequência granulométrica # 220, 400, 600, 1200 e 2500 e polidas com solução de alumina 1 µm. O ataque metalográfico foi realizado com a solução

Nital 10% durante 10 segundos de exposição. As imagens foram obtidas em um estereomicroscópio ZEISS Stemi 2000-C.

As análises micrográficas foram realizadas por meio da preparação metalográfica padrão da norma ASTM E3, as amostras já embutidas foram lixadas na sequência granulométrica # 220, 400, 600, 1200 e 2500 e polidas com solução de alumina 1 μm . O ataque metalográfico foi realizado com a solução Nital 2% durante 10 segundos de exposição. Após o ataque as imagens foram obtidas em um microscópio da marca Zeiss modelo Axio Scope.A1. A Figura 24 apresenta de maneira esquemática as regiões onde foram realizadas as análises de micrografia.

Figura 24 – Desenho esquemático para análise de micrografia.



Fonte: O autor.

Como pode ser observado por meio da Figura 24, as análises de micrografias tiveram como objetivo realizar um mapeamento da região soldada. Com isso, foi capturado 12 imagens que contemplam os dois passes de solda e a região de interpasse, além de uma imagem do material de base.

4.7.2 Análise microestrutural em MEV

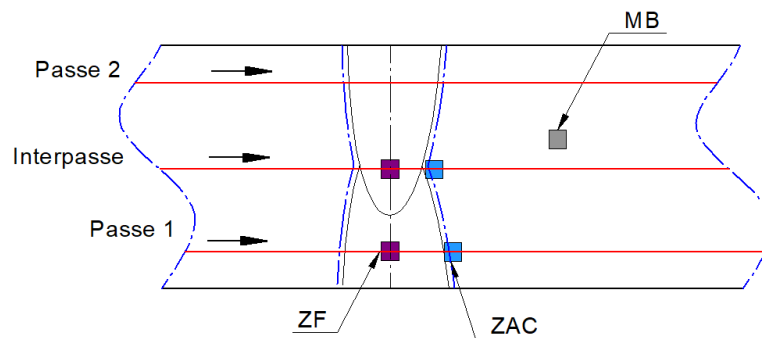
Para a análise em microscópio eletrônico de varredura (MEV) marca Tescan, modelo VEGA 3, as amostras foram preparadas pelo procedimento metalográfico padrão. Com as amostras já embutidas as mesmas foram lixadas na sequência granulométrica # 220, 400, 600, 1200 e 2500 e polidas com solução de alumina 1 μm . O ataque metalográfico foi realizado com solução Nital 10% durante 5 segundos de exposição. Após o ataque as amostras foram retiradas do baquelite para inserção na câmara do MEV. Foi utilizada a técnica de elétrons secundários para a varredura do relevo superficial das amostras atacadas, com posterior classificação

microestrutural. A configuração para as imagens de MEV seguiram o mesmo padrão apresentado na Figura 24.

4.7.3 Análise microestrutural de EBSD

O preparo das amostras para análise com EBSD foi similar ao preparo da análise com MEV, acrescido de uma etapa adicional de polimento mecanizado com sílica coloidal de 0,04 μm por 40 minutos. Para as análises foi utilizado um detector de elétrons retroespalhados da marca Oxford, modelo Nordlys Max 3, acoplado a um microscópio eletrônico de varredura JEOL modelo JEM 7100LV F, utilizando uma magnificação de 500 x, *step size* entre 0,6 μm e voltagem de 25keV. O pós processamento dos dados foi realizado com a extensão MTEX – *Free and Open Source Software Toolbox* versão 5.01 instalada no software MATLAB®. Grãos menores que 50 pixels foram desconsiderados. A reconstrução da austenita prévia foi automatizada com algoritmo desenvolvido por Nyysönen (2017) utilizando 1,6 como *inflation operator* e desorientação mínima de 3° entre as ripas de martensita. A Figura 25 apresenta de maneira esquemática as regiões onde foram realizadas as análises de EBSD.

Figura 25 – Desenho esquemático para análise de EBSD.



Fonte: O autor.

4.7.4 Análise de fases por difração de raio X

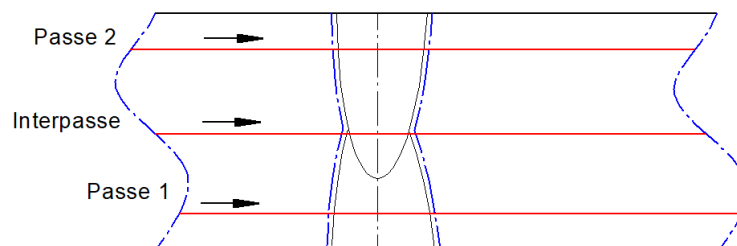
As análises de difração de raios X (DRX) tiveram como objetivo a identificação de fases cristalinas presentes nos materiais, realizadas medições na região do metal de base. A preparação da amostra foi por meio do acabamento superficial lixado seguindo a sequência granulométrica de #400, 600, 1000 e 1500 *mesh*, polidas com suspensão de diamante de 3 μm e 1 μm , sem ataque metalográfico. As análises foram realizadas em um difratômetro Rigaku SmartLab 9kW, com detector D/Tex Ultra, usando $\text{CrK}\alpha$ ($\lambda = 2,28975 \text{ \AA}$) e geometria Bragg-

Brentano. A faixa de varredura foi de 50° à 158° , com passo de $0,01^\circ$, velocidade $1^\circ/\text{min}$, tensão de 40 KV e corrente de 180 mA. A identificação das fases presentes e as análises semi-quantitativas foram obtidas utilizando o software PDXL2 e o banco de dados do ICDD (*International Centre for Diffraction Data*).

4.7.5 Avaliação do perfil de microdureza

Para análise de microdurezas das diferentes regiões das soldas, as amostras embutidas foram preparadas com lixamento transversal na sequência granulométrica # 220, 400, 600, 1200 e 2500 e polidas com solução de alumina $1\ \mu\text{m}$. O ataque metalográfico foi realizado com solução Nital 10% durante 5 segundos de exposição. As soldas foram avaliadas através de perfis de microdurezas realizados em sua seção transversal, conforme ilustrado na Figura 25. Os perfis de microdurezas foram realizados conforme a norma ASTM E 384-16 com início no sentido indicado pelas setas, passando por todas as regiões da união gerando uma varredura de todos os pontos da união. Para que isso fosse possível foi aplicada uma carga de 0,025 kgf com distância entre indentações de 0,05 mm. O equipamento utilizado no ensaio foi um microdurômetro da marca Shimadzu modelo HVM-G 20ST.

Figura 26 – Representação esquemática da seção transversal das amostras utilizadas para análises de microdureza.

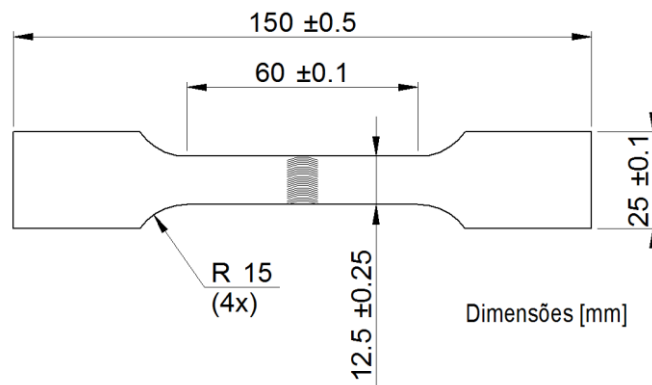


Fonte: O autor.

4.7.6 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração das uniões soldadas pelo processo laser foram realizadas conforme os procedimentos da norma ASTM E 8M:2016. Os corpos de prova foram confeccionados numa máquina de eletro-erosão a fio e extraídos na direção transversal à solda, para determinação do limite de resistência à ruptura, escoamento e o alongamento percentual do material após a soldagem, ver desenho do corpo de prova na Figura 26.

Figura 27 – Corpo de prova ensaio de tração



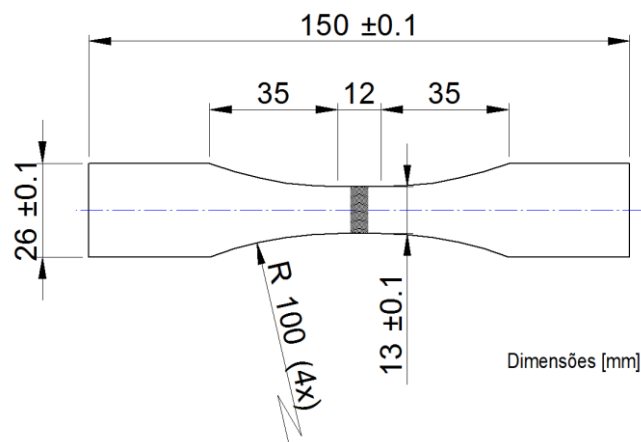
Fonte: O autor.

Para a análise foi utilizada uma máquina de ensaio da marca Shimadzu modelo EHF – EB 10 – 20L, foram ensaiados 5 corpos de prova para cada condição de soldagem com uma velocidade de carregamento de 0,75 mm/min.

4.7.7 Ensaio de fadiga

Os corpos de prova utilizados para o ensaio de fadiga foram confeccionados de acordo com a norma ASTM E466-96:2002, retirados no sentido transversal a solda, ver Figura 28. O corte lateral, para obtenção da silhueta dos corpos de prova em forma de gravata borboleta, foi efetuado por eletro-erosão a fio. Por fim, para eliminação de rebarba, os corpos de prova sofreram lixamento nas bordas da região de ensaio com lixa de granulometria #300. Já as faces sofreram lixamento no sentido longitudinal, com lixa de granulometria #400.

Figura 28 – Corpo de prova para ensaio de fadiga.



Fonte: O autor.

Os diagramas de vida em fadiga S-N (tensão vs. número de ciclos) foram elaborados de acordo com a norma ASTM E739:1991, utilizando o software de modelamento matemático MatLab, versão R2017b. Os ensaios foram realizados de modo a obter em torno de 22 dados válidos para cada caso. A razão de cargas de tração aplicada foi de 10% (ou seja: $R = F_{\text{mínima}}/F_{\text{máxima}} = 0,1$). Os corpos de prova cujo ensaio foi interrompido devido ao grande número de ciclos atingido (run-out $> 10^6$), apesar de mostrados nos diagramas, não foram utilizados no equacionamento das curvas S-N. O mesmo procedimento foi adotado em relação aos corpos de prova que sofreram ruptura atípica, dentro da região de agarre (ao invés de ocorrer na região central de teste). Para a análise foi utilizada uma máquina de ensaio da marca Shimadzu modelo EHF – EB 100 kN – 20L.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste item são descritos diversos aspectos da influência dos parâmetros de soldagem sobre as características das soldas produzidas pelo processo laser. Principalmente por meios da confrontação dos resultados obtidos pelos diversos testes realizados, além da comparação com dados de referência publicados. Nos testes preliminares são apresentados resultados qualitativos nos quais se basearam todos os ajustes necessários aos parâmetros de soldagem.

Após a definição dos parâmetros ideais de soldagem, foi realizada uma análise a partir dos dados obtidos nos ensaios de tração, perfil de dureza, fadiga e análises metalográficas. Baseado nestes dados se obteve a caracterização das soldas obtidas pelo processo de soldagem laser.

5.1 Caracterização do Metal Base

Para comprovar os dados das propriedades mecânicas obtidas por meio do catálogo da SSAB (2015), cinco amostras do material foram submetidas a ensaios de tração. Os resultados dos ensaios mecânicos como: limite de escoamento (MPa), limite de resistência à tração (MPa) e alongamento (%) são apresentados nas Tabelas 7 e 8.

Tabela 7 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5

	Propriedades Mecânicas	
	Conforme recebido	Após processo de estampagem a quente
Limite Escoamento (MPa)	615±7	1023±2
Limite Resist. Tração (MPa)	703±2	1411±7
Along. (%)	17±2	9±0,5

Fonte: O autor.

Tabela 8 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5+NbMo

	Propriedades Mecânicas	
	Conforme recebido	Após processo de estampagem a quente
Limite Escoamento (MPa)	637±11	1075±2
Limite Resist. Tração (MPa)	774±9	1465±9
Along. (%)	20±2	10±0,2

Fonte: O autor.

Os valores obtidos nos ensaios de tração do metal de base antes e após o processo de estampagem a quente, referem-se à média dos cinco corpos de prova extraídos perpendicularmente ao sentido de laminação da chapa base, uma vez que todas as soldas analisadas neste trabalho foram realizadas paralelamente ao sentido de laminação.

Os ensaios demonstraram propriedades ligeiramente superiores para a versão com Nb e Mo, apresentando em uma média, tensões de escoamento, máximas e deformações maiores do que a versão sem Nb e Mo. Como é esperado do processo de estampagem a quente, os valores de resistência mecânica aumentaram significativamente após o processo de conformação, obtendo valores médios de 1411 MPa e 1465 MPa de limite de resistência, para o material 22MnB5 e 22MnB5+NbMo, respectivamente.

A composição química das ligas medida por espectrometria de emissão óptica é apresentada nas Tabelas 9.

Tabela 9 – Resultados dos ensaios mecânicos da liga 22MnB5

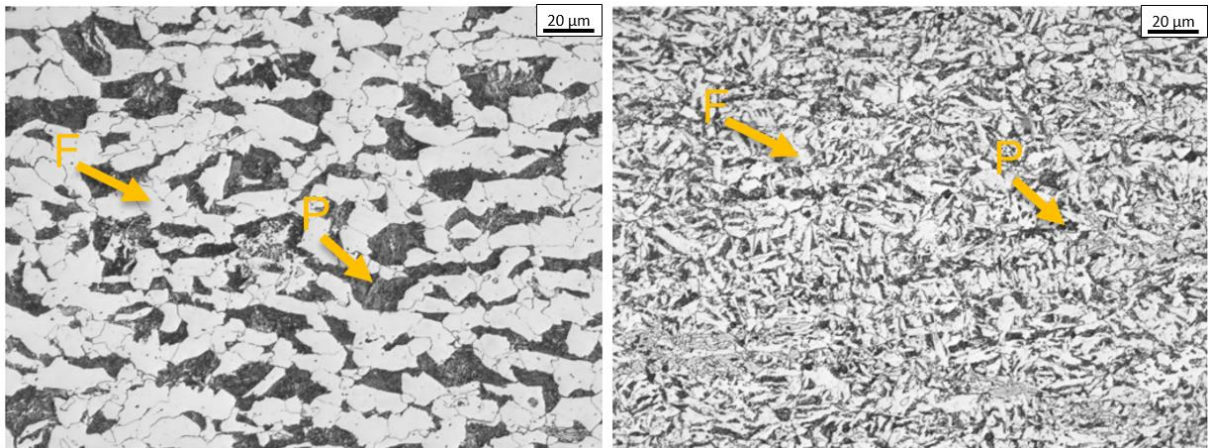
Aço	C [%]	Si [%]	Mn [%]	S [%]	Cr [%]	Mo [%]	Ti [%]	Nb [%]	B [%]
22MnB5	0,22	0,14	1,19	0,001	0,22	-	0,035	-	0,001
22MnB5 + NbMo	0,20	0,19	1,19	0,002	0,19	0,157	0,035	0,04	0,001

Fonte: O autor.

Na Figura 29 pode-se observar por microscopia óptica o efeito de refino de grão ferrítico promovido pela adição de pequenas quantidades de nióbio e molibdênio no material na condição de recebimento. Já na Figura 30, pode-se observar o mesmo efeito por meio da microscopia eletrônica de varredura com maior precisão. Nota-se que a microestrutura do material antes da têmpera promovida pelo processo de estampagem à quente é majoritariamente ferrítica e perlítica.

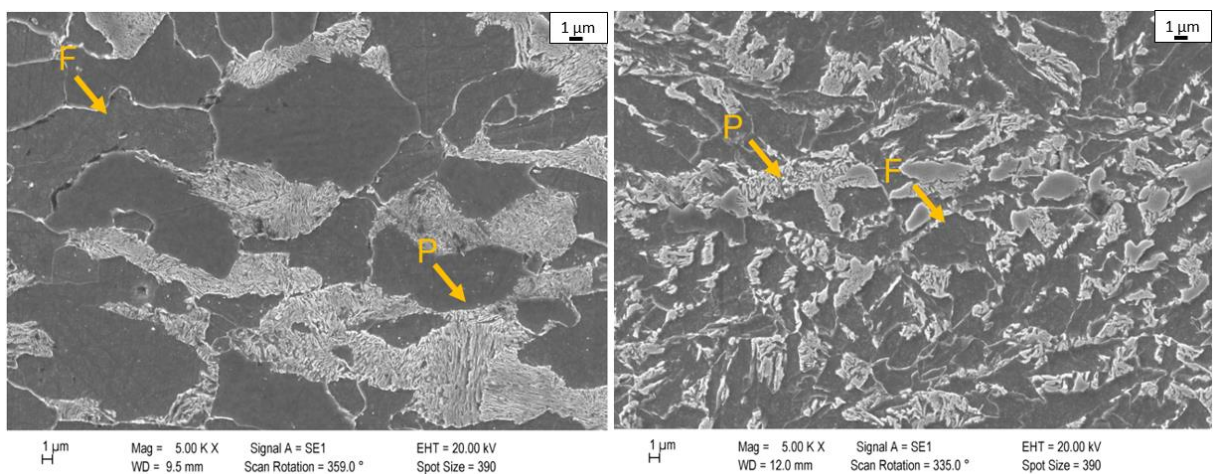
Morris *et al.*, (2003) comprovaram em seus estudos que o nióbio e o molibdênio são responsáveis pelo endurecimento por precipitação e refino de grão, sendo o refino de grão microestrutural, o único mecanismo que melhora simultaneamente a resistência do aço.

Figura 29 – Microscopia óptica do material 22MnB5 pré-processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 500x.



Fonte: O autor.

Figura 30 – Microscopia eletrônica de varredura do material 22MnB5 pré-processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 5000x.

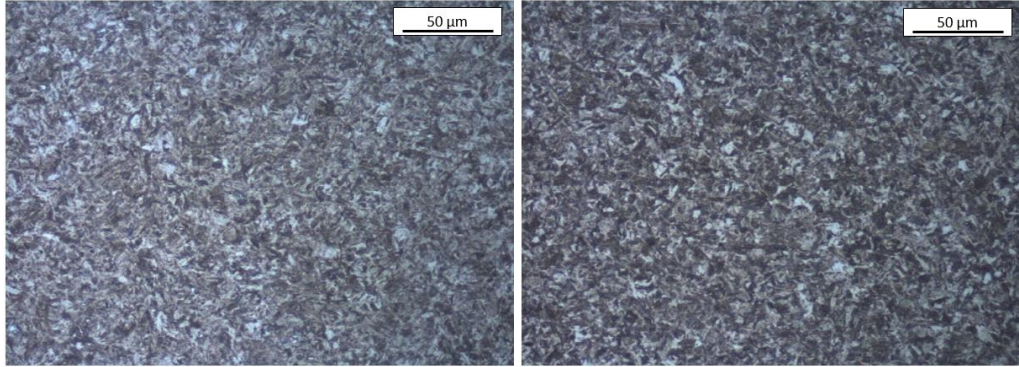


Fonte: O autor.

Após o processo de conformação a quente, as amostras foram novamente avaliadas por microscopia óptica e MEV, apresentadas nas Figuras 31 e 32 respectivamente, com e sem adições de Nb e Mo. Além do refino de grão, notou-se que houve uma homogeneização da microestrutura, sendo esta martensítica com pequenas ilhas de bainita, conforme apontado nas imagens de MEV. A amostra com adições de Nb e Mo apresentaram menores quantidades de bainita. Com base em diagramas CCT construídos para esses aços por Hannula et al., (2019), a

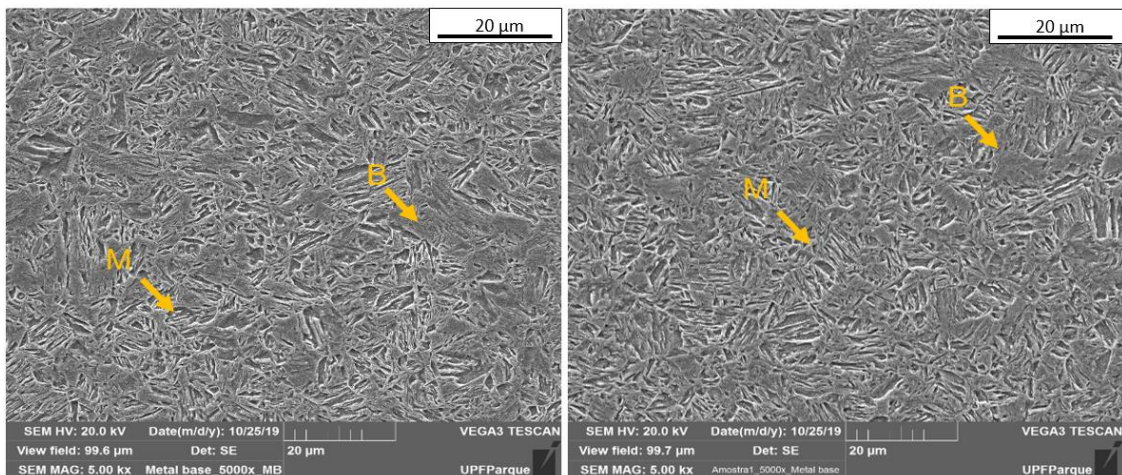
taxa de resfriamento aplicada na simulação atual de endurecimento por prensagem ($>30^{\circ}\text{C/s}$) produzirá uma fração de bainita inferior à 5%.

Figura 31 – Microscopia óptica do material 22MnB5 pós processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção transversal, ampliação de 500x.



Fonte: O autor.

Figura 32 – Microscopia eletrônica de varredura do material 22MnB5 pós processamento sem adição de NbMo (à esquerda) e com NbMo (à direita), seção longitudinal, ampliação de 5000x.



Fonte: O autor.

Masimov *et al.*, (2009), comprovaram que durante o processo de conformação a quente, as microligas de nióbio são benéficas para se obter uma granulação mais fina, devido a sua capacidade de controlar o tamanho de grão durante a conformação. Também é conhecido que o molibdênio por si só, pode melhorar a temperabilidade dos aços, suprimindo a formação de ferrita, por reduzir a difusividade do carbono e exercer uma excessiva força de arrasto nos limites de grãos em movimento. Fato este, é comprovado nas imagens acima.

5.2 Processo soldagem laser

5.2.1 Testes Preliminares – Parâmetros e Domínio de Soldagem

Os testes preliminares serviram para fazer os ajustes necessários a fim de obter soldas com o mínimo de defeito ou sua total ausência, para tanto foram realizadas soldas variando-se a velocidade de soldagem e potência do laser.

Na primeira etapa procurou-se determinar os parâmetros de solda ideais. O cronograma dos testes preliminares serviu como ponto de partida, pois se identificou o potencial deste exercício para aumentar o conhecimento da influência de cada variável no contexto da realização do processo. As soldas realizadas nesta etapa foram classificadas quanto à ocorrência dos seguintes fenômenos:

- Geometria do cordão (penetração, largura das zonas de fusão e afetada pelo calor)
- Presença de defeitos (trincas e poros)

A realização de ensaios mecânicos como tração e fadiga não foi realizada nesta etapa. Assim, as devidas modificações nos parâmetros de soldagem foram feitas baseadas na análise visual dos cordões soldados.

Na Tabela 10 são apresentados os valores de velocidade e potência utilizados para a definição de parâmetros do processo de soldagem. O gás de proteção utilizado foi o argônio (Ar), com fluxo de 10 l/min. A condição 6 e 6' foram soldadas com os mesmos parâmetros, velocidade de 100 mm/s e potência de 1900 W.

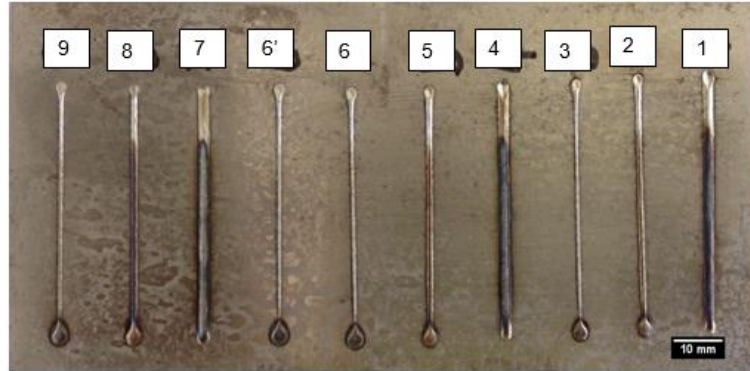
Tabela 10 – Parâmetros preliminares do processo de soldagem.

Experimento [#]	Velocidade [mm/s]	Potência [W]
1	25	1800
2	50	1800
3	100	1800
4	25	1900
5	50	1900
6	100	1900
6'	100	1900
7	25	2000
8	50	2000
9	100	2000

Fonte: O autor.

A Figura 33 apresenta imagens da superfície dos cordões de solda das nove condições de soldagem apresentadas na Tabela 9.

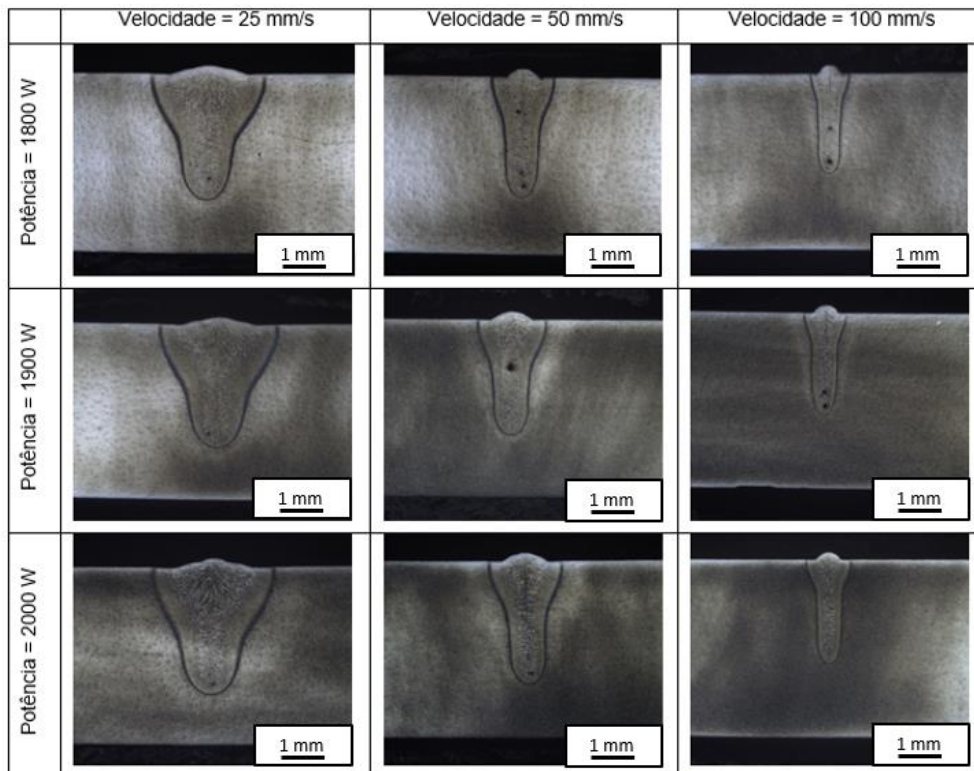
Figura 33 – Vista superior dos cordões de solda, definição dos parâmetros.



Fonte: O autor.

A Figura 34 apresenta as macrografias da seção transversal da solda obtida em diferentes condições de potência e velocidade de soldagem. Verifica-se que, nestas condições não houve penetração total.

Figura 34 – Macrografias da seção transversal da solda, variando potência e velocidade.



Fonte: O autor.

Com a finalidade de obter condições com penetração total, foi fixado o valor de potência em 2000 W e a velocidade foi variada de 25 mm/s à 2,5 mm/s, conforme apresentado na Tabela 10. A escolha da potência de 2000 W foi feita a partir da análise visual dos cordões soldados (superfície de solda e macrografia), das condições apresentadas na Tabela 11, realizados anteriormente. As soldas com potência de 2000 W apresentaram maior penetração e a opção foi aumentar o aporte térmico diminuindo a velocidade de soldagem.

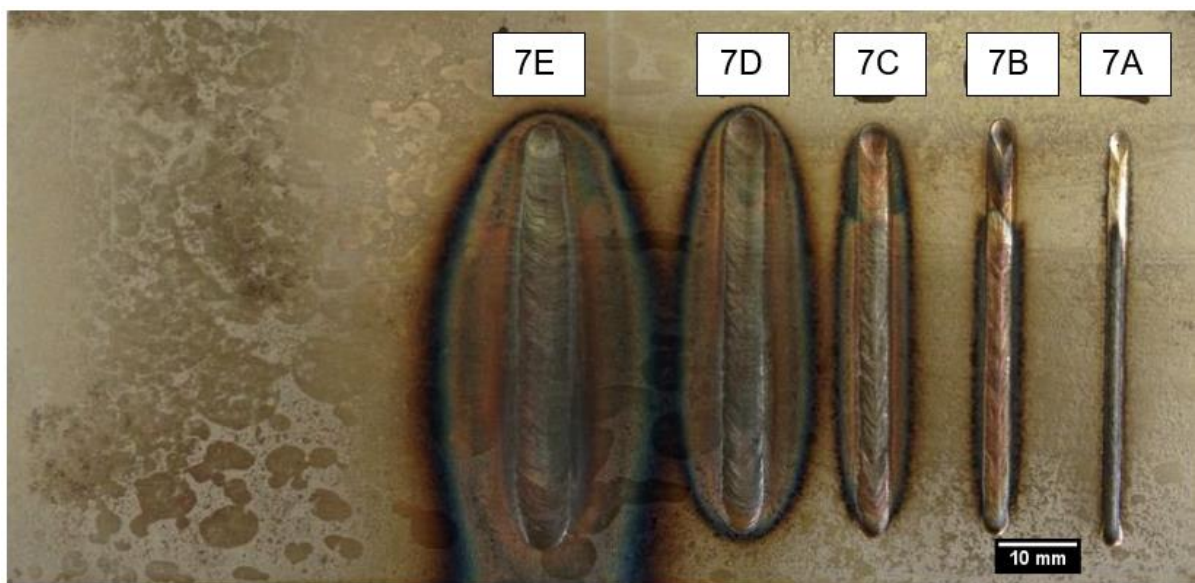
Tabela 11 – Parâmetros do processo, para potência fixa de 2000 W.

Experimento [#]	Velocidade [mm/s]	Potência [W]
7A	25	2000
7B	15	
7C	10	
7D	5,0	
7E	2,5	

Fonte: O autor.

A Figura 35 apresenta imagens da superfície dos cordões de solda das cinco condições de soldagem apresentadas na Tabela 10.

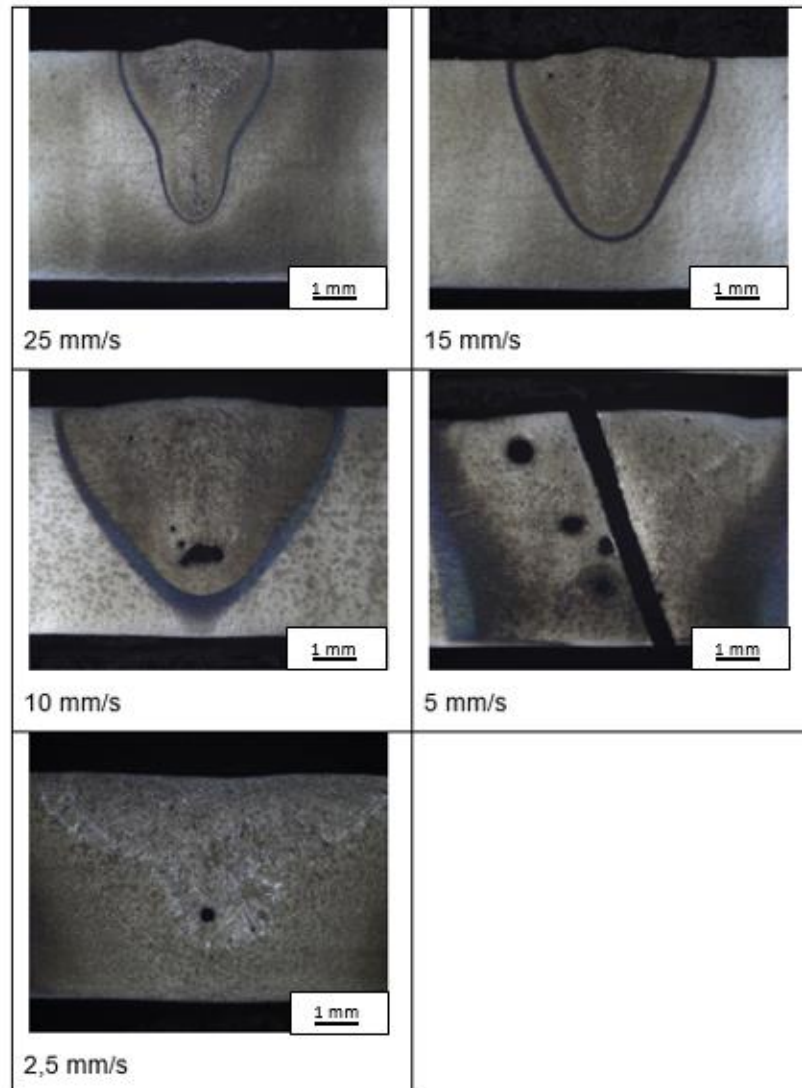
Figura 35 – Vista superior dos cordões de solda, com potência fixa em 2000 W.



Fonte: O autor.

A Figura 36 apresenta as macrografias da seção transversal da solda obtida com potência fixada em 2000 W variando cinco níveis de velocidade de solda, promovendo desta forma, um aumento do aporte térmico na soldagem.

Figura 36 – Macrografias da seção transversal da solda, potência constante de 2000W.



Fonte: O autor.

Nota-se que mesmo com velocidades baixas, não foi possível obter penetração total. Ademais, a região do revenido (zona escura nas fotos) foi muito elevada em condições de baixas velocidades de soldagem. Portanto, escolhe-se uma condição apresentada na Tabela 9 a fim de obter uma solda com características apropriadas por meio de dois passes de solda, no topo e no verso. As condições nas quais a velocidade foi de 25 mm/s mostraram uma zona termicamente afetada muito grande. Por outro lado, para velocidades de 100 mm/s, a largura do cordão de

solda foi pequena e pequenas variações na posição da junta podem ocasionar uma solda inconsistente. Assim, parte-se da condição de soldagem com potência de 2000 W e velocidade de 50 mm/s, como aquela que oferece o melhor compromisso entre penetração, largura e pequena zona afetada pelo calor. Assim, as soldagens preliminares foram realizadas para se chegar ao parâmetro ideal utilizado nos testes finais.

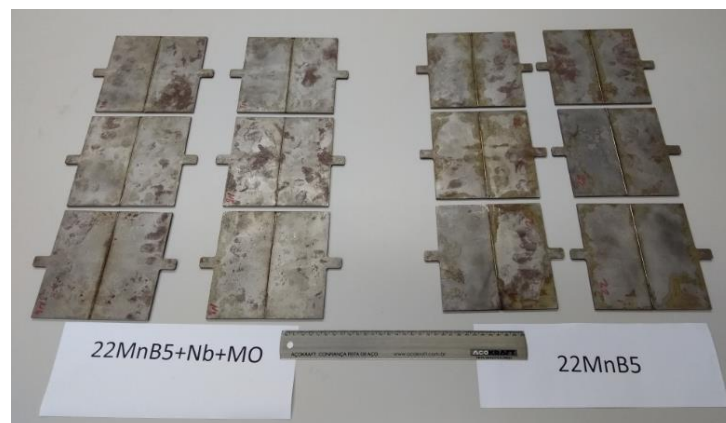
5.3 Parâmetros fixos para soldagem

5.3.1 Inspeção Visual

Baseado nos resultados obtidos por meio dos testes preliminares foram definidos os parâmetros ideais para a realização dos testes subsequentes.

Uma vez definidos os parâmetros para soldagem final apresentados na seção 4.6, foram realizadas soldas de iguais parâmetros para ambos os materiais, 22MnB5 e 22MnB5+NbMo, para posterior avaliação das propriedades mecânicas e metalográficas. As soldas não apresentaram evidências de poros abertos, e as bordas de fusão foram regulares através da linha de solda. Como mencionado anteriormente, a solda foi efetuada em dois passes opostos, resultando numa junta de penetração completa. A Figura 37 apresenta imagem de algumas das chapas soldadas para o trabalho.

Figura 37 – Vista de topo das juntas soldadas.



Fonte: O autor.

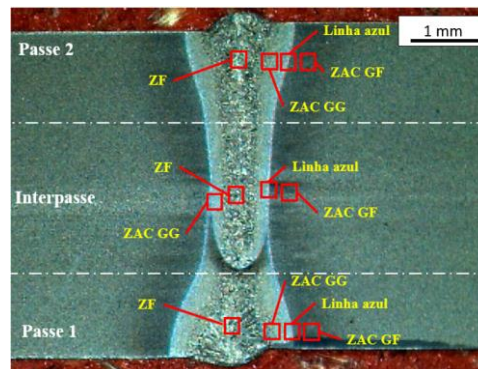
5.3.2 Metalografia: Análise da microestrutura formada

A análise da superfície das soldas não possibilitou nenhuma conclusão em relação à integridade do cordão de solda, para isso, após a soldagem amostras da seção transversal foram preparadas para análise macroscópica, a fim de caracterizar a existência ou não de defeitos na

junta soldada. Geralmente, a geometria da região de solda a laser autógeno é caracterizada por uma alta relação profundidade-largura, bom preenchimento e nenhum rebaixo na parte superior e inferior.

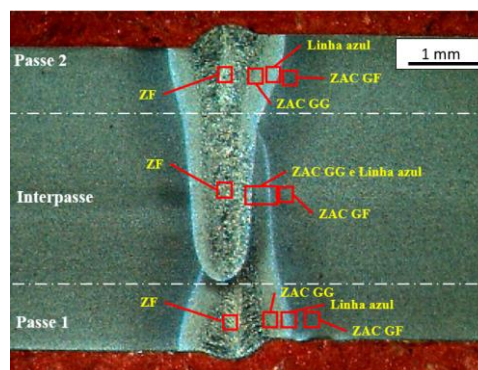
Várias regiões são definidas na macrografia que são sujeitas a uma análise micrográfica mais detalhada. Trata-se de 3 regiões de avaliação: 1) próxima à superfície do primeiro passe, 2) próxima à superfície do segundo passe e 3) região de interpasse. As regiões estudadas são: a zona fundida (ZF), zona afetada pelo calor de grão grosso (ZAC GG), zona afetada pelo calor de grão fino (ZAC GF) e a fronteira entre as duas ZACs, aqui chamada de Linha Azul (região de transição entre a ZAC GG e ZAC GF). Também é possível observar a primeira e segunda passagem do laser, em que as chapas foram efetivamente soldadas, além do formato típico da soldagem a laser com alta penetração, característico da soldagem por *keyhole*. As Figuras 38 e 39 representam esquematicamente as regiões que foram realizadas as análises.

Figura 38 – Regiões de avaliação macrográfica e micrográfica do aço 22MnB5, na condição de soldagem de P=2000 W e Velocidade= 50 mm/s.



Fonte: O autor.

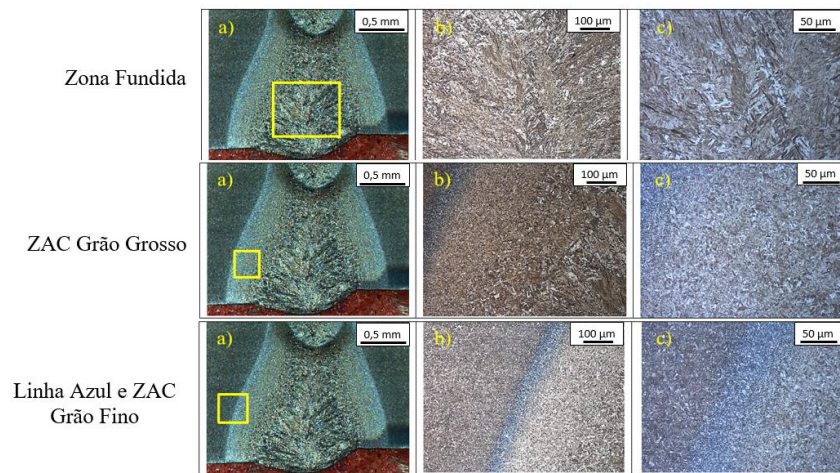
Figura 39 – Regiões de avaliação macrográfica e micrográfica do aço 22MnB5 com Nb e Mo, na condição de soldagem de P=2000 W e Velocidade= 50 mm/s.



Fonte: O autor.

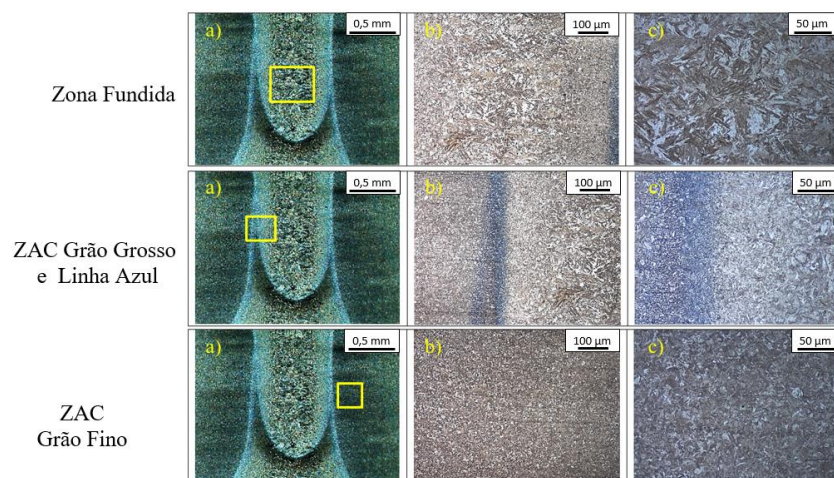
É possível observar que as soldas de topo e verso estão praticamente alinhadas com desvio máximo de 0,5 mm. Nas Figuras 40 a 45, são apresentadas as imagens de metalografia organizadas por passes. Por metalografia foi possível identificar que a zona de fusão exibe padrão de solidificação típico caracterizado por morfologia de grão alongado ao longo do gradiente de calor dominante, porém não é possível fazer distinção precisa entre as fases presentes, devido a refinada microestrutura do material estudado, no entanto é possível observar que há diferença entre a microestrutura das regiões.

Figura 40 – Microestrutura do passe 1 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes magnificações.



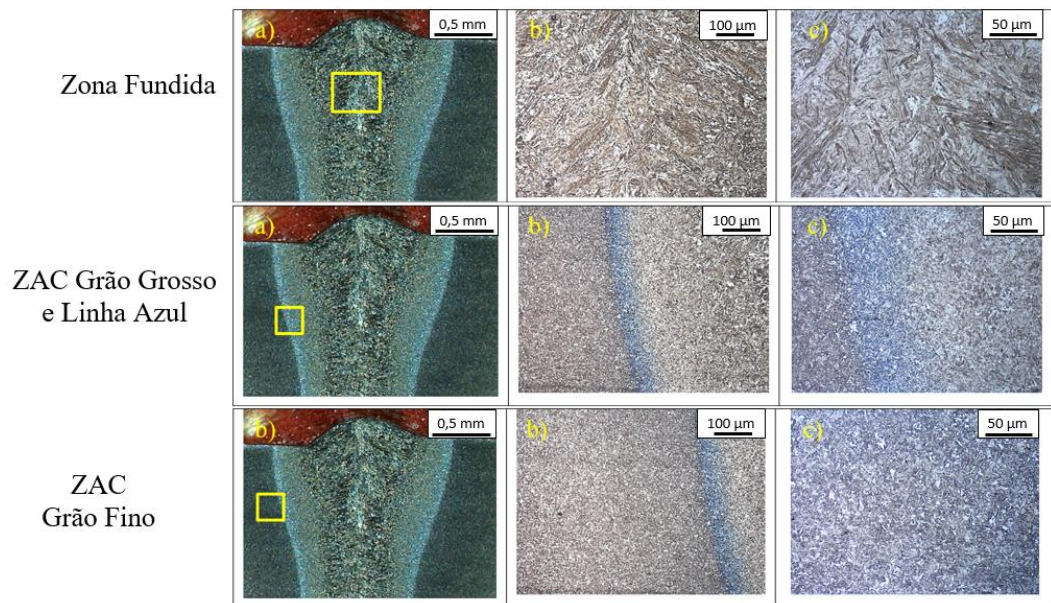
Fonte: O autor.

Figura 41 – Microestrutura do interpasse resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes magnificações.



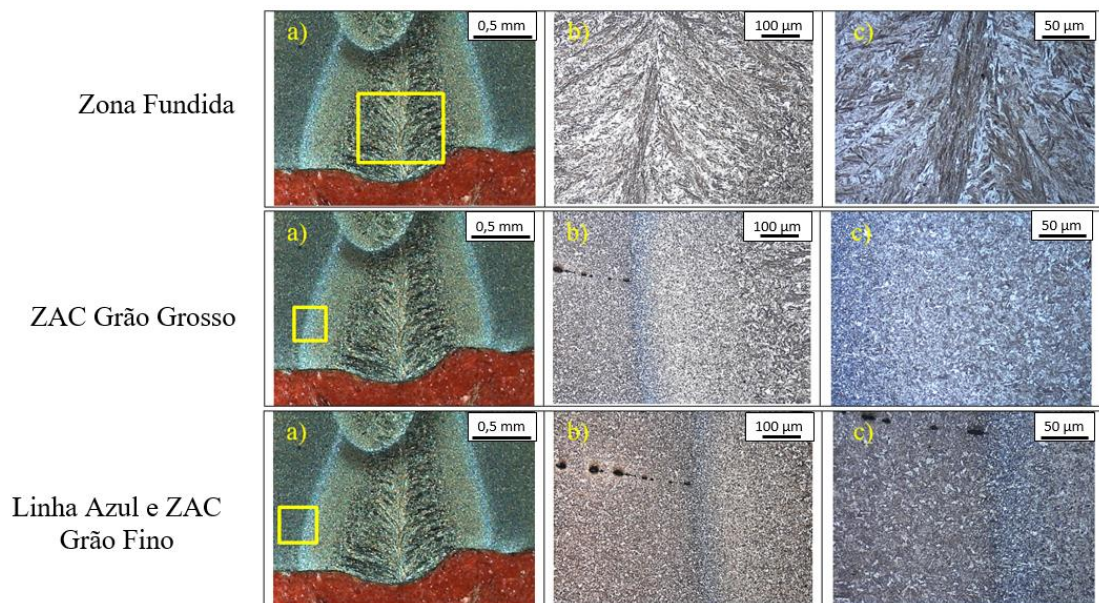
Fonte: O autor.

Figura 42 – Microestrutura do passe 2 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço 22MnB5 em diferentes magnificações.



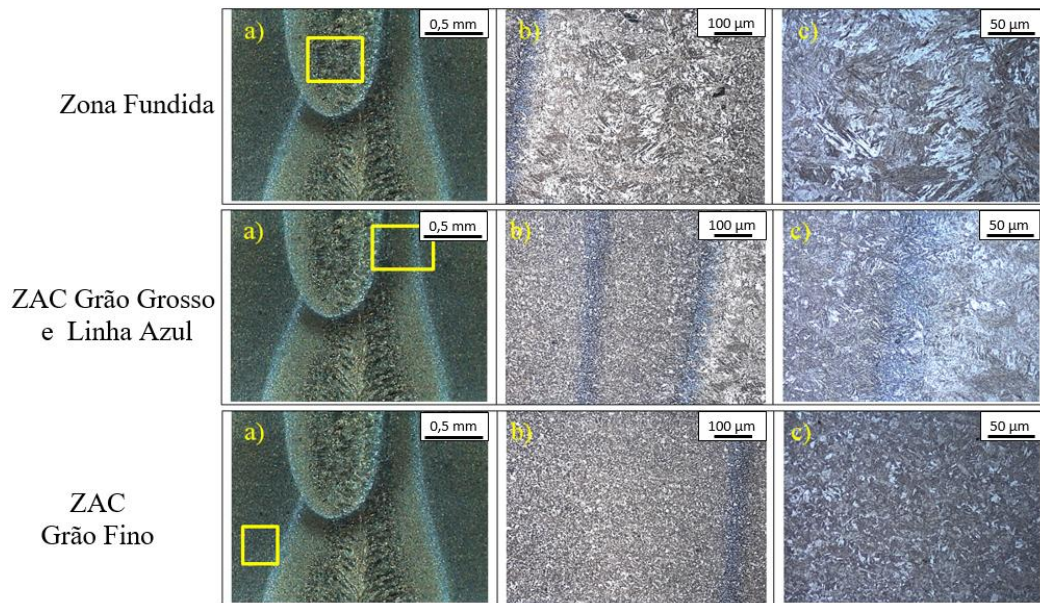
Fonte: O autor.

Figura 43 – Microestrutura do passe 1 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes magnificações.



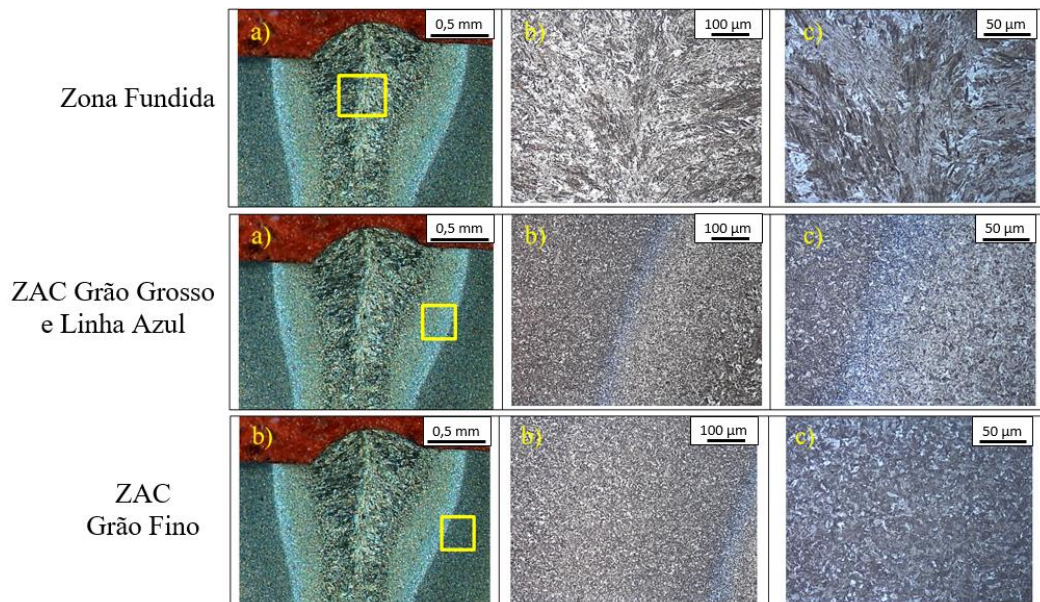
Fonte: O autor.

Figura 44 – Microestrutura do interpasse resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes magnificações.



Fonte: O autor.

Figura 45 – Microestrutura do passe 2 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s para o aço modificado 22MnB5+NbMo em diferentes magnificações.



Fonte: O autor.

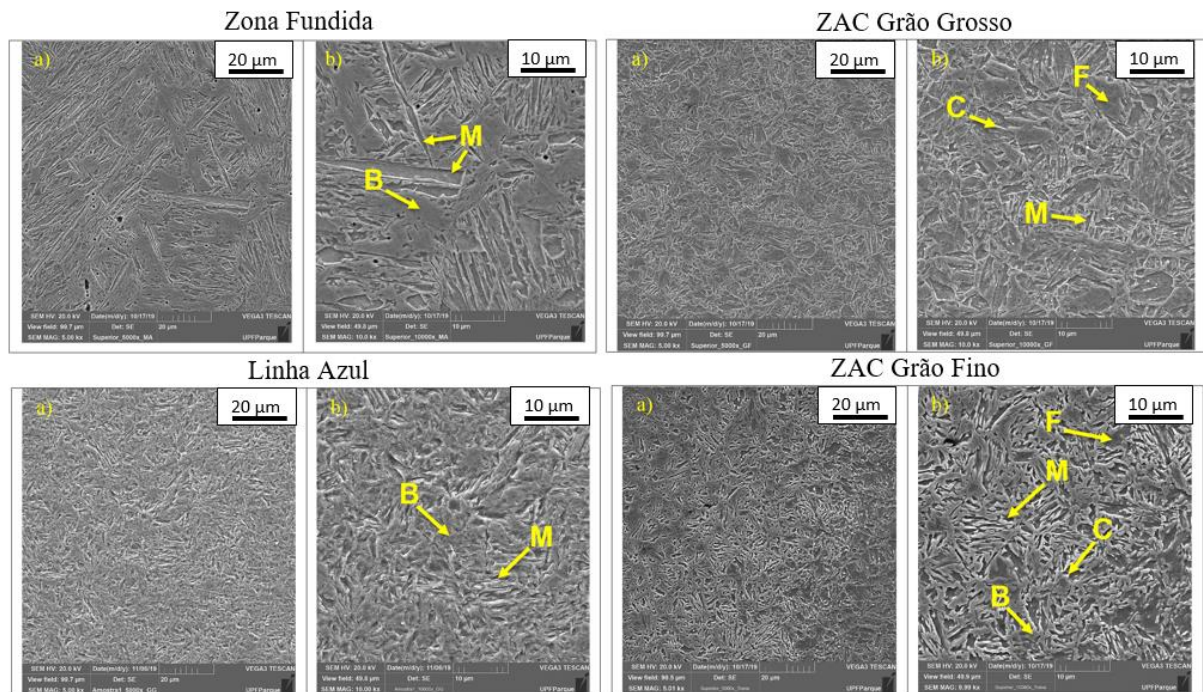
Como é possível observar nas Figuras 40 a 45, a microestrutura das soldas difere de uma região para outra. Porém existem semelhanças microestruturais entre a união dos materiais 22MnB5 e 22MnB5+NbMo. Para que possamos evidenciar melhor as microestruturas as imagens por MEV foram feitas seguindo os esquemas apresentados na seção cima.

Por MEV foi possível diferenciar as fases presentes em cada região com o auxílio dos trabalhos de Choi *et al.*, 2011 e Kundu *et al.*, 2019. Na região ZF há a presença de bainita (B) e uma grande quantidade de martensita (M) em ripa. A região ZAC GG apresenta uma microestrutura semelhante a zona fundida, com exceção da martensita não ser em ripa. A zona reconhecida como “linha azul” é uma região estreita com microestrutura multifásica enquanto a martensita é a fase dominante, são encontradas frações de ferrita poligonal (F), bainita (B) e cementita (C). Conseqüentemente, a linha azul marca o volume do material que foi reaquentado na faixa de temperatura intercrítica entre Ac1 e Ac3. Desse modo, parte da martensita original se decompõe em ferrita e cementita, enquanto a fração volumétrica que se tornou austenítica se transforma em martensita e bainita durante o ciclo de resfriamento. Próximo à zona intercrítica em direção à linha de solda está uma zona de granulação fina (GF) seguida por uma zona de granulação grossa (GG).

Segundo Mohrbacher, (2018), uma temperatura mais alta ou duração da austenitização mais longa impõe crescimento dos grãos de austenita recristalizados de maneira que estes são maiores que os originais. Ambas as regiões passam por um tratamento de normalização pelas duas transformações completas. Nas regiões de alta temperatura, próximas da linha azul, as temperaturas estão sujeitas abaixo de Ac1, levando a um revenido pronunciado da microestrutura martensítica original. Desse modo, a cementita é precipitada do carbono soluto supersaturado na martensita original e a densidade de discordâncias é reduzida.

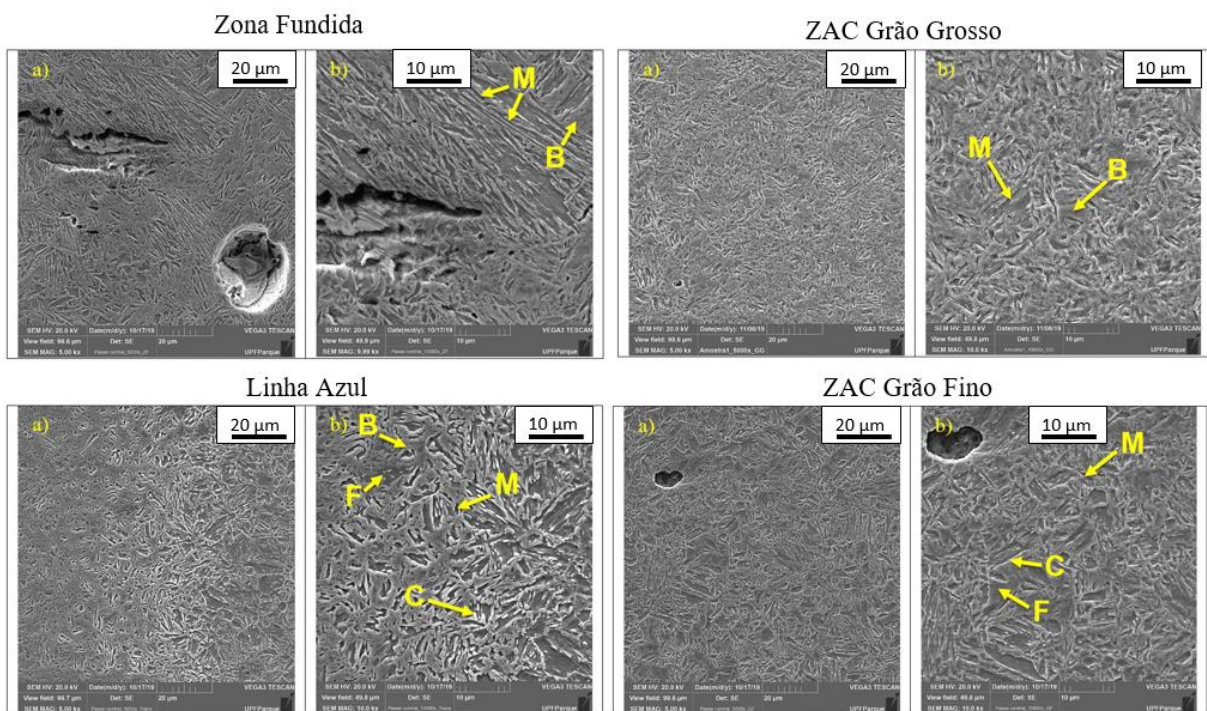
Por fim, a região ZAC GF foi semelhante a linha azul, com a diferença de não apresentar bainita em sua microestrutura. Também é possível identificar uma tendência a formação de microestruturas mais grosseiras na condição sem Nb + Mo, sendo um indício que a presença de Nb e Mo na liga permite um maior refinamento microestrutural. As Figuras 46 a 51 apresentam de forma mais detalhada as fases presentes em cada microestrutura.

Figura 46 – MEV Passe 1 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.



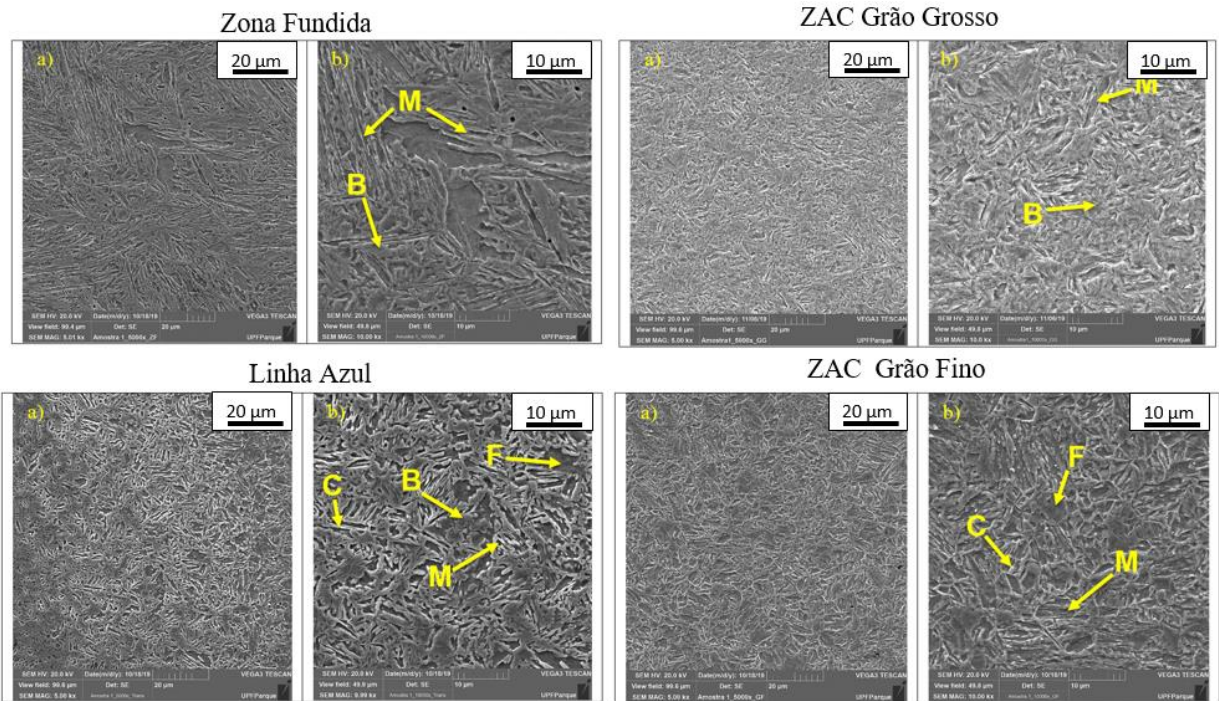
Fonte: O autor.

Figura 47 – MEV Interpasse resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.



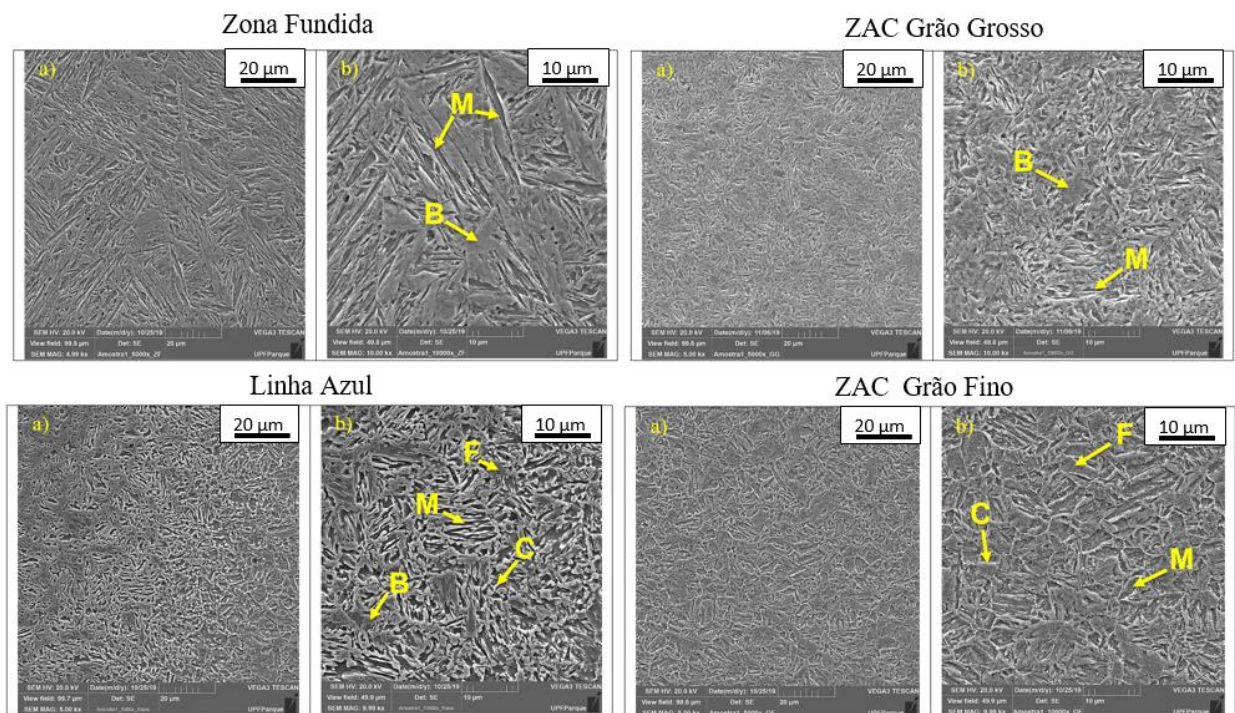
Fonte: O autor.

Figura 48 – MEV Passe 2 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5, (a) 5000x e (b) 10000x.



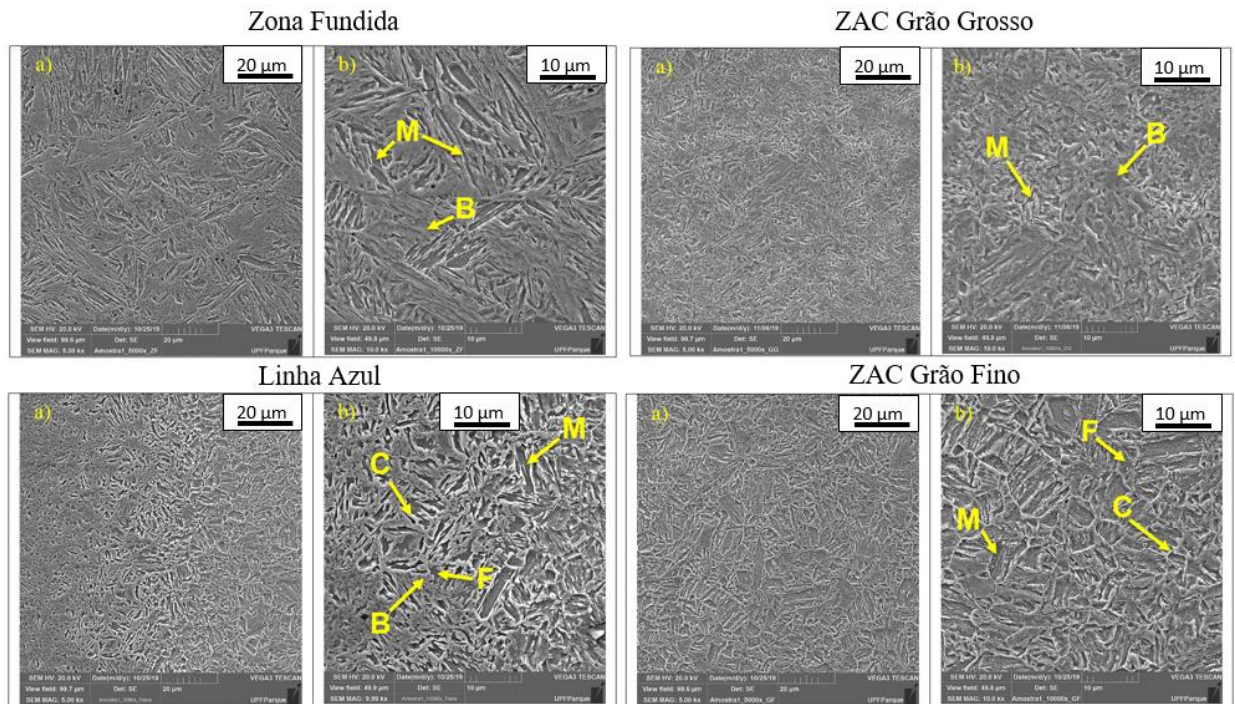
Fonte: O autor.

Figura 49 – MEV Passe 1 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+ NbMo, (a) 5000x e (b) 10000x.



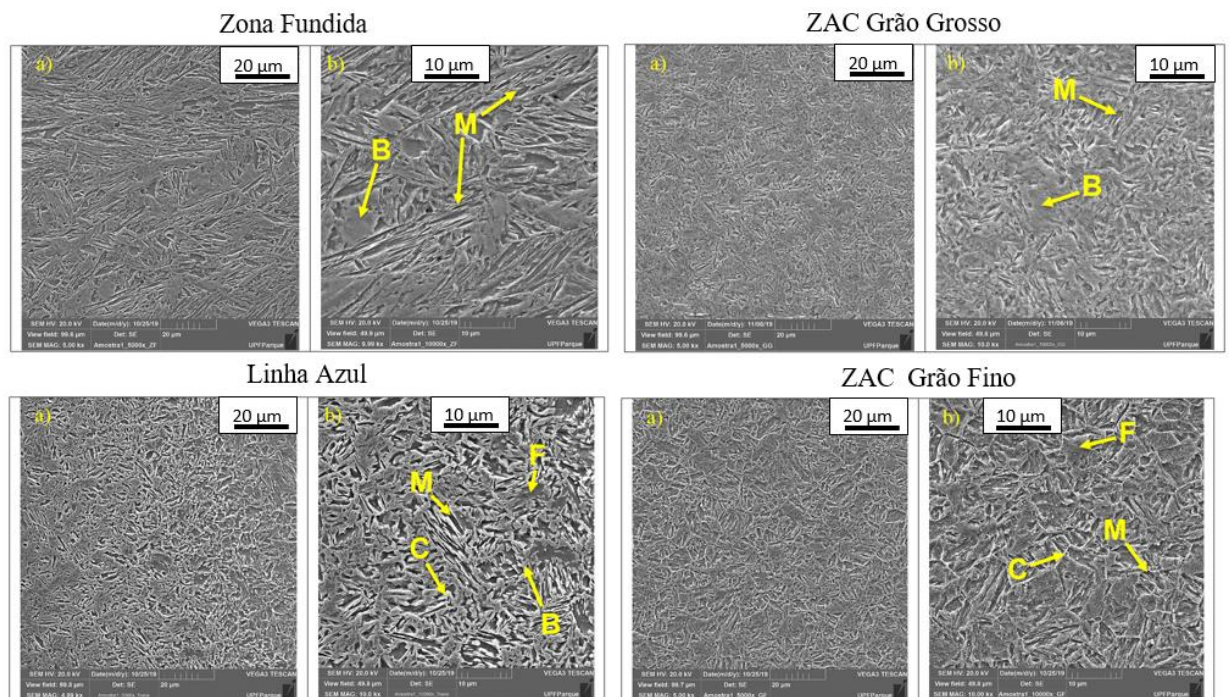
Fonte: O autor.

Figura 50 – MEV Interpasse resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+NbMo, (a) 5000x e (b) 10000x.



Fonte: O autor.

Figura 51 – MEV Passe 2 resultante da soldagem na condição de $P = 2000W$ e Velocidade = 50 mm/s: 22MnB5+Nb Mo, (a) 5000x e (b) 10000x.

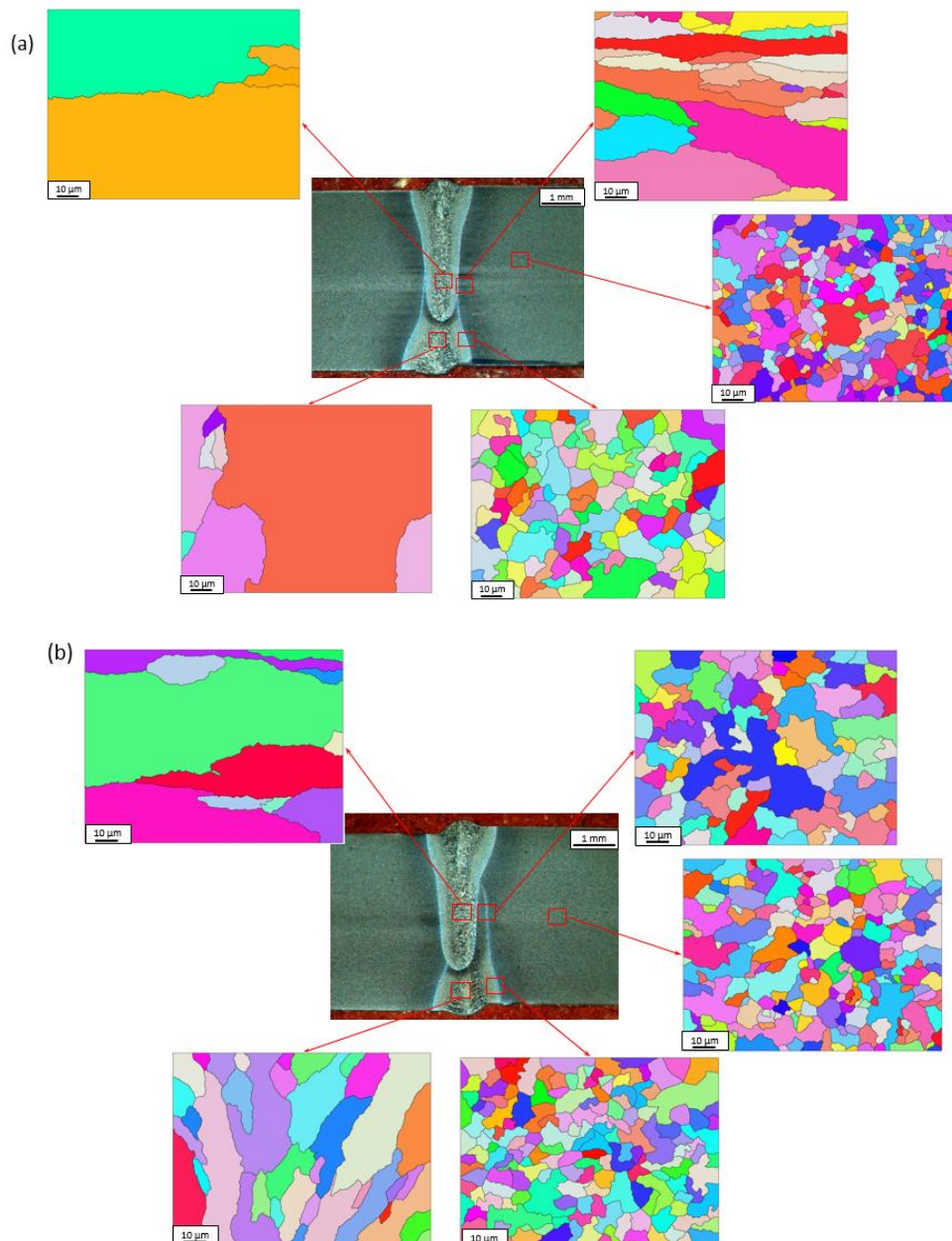


Fonte: O autor.

5.3.3 Mapa de difração de elétrons retroespalhados - EBSD

A reconstrução da austenita presente no momento da solidificação (austenita prévia - PAGS) analisada conforme procedimento descrito na seção 4.7.3 foi determinada por reversão da transformação martensítica empregando o algoritmo desenvolvido por Nyysönen (2017). A reconstrução dos PAGS realizada através da figura polar inversa de EBSD nas diferentes zonas de solda é mostrada na Figura 52.

Figura 52 – Reconstrução da austenita prévia (a) 22MnB5 (b) 22MnB5+NbMo.
Magnificação 500x.



Fonte: O autor.

Os resultados apresentados na Figura 52, revelaram uma estrutura de grão pré austeníticos mais fina e uniforme no aço contendo Nb-Mo, conforme apresentado na Tabela 12.

Tabela 12 – Tamanho médio dos grãos pré austeníticos.

22MnB5					22MnB5 + Nb Mo				
MB	ZF -1	ZAC - 1	ZF - DF	ZAC-DF	MB	ZF -1	ZAC - 1	ZF - DF	ZAC - DF
[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]	[μm]
6,8	62,1	7,8	150,5	59,7	7,7	10,9	5,7	66,2	9,4

Fonte: O autor.

Conforme pode ser visualizado na Tabela 12, ambos os aços tiveram um tamanho de grão austenítico relativamente pequeno após a re-austenitização e têmpera no material de base, variando entre 6,8 μm para o aço 22MnB5 e 7,7 μm para o aço com adições de Nb e Mo. Os grãos pré austeníticos na zona de dupla fusão do aço padrão apresentaram valores na ordem de 150 μm . Na região de transição da zona fundida e ZAC, a morfologia do grão da austenita é pronunciadamente alongada ao longo da direção do fluxo de calor. Na ZAC de passe único, no entanto, o tamanho dos grãos de austenita globular são marginalmente maiores do que no material de base. A variante com a liga Nb-Mo mostra tamanho de grãos de austenita muito menores na zona de fusão, novamente com morfologia alongada ao longo da direção do fluxo de calor. Na ZAC de passe duplo, a morfologia do grão permanece globular com tamanho ligeiramente maior em comparação com o material de base.

Estudos de Isasti *et al.*, 2011 confirmam que o efeito do Nb no retardamento do processo de recristalização, observado no presente trabalho, é de fato mais acentuado na presença de Mo.

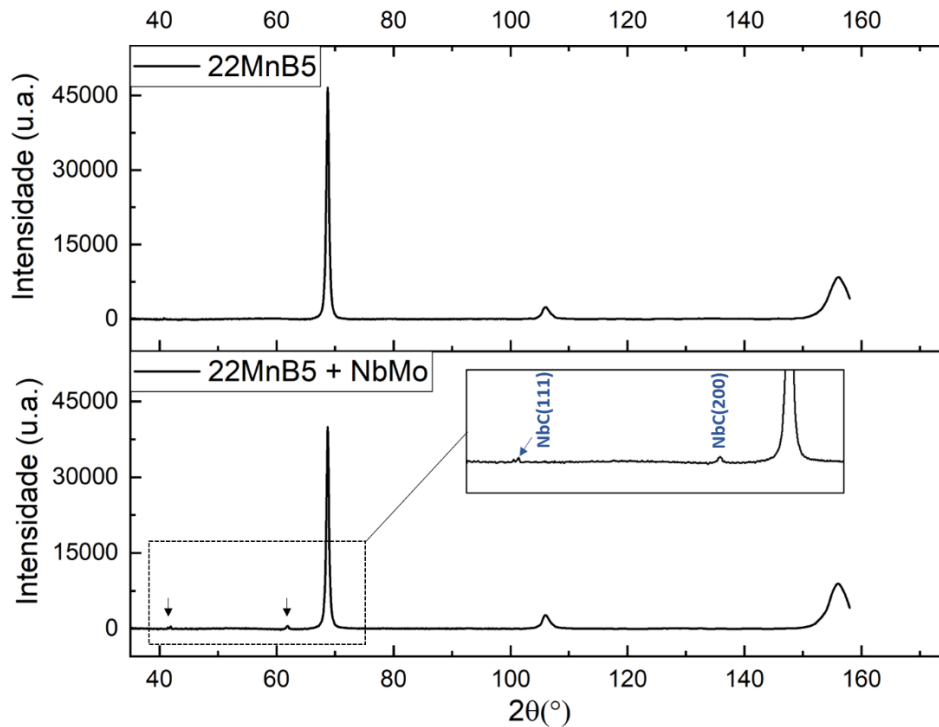
Não obstante, o presente estudo comprovou que o aço modificado contendo NbMo apresentou um tamanho de grão menor, indicando uma estrutura pré austenítica mais uniforme. Essas evidências são confirmadas pelos estudos de Kaijalainen *et al.*, 2017 e Javaheri *et al.*, 2018, que afirmam que o Nb solúvel é capaz de retardar o processo de recristalização dinâmica e, quando somado ao Mo, sua solubilidade na austenita é aumentada, atuando ainda mais forte no refino de grão.

5.3.4 Difração de raio-X

Foram levantados os padrões do perfil de DRX da junta soldada para ambos os materiais, os quais são apresentados pela Figura 53. Observa-se que, apesar da variação da intensidade dos picos referentes à fase martensita (Fe_α'), não há deslocamento do ângulo de

incidência dos picos característicos dessa fase. Por outro lado, é possível identificar mudanças quanto à fase secundária atribuída, sobretudo, pela adição de elementos de liga do material constituído por nióbio e molibdênio.

Figura 53 – Difração de raio-X do aço 22MnB5 e do aço 22MnB5 com adições de Nióbio e Molibdênio, ambas na região do metal de base.



Fonte: O autor.

Segundo Mohrbacher *et al.*, 2015 o pronunciamento dos picos de NbC apresentados pelos resultados de difração de raio-X, pode ser causado pela predisposição que o Nióbio possui em promover o refino das ripas de martensita como também formar precipitados com o carbono e nitrogênio, de modo que o crescimento dos grãos de austenita prévia seja impedido, resultando na atenuação dos grãos recristalizados a partir dos limites de grãos de austenita.

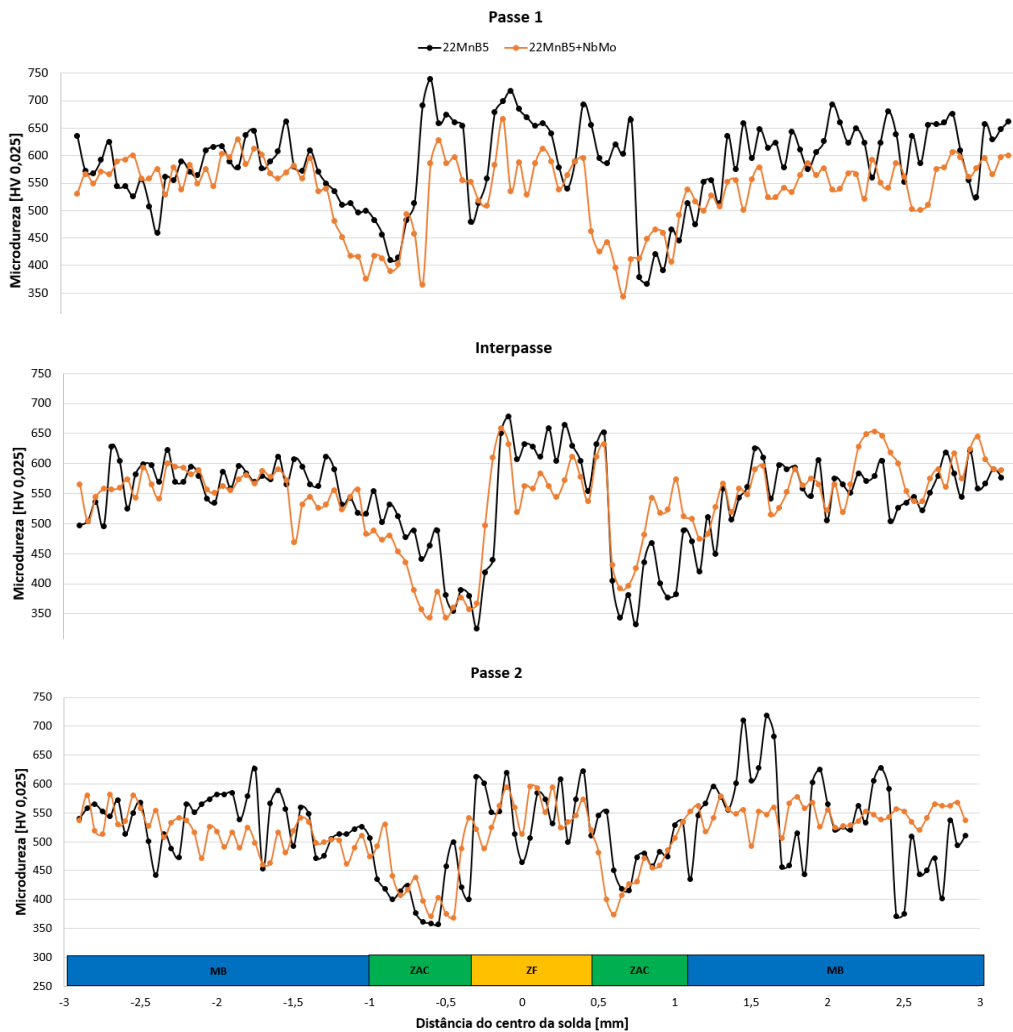
Neste caso, com uma taxa de resfriamento crítica, da ordem de 40 °C/s, é gerado um produto final com estrutura inteiramente martensítica. Desse modo, o soluto de nióbio remanescente do processo de resfriamento é precipitado completa ou parcialmente durante as mudanças termodinâmicas ocorridas no processo. De acordo com os resultados apresentados por Lin *et al.*, 2018 e Costa, *et al.*, 2002, as partículas de NbC são dispersas aleatoriamente na matriz de martensita com distribuição normal. Esses carbonetos possuem tamanhos inferiores a 1 nm.

Adicionalmente, o autor destaca que, a partir de resultados termodinâmicos extraídos por meio do software Thermo-Calc, observa-se que o Nb dissolvido está acima de 1200 °C, considerando um aço com percentual 0,049% de Nb. Ou seja, o NbC é a primeira fase a ser constituída e sua precipitação ocorre ainda em uma estrutura inteiramente austenítica, levando em conta uma temperatura de austenitização de 800 °C.

5.3.5 Perfil de Microdureza Vickers

As várias mudanças microestruturais refletem em características mecânicas localmente diferentes do material. Os valores de dureza são apresentados na Figura 54, sendo que a posição zero indica o centro da solda.

Figura 54 – Varreduras de microdureza ao longo da região soldada para ambas as variantes do aço (preto: 22MnB5 e laranja: 22MnB5+NbMo).



Fonte: O autor.

Devido à largura estreita das regiões afetadas pelo calor descritas, as mudanças nas características mecânicas refletem mais obviamente em varreduras de microdureza através da junta soldada. Com a pequena largura do passo das posições de medição, conforme procedimento descrito na seção 4.7.6, permitiu detectar a extensão geométrica do efeito do calor com alta precisão. No material de base, a dureza se espalha na faixa de 550-600HV para ambas as ligas de aço. Os valores de dureza são, no entanto, maiores no centro de solda do que no material de base, atingindo até 750 HV no aço convencional e até 700 HV na variante com Nb-Mo. O nível de dureza geralmente maior no centro da solda pode ser atribuído à taxa de resfriamento extremamente alta após a soldagem, proporcionando uma transformação mais eficiente em martensita do que a têmpera realizada na ferramenta de estampagem a quente aplicada ao material de base.

A dureza relativamente maior no aço padrão é devido ao maior teor de carbono, bem como à perda de endurecimento por precipitação na variante Nb-Mo causada pela dissolução completa das partículas. As variações locais significativas de dureza dentro da área do centro da solda do mesmo aço, podem ser causadas por variações de carbono, devido ao fenômeno de segregação. O platô de dureza central está em todas as posições com menos de 2 mm de largura. A zona de fusão se estende a cerca de 0,5mm na parte central e se alarga a cerca de 1 mm nas regiões próximas à superfície. Assim, o platô de alta dureza também representa as zonas grão grosseiro (GG) e grão fino (GF), que são ambas predominantemente martensíticas. O platô de dureza é cercado por uma zona de menor dureza com menor de 0,5mm de largura, onde a dureza diminui para cerca de 350 HV. A zona de menor dureza, representa predominantemente a microestrutura recristalizada. A transição íngreme da zona de menor dureza para o platô de dureza central ocorre conseqüentemente dentro da zona intercrítica estreita (linha azul), onde a parte da martensita aumenta rapidamente. O aumento mais suave da dureza em direção ao nível do material de base é devido ao efeito do revenimento que diminui gradualmente com o aumento da distância da linha azul. Obviamente, não há efeito de liga visível nas características de dureza dessas zonas, exceto para os valores máximos no platô central, conforme mencionado anteriormente.

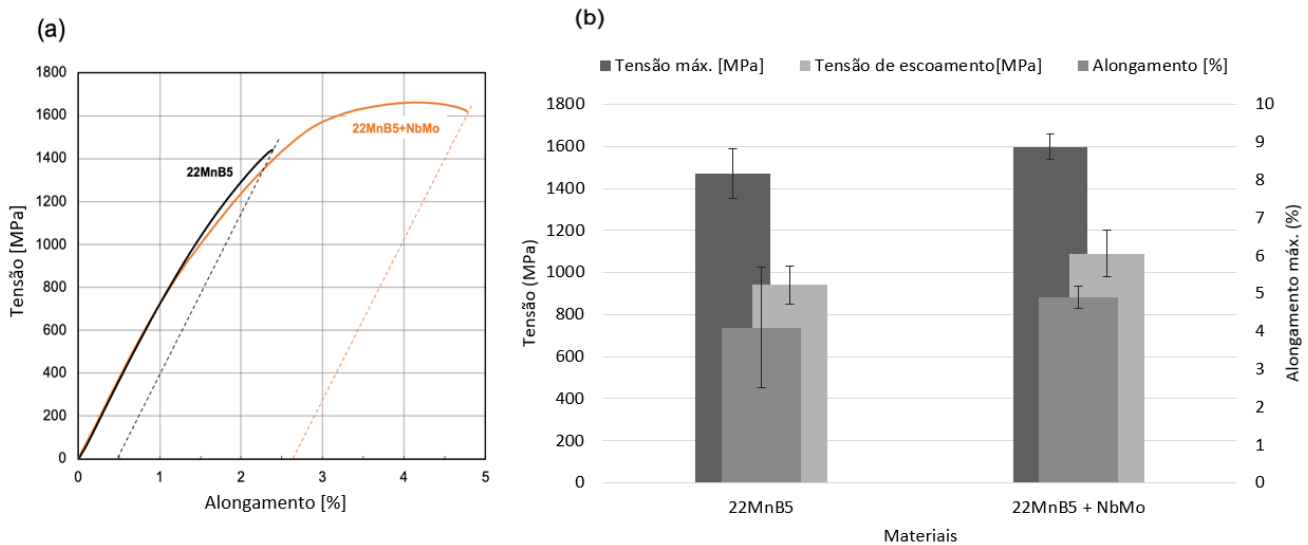
Almeida (2015) *apud* Kozminski (2015) menciona que alguns fatores podem influenciar a dureza da junta soldada, tais como a composição química e o grau de encruamento do material de base, os efeitos metalúrgicos intrínsecos do processo de soldagem bem como os parâmetros empregados. Com isso, a comparação entre os valores de dureza da região soldada e do material de base são importantes, pois podem indicar uma perda de ductilidade, eventualmente comprometendo a junta soldada.

5.3.6 Ensaio de Tração

Com o objetivo de verificar a eficiência da junta soldada obtida pelo processo laser, corpos de prova foram submetidos a ensaios de tração, confeccionados e ensaiados conforme descrito na seção 4.7.5. Vale ressaltar que todos os corpos de prova foram retirados em corte transversal em relação à direção de soldagem, ou seja, perpendiculares ao sentido de laminação do material de base e que para cada combinação de parâmetros foram retirados cinco corpos de prova.

Apesar da similaridade das microestruturas da zona de solda e perfis de dureza entre as duas variantes de liga, uma diferença significativa é encontrada no comportamento de tração. A Figura 55 exibe os resultados obtidos nos ensaios de tração.

Figura 55 – Ensaio de tração; (a) curvas tensão-deformação exemplares que demonstram a ductilidade diferente das duas variantes do aço; (b) propriedades de resistência



Fonte: O autor.

Em comparação com a soldagem por arco a gás robotizado (MAG), que foi qualificada nos mesmos aços em um estudo anterior e mostrando resistência à tração <1000MPa (MOHRBACHER *et. al*, 2019). A soldagem a laser para ambos os aços soldados atingem uma alta resistência à tração. O valor médio da tensão de tração com base em 5 amostras é 1472 MPa para o aço padrão e 1598 MPa para a variante Nb-Mo. Mais importante, o último aço mostra endurecimento por deformação completo com empescoamento subsequente em todas as amostras. O aço padrão compreende dispersão significativa em seu comportamento de tração, com algumas amostras já fraturando após deformação muito limitada (ver Figura 55 a),

enquanto outras mostram endurecimento por deformação mais pronunciado. A Figura 55 b, exhibe as propriedades de tração médias com suas faixas de desvio padrão para ambas as ligas. Em comparação com as propriedades do metal de base, a resistência à tração é mantida nas amostras soldadas, enquanto o alongamento é claramente reduzido.

Um ponto principal de atenção para a soldagem de topo a laser autógena é a preparação da borda dos corpos de prova, permitindo um ajuste preciso antes da soldagem para atender ao pequeno diâmetro do feixe laser. A extensão muito limitada da zona afetada pelo calor e, em particular, a estreita zona mais macia é a razão para a alta resistência à tração da solda. Espera-se que o escoamento comece na zona mais mole em um nível de tensão abaixo do limite de escoamento do material de base. Restrições pelo material muito mais duro coincidindo com a estreita zona mole em ambos os lados evitam a contração e empescoamento local em maior incidência. A falha inicia na zona de fusão, embora esta seja mais resistente que o material de base, no entanto, a presença de microporosidade pode levar à concentração de tensão local, desencadeando mecanismos de falha frágil ou dúctil, dependendo dos PAGS prevalentes (HANAMURA et al., 2004).

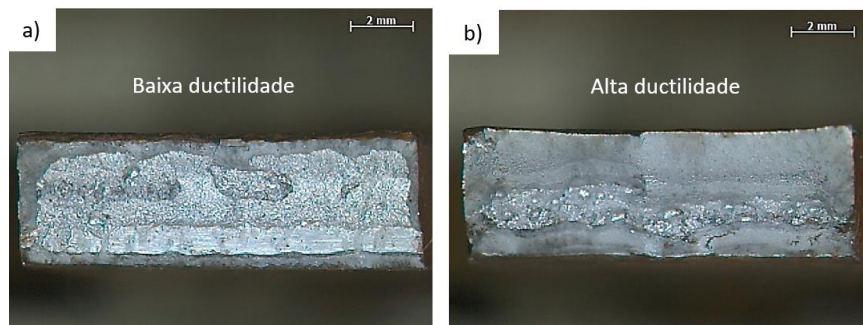
Trabalhos anteriores de Hanamura *et al.* (2013), definiram principalmente um tamanho de grão crítico para a transição de falha dúctil para frágil no aço martensítico. Uma vez que ambos, limite de elasticidade (critério de Hall-Petch) e tensão de clivagem (critério de Griffith) estão relacionados ao tamanho de grão, o tamanho crítico do grão pode ser calculado igualando os dois critérios. Para um aço martensítico similarmente ao apresentado neste estudo, o tamanho de grão efetivo crítico em torno de 30 μm foi calculado. O tamanho efetivo do grão na martensita é geralmente definido pelo tamanho do pacote ou “*packet*” constituído de ripas paralelas de martensita no mesmo plano cristalográfico. Os pacotes são menores do que o tamanho de grão da austenita anterior. No material de base dos aços presentes tendo um PAGS de cerca de 7 μm , o tamanho de grão efetivo foi determinado em cerca de 1,5 μm (HANNULA, et al., 2019).

Um tamanho de pacote de 30 μm pode ser esperado quando o PAGS está na faixa de 80-90 μm (HANANURA et al., 2013). O cálculo da tensão de fratura de clivagem para um tamanho de grão efetivo de 30 μm resulta em um valor em torno de 920 MPa. Nos grãos pré austeníticos muito grossos encontrados na zona de fusão do aço 22MnB5 padrão após a soldagem a laser, PAGS > 150 μm foi observado e a tensão de escoamento $R_{p0,2}$ medida foi em média em torno de 940 MPa. Por conseguinte, pode ser assumido que as condições de falha de clivagem são dominantes na zona de fusão. Na zona de fusão da variante de aço Nb-Mo, no entanto, o tamanho de grão pré austenítico é significativamente menor. Portanto, a fratura dúctil

torna-se o mecanismo de falha dominante, apesar do aumento da tensão de escoamento ($R_{p0,2}$) de cerca de 1090 MPa. As curvas de tração para a variante de aço Nb-Mo exibem endurecimento por deformação total até alongamento uniforme ocorrendo a uma tensão de tração média de cerca de 1600 MPa.

A análise macroscópica das superfícies de fratura de tração por microscopia óptica revela uma zona de fratura com aspecto cristalino no centro da amostra, indicando a ocorrência de fenômenos de fratura frágil, ver Figura 56.

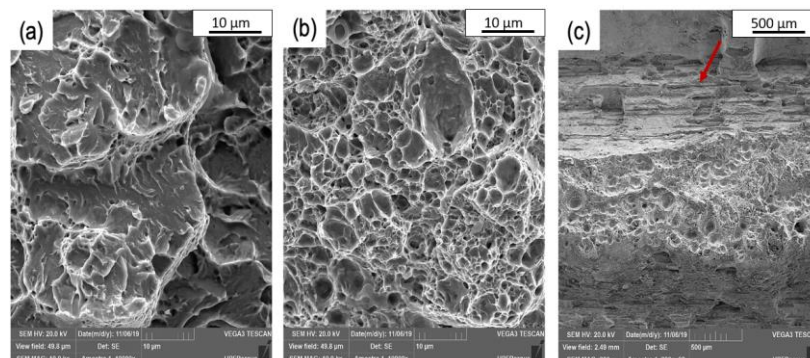
Figura 56 – Microscopia óptica da superfície de fratura de amostras soldadas a laser após o teste de tração; (a) grande área com aparência facetada representando o aço 22MnB5; (b) pequena área com aparência facetada representando o aço modificado Nb-Mo



Fonte: O autor.

A parcela da área é maior em amostras com baixo alongamento plástico (Figura 56a), enquanto é muito reduzida naquelas com maior alongamento plástico (Figura 56 b). A fractografia por MEV permite uma análise mais detalhada dessas superfícies de fratura, os resultados são apresentados na Figura 57.

Figura 57 – Análise da superfície de fratura por MEV; (a) fratura de quase clivagem; (b) fratura do tipo *dimples*; (c) separações (seta).

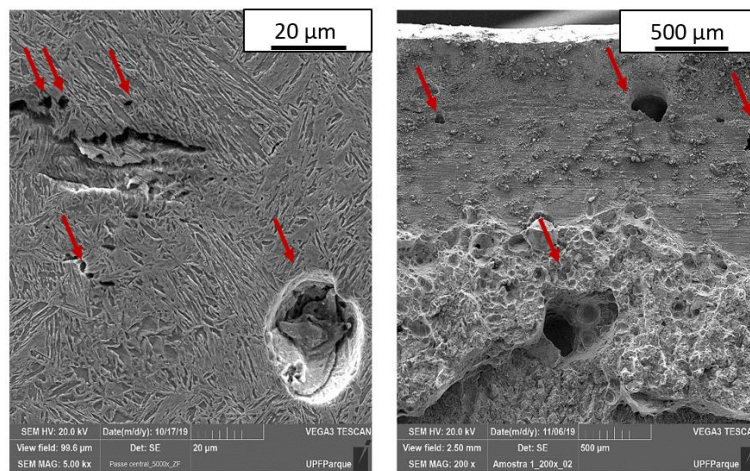


Fonte: O autor.

Como pode ser visualizado na Figura 57, micro poros é encontrada nas superfícies, indicando que a fratura progrediu dentro da zona de dupla fusão. A área com aparência cristalina na análise de microscopia óptica compreende o mecanismo de fratura de quase clivagem. Facetas de clivagem são acompanhadas por marcações de rio, degraus e linguetas, indicando traços de deformação plástica (Figura 57 a). Em amostras que compreendem maior alongamento plástico, a fratura dúctil do tipo *dimples* (Figura 57 b). Em partes das superfícies de fratura, observa-se a presença de separações com padrão de cristas paralelas (Figura 57 c). Uma vez que o comportamento da fratura é amplamente controlado pelo tamanho do grão pré austenítico (PAGS) em aços martensíticos, essa melhora no aço com a variante Nb-Mo é também explicada pelo menor tamanho de grão austenítico nas zonas de fusão e ZAC (HANAMURA et al., 2013).

Também foi possível identificar microporosidade na zona de fusão do segundo passe de solda em ambos os materiais, localizada principalmente na zona de sobreposição de solda, conforme é apresentado na Figura 58.

Figura 58 – Análise de MEV mostrando a superfície de fratura do aço soldado a laser na zona de passe duplo após o teste de tração, expondo a presença de microporos (indicado por setas).



Fonte: O autor.

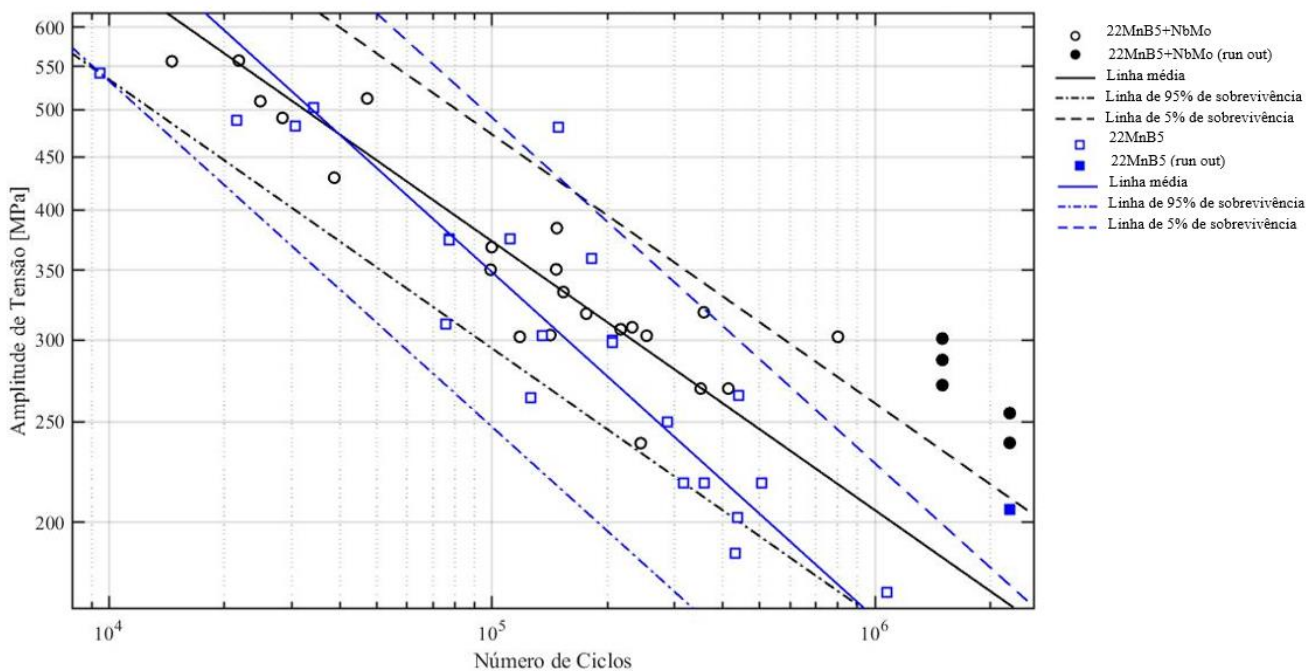
O vapor de metal pode escapar pela lacuna durante a primeira passagem de solda. No entanto, esta rota é bloqueada durante a segunda passagem. Consequentemente, o vapor de metal pode ficar preso devido à rápida solidificação da poça de fusão, promovendo a formação de microporos. A fração de microporosidade pode ser reduzida otimizando ainda mais o processo de soldagem a laser.

Por fim, o aço Nb-Mo modificado mostra claramente um desempenho superior nos testes de tração. Isso está relacionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem a laser.

5.3.7 Ensaio de Fadiga

A Figura 59 apresenta o diagrama S-N confeccionado para o aço padrão e modificado Nb-Mo após o processo de soldagem a laser autógena. Para todos os diagramas S-N foram adotadas por padrão linhas tracejadas e contínuas representando 95% de sobrevivência e média, respectivamente. Vale ressaltar que o número de dados válidos foi 22 corpos de prova para cada variação de material, sendo suficiente para caracterizar adequadamente o desempenho em fadiga da solda.

Figura 59 – Diagrama S-N para o aço padrão 22MnB5 (azul) e modificado Nb-Mo (preto).



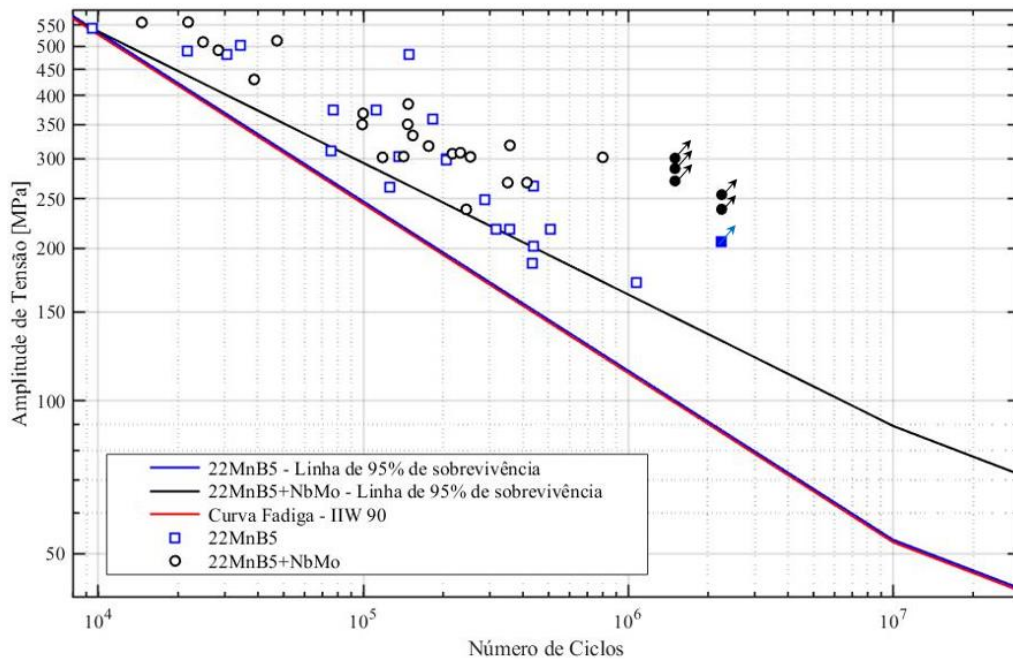
Fonte: O autor.

Os resultados de fadiga para as juntas soldadas apresentam linha média superior a partir de 40.000 ciclos, com inclinação mais suave e menor desvio padrão para o aço modificado Nb-Mo. O menor desempenho apresentado pelo aço padrão em relação ao modificado é explicitado, em maior proporção, pela própria linha S-N média. Contudo, a dispersão também contribuiu como um fator secundário. Tendo em vista que a comparação de resultados é realizada com

base na taxa de sobrevivência de 95%, quanto maior o desvio padrão, mais afastada da linha média se encontra a linha de sobrevivência.

De modo a fazer um comparativo com os aços estruturais comuns, foi confeccionado diagramas S-N incluindo as linhas de 95% de sobrevivência conforme orientações do Instituto Internacional de Soldagem IIW (2008), considerando as mesmas características das soldas aplicadas neste estudo: juntas de topo, carregamento transversal, sem a realização de ensaios não destrutivos de inspeção e sem reforço (por se tratar se soldagem a laser autógena). Cabe lembrar, que essa comparação é válida, pois considerou-se as placas de metal de base nas mesmas dimensões, sendo realizado o processamento de estampagem a quente com os mesmos parâmetros, além disso, o dispositivo de sujeição, o equipamento e o procedimento de soldagem empregados foram os mesmos para ambos os materiais. Assim, o número FAT, que representa a faixa de tensões $\Delta\sigma_{2E6}$ correspondente a uma vida de 2 milhões de ciclos, para uma taxa de sobrevivência de 95%, foi comparado com a curva superior IIW 90. A Figura 60 apresenta a comparação sugerida das linhas de 95% de sobrevivência dos aços estudados e a curva de juntas soldadas de aços estruturais proposta pelo IIW.

Figura 60 – Diagrama S-N de comparação do aço padrão e aço modificado Nb-Mo, com a curva proposta pelo IIW 90.



Fonte: O autor.

Como mostrado na Figura 60, as linhas S-N do IIW para juntas soldadas em peças sujeitas a grande número de ciclos apresentam inclinação $m = 3$ até $N = 10$ milhões de ciclos e, a partir desse ponto, a inclinação passa a ser $m = 5$. Portanto, o IIW considera que, para juntas soldadas, inexistente limite de fadiga, ou seja, não há faixa de tensões abaixo da qual o fenômeno não ocorra. Tal abordagem também foi aplicada aos casos de análise, por meio da superposição na Figura 60, de curvas de inclinação $m = 5$ sobre as linhas S-N, a partir de $N = 10^7$.

O desempenho em fadiga das juntas soldadas tendo por metal de base o aço padrão é muito semelhante ao que seria apresentado por aços estruturais comuns. No caso das juntas do aço modificado Nb-Mo, a faixa de tensão para ruptura associada a 2 milhões de ciclos $\Delta\sigma_{2E6} = 135,4$ MPa é aproximadamente 50% superior ao valor do IIW (90 MPa). Desta forma, a presença de Nb e Mo favorece aspectos metalúrgicos da junta, durante e logo após o processo de soldagem.

O aço Nb-Mo modificado mostra claramente um desempenho superior nos ensaios de fadiga. Isso está relacionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem. Conforme discutido anteriormente, o aço modificado Nb-Mo contém uma população densa de precipitados ultrafinos em condição de endurecimento por prensagem e posterior processo de solda. As diferenças de tamanho de grão observadas na zona de fusão das duas variantes de liga, no entanto, devem estar relacionadas a um mecanismo diferente à medida que os precipitados serão dissolvidos. Após a solidificação, o alto teor de Nb localmente exerce arrasto de soluto no contorno do grão, preservando esses grãos como obstáculos ao crescimento geral. Espera-se que ambos os mecanismos induzidos por Nb que obstruem o crescimento de grãos sejam particularmente eficientes sob a baixa entrada de calor e o ciclo térmico curto da soldagem a laser. No entanto, eles podem desaparecer durante os ciclos de calor mais longos (MORITO et al., 2005).

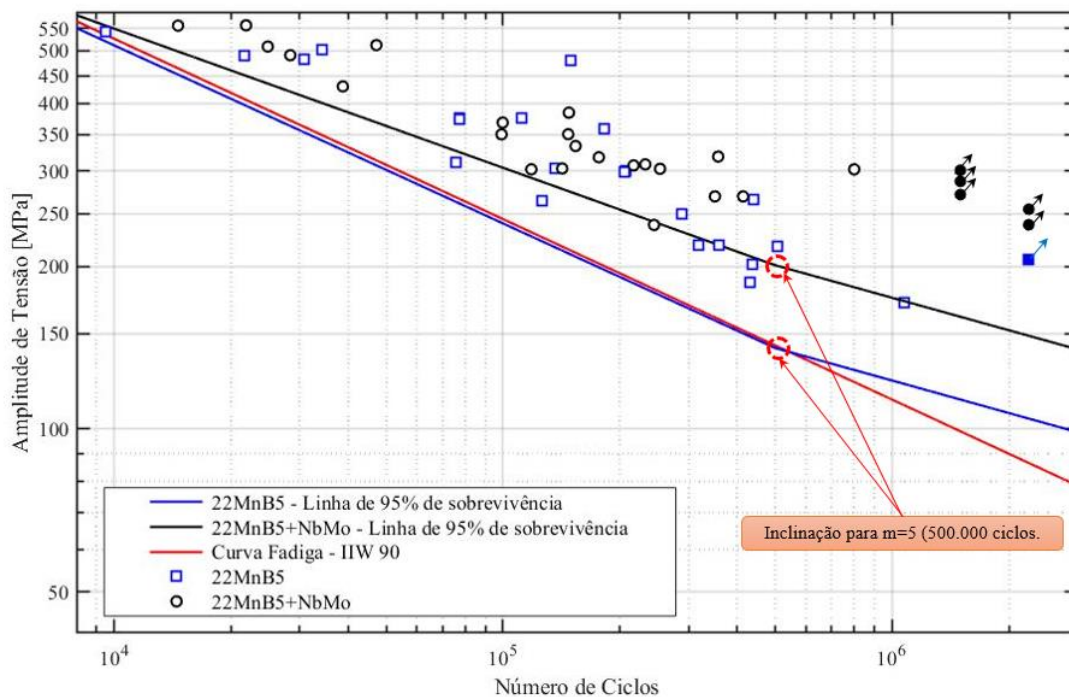
Dados escassos estão disponíveis na literatura aberta sobre o comportamento à fadiga do aço 22MnB5 processados pelo método de *press hardening* (PAREREDA, et al., 2020). Os trabalhos disponíveis mostram que os aços endurecidos por prensagem são muito sensíveis as mudanças metalúrgicas (GOLLING et al., 2019; PESSARD et al., 2014; SUNDERKÖTTER et al., 2017).

Um aspecto que se destacou nos ensaios foi relacionado aos *run outs* e ao desempenho excepcional nas tensões intermediárias e baixas, apresentado por alguns corpos de prova. Há uma relação entre os *run outs* e a presença, nos diagramas S-N obtidos, de uma linha vertical limítrofe em $N = 500$ mil ciclos. Ao longo dos testes, foi observado que os corpos de prova que

ultrapassavam esse limite tendiam a apresentar um desempenho sensivelmente acima da expectativa. Com exceção de dois corpos de prova do aço padrão e um da variante modificada com Nb-Mo, todas as demais amostras que ultrapassavam 500.000 ciclos atingiram *run out*. Sendo o aço Nb-Mo modificado levemente acentuado em relação ao aço padrão.

Tal incremento de desempenho, no caso de aços estruturais comuns, ocorre nas faixas de tensão extremamente baixas, nas quais a vida tende a atingir “vários” milhões de ciclos. Nessas condições, as trincas e demais defeitos internos ou de superfície se propagam a taxas extremamente lentas (PICAS et al., 2013; LARA et al., 2013). Os resultados aqui reportados indicam que as juntas ensaiadas, em ambos os casos, não conseguem usufruir de sua elevada resistência mecânica quando a faixa de tensão dinâmica é relativamente elevada (parte esquerda do diagrama S-N). Nessa condição, o desempenho em fadiga desses aços é semelhante ao propiciado por aços estruturais comuns. Porém, em faixas de tensões um pouco menores (região intermediária do diagrama S-N), as juntas apresentaram inflexão para um comportamento de elevado número de ciclos. Desta forma, a alteração da inclinação para $m = 5$, recomendada pelo IIW em $N = 10^7$ de ciclos, nos casos aqui analisados poderia ser aplicada em $N = 500.000$ ciclos. A Figura 61 apresenta o diagrama resultante.

Figura 61 – Aplicação da inflexão para $m = 5$ a partir de 500 mil ciclos.



Fonte: O autor.

6. CONCLUSÕES

O estudo atual corrobora com descobertas anteriores de que a adição de nióbio e molibdênio ao aço padrão 22MnB5 laminado a quente é benéfico para o processo de estampagem a quente, como tal, para o desempenho de juntas soldadas a laser entre componentes endurecidos por prensagem.

A maior parte do nióbio adicionado ao aço precipita durante o ciclo de calor antes da estampagem a quente, fornecendo uma população de partículas de tamanho fino. Também limita o engrossamento do grão em temperaturas de austenita mais altas e, em particular durante a soldagem a laser.

O molibdênio reduz a taxa crítica de resfriamento para o processo de estampagem a quente.

O processo de soldagem a laser autógeno aplicado com baixa entrada de calor (aporte térmico) induz uma zona de amolecimento de material muito estreita, que não afeta de forma decisiva a resistência à tração da junta soldada.

Verificou-se que o aço 22MnB5 padrão tem uma resistência à tração da junta soldada ligeiramente abaixo da resistência à tração nominal. Seu comportamento de fratura é controlado predominantemente por quase clivagem.

O aço modificado Nb-Mo compreende um endurecimento total com deformação uniforme pós atingimento a resistência à tração do material de base. Sua falha é controlada principalmente por fratura do tipo dúctil, com grande presença de *dimples*.

A fratura por quase clivagem tem sido relacionada ao severo engrossamento dos grãos que ocorre na zona de fusão e na zona afetada pelo calor entre passes do aço padrão.

A adição de nióbio limita o tamanho de grão efetivo a um nível que favorece a falha dúctil. Dois mecanismos diferentes foram identificados, ambos atuando em sinergia com o aporte de calor muito baixo e o ciclo de calor curto da soldagem a laser.

Os resultados de fadiga mostram claramente um resultado em torno de 50% acima no aço modificado com Nb-Mo em relação ao aço padrão, condicionado ao seu refinado tamanho de grão pré austenítico, mesmo em áreas sujeitas ao pico de temperatura mais alto durante a soldagem.

Portanto, os resultados obtidos são muito promissores, demonstram que o processo de estampagem a quente e posterior soldagem a laser autógena de duplo passe é uma tecnologia capaz de unir aço martensítico totalmente endurecido, considerando componentes de veículos comerciais pesados que requerem chapas mais espessas ($e > 3,00\text{mm}$). O calibre mais espesso

apresenta maiores desafios para o processo de estampagem a quente, bem como para a tecnologia de união.

7. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Em trabalhos futuros pode ser considerado:

- O estudo de diferentes temperaturas de pré-aquecimento na soldagem de forma a verificar a sua influência nas propriedades mecânicas e metalúrgicas da junta soldada.
- Viabilizar a soldagem em passe único para título de comparação.
- Realizar medição de tensões residuais nos corpos de prova antes e após o processo de soldagem a laser.
- Ensaio de resistência ao impacto, tendo em vista a aplicações com maior espessura.
- Avaliar a solubilidade do hidrogênio induzido no processo de estampagem a quente.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- AI, Y. et al. **A three-dimensional numerical simulation model for weld characteristics analysis in fiber laser keyhole welding**. International Journal of Heat and Mass Transfer, Vol. 108-A, p. 614-626, 2017.
- AKERSTRÖM, P. **Modeling and simulation of hot stamping**. Doctoral Theses, Lulea University of Technology, Sweden, 2006.
- ALMEIDA, D. T. **Análise microestrutural e avaliação mecânica de juntas soldadas por fricção e mistura mecânica (FSW) da liga de alumínio 5182-O**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM A1088-13: Standard Specification for Steel, Sheet, Cold-Rolled, Complex Phase (CP), Dual Phase (DP) and Transformation Induced Plasticity (TRIP)**. 2013.
- ASGHARI, A.; ZAREI-HANZAKI, A.; ESKANDARI, M. **Temperature dependence of plastic deformation mechanisms in a modified transformation-twinning induced plasticity steel**. Materials Science and Engineering A, n.579, p.150-156, 2013.
- BAGGER, C.; OLSEN, F. O. **Review of laser hybrid welding**. Journal of Laser Applications, Orlando, v. 17, n. 1, pp. 2-14, 2005.
- BARBATO, D. da S. **Estudo do comportamento mecânico e microestrutural de juntas de aço avançado de alta resistência soldadas a laser**. Dissertação de Mestrado, Universidade Federal Fluminense. Niterói, RJ, 2012.
- BARNES, T., PASHBY, I. **Joining Techniques For Aluminium Spaceframes Used in Automobiles: Part I – Solid and Liquid Phase Welding**. J. Material Processing Technology, Vol. 99, 1-3, p. 62-71, 2000.

BIAN, J.; LI, W.; MOHRBACHER, H.; HONGZHOU, L.; WENJUM, W. **Development of niobium alloyed press hardening steel with improved properties for crash performance.**

In: *Advanced Materials Research*, Vol. 1063, 2015.

BHATTACHARYA, D. **Role of niobium in advanced sheet steels for automotive applications.** In: *International Symposium on Niobium Microalloyed Sheet Steel for Automotive Applications*. Warrendale, USA. Vol 1, p. 275-284, 2006.

BEHRENS, B.; BOUGUECHA, A.; GAEBEL, C.M.; MORITZM J.; SCHRÖDTER, J. **Hot stamping of load adjusted structural parts.** *Procedia Engineering*. Vol. 81, p. 1756-1761, 2014.

BELDE, M.; SPRINGER, H.; RAABE, D. **Vessel microstructure design: A new approach for site-specific coreshell micromechanical tailoring of TRIP- assisted ultrahigh strength steels.** *Acta Materialia*, Vol. 113, p. 19-31, 2016.

BANERJI, S. K.; MORRAL, J. E. **Boron in Steel.** AIME, The Metallurgical Society, New York, p. 215, 1980.

CARVALHO, S. M. **Soldagem com laser a fibra do aço 300M de alta resistência.** Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2009.

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.

CHOI, H.; PARK, G.; LIM, W.S. KIM, B. **Evaluation of weldability for resistance spot welded single-lap joint between GA780DP and hot-stamped 22MnB5 steel sheets.** *Journal of Mechanical Science and Technology*, [S. l.], v. 25, n. 6, p.1543-1550, mar. 2011.

CORREARD, G. C. de C. **Caracterização da microestrutura e das propriedades mecânicas de aços avançados de alta resistência soldados a laser.** Tese de Doutorado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica. São José dos Campos, 2018.

COSTA, A. R.; CRAIEVICH, A.; VILAR, R. **Niobium and Chromium Rich Coatings Tailored by Laser Alloying: XRD Analysis at High Temperatures**. *Materials Research*, Angra dos Reis, v. 7, n. 1, p.49-52, 2002.

DAMOULIS, G. L.; BATALHA, G. F. **Solda Laser Aplicada ao Processo de Fabricação de Carrocerias Automotivas**. 16th National Conference on Sheet Metal Forming, Ed. Lício Schaeffler, LDTM-UFRGS, Porto Alegre, 21 outubro 2004.

DEMERI, M. Y. **Advanced High-Strength Steels**. *Science Technology and Applications*, 1^a Ed. ASM International, ISBN 978-1-62708-005-7, 2013.

DIN EN ISO 15614-1. **Specification and qualification of welding procedures for metallic materials - Welding procedure test**. European Committee for Standardization, Management Centre: Avenue Marnix 17, B-1000 Brussels, 2012.

DIN EN ISO 5173. **Destructive tests on welds in metallic materials – Bend tests**. European Committee for Standardization, Management Centre: Avenue Marnix 17, B-1000 Brussels, 2012.

DOBZJAŃSKI, L. A.; BOREK, W. **Processes forming the microstructure evolution of high manganese austenitic steel in hot-working conditions**. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. v.37, n.2, p. 397-407, 2009.

EWI. **Conduction mode vs. keyhole mode laser welding**. Fevereiro de 2015. Disponível em <https://ewi.org/conduction-mode-vs-keyhole-mode-laser-welding/>. Acesso em 10/01/2020.

FAN, D. W.; KIM, H. S., De COOMAN, B. C. **A Review of the Physical Metallurgy Related to the Hot Press Forming of Advanced High Strength Steel**. *Material Technology*, n° 3, p. 241-248, 2009.

FARROKHI, F.; SILTANEN, J.; SALMINEN, A. **Fiber laser welding of direct-quenched ultrahigh strength steels: Evaluation of hardness, tensile strength, and toughness properties at subzero temperatures**. *Journal of Manufacturing Science and Engineering*, Vol. 137: 061012-1, 2015.

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.

GERY, D.; LONG, H.; MAROPOULOS, P. **Effects of welding speed, energy input and heat source distribution on temperature variations in butt joint welding**. Journal of Materials Processing Technology, Vol. 167, p. 393–401, 2005.

GERHARDS, B.; REISGEN, U.; OLSCHOK, S. **Laser welding of ultrahigh strength steels at subzero temperatures**. Physics Procedia, Vol. 83, p. 352-361, 2016.

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

GOLLING, S.; FRÓMETA, D.; CASTELLAS, D.; JONSÉN, P. **Influence of microstructure in the fracture toughness of hot stamped boron steel**. Materials Science & Engineering A, Vol. 743, p. 529-539, 2019.

GRAY, J.M.; MOHRBACHER, H. **Application of Niobium-Molybdenum strengthening mechanisms in high strength linepipe steels**. In: Fundamentals and Applications of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels; TMS: Pittsburgh, PA, USA, Volume 1, p. 121–134, 2014.

GU, J.L.; CHANG, K.D.; FANG, H.S.; BAI, B.Z. **Delayed fracture properties of 1500MPa bainite/martensite dual-phase high strength steel and Its hydrogen traps**. Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 42, n°12, p. 1560-1564, 2002.

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

HAGA, J.; MIZIU, N.; NAGAMICHI, T.; OKAMOTO, A. **Effect of Boron on Mechanical Properties and Recrystallization Behavior of Ti-Added Ultra-Low Carbon Cold-Rolled Steel Sheets**. Iron and Steel Institute of Japan International. n° 38, p. 580-586, 1998.

HANAMURA, T; YIN, F.; NAGAI, K. **Ductile–Brittle Transition Temperature of Ultrafine Ferrite/Cementite Microstructure in a Low Carbon Steel Controlled by Effective Grain Size.** ISIJ International. Vol. 44, n° 3, pp. 610-617, 2004.

HANAMURA, T; TORIZUKA, S.; TAMURA, S.; ENOKIDA, S.; TAKECHI, H. **Effect of Austenite Grain Size on Transformation Behavior, Microstructure and Mechanical Properties of 0.1C–5Mn Martensitic Steel.** ISIJ International. Vol. 53, n° 12, pp. 2218-2225, 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.

HARA, T.; ASAHI, H. UEMOR, R. TAMEHIRO, H. **Role of combined addition of niobium and boron and of molybdenum and boron on hardenability in low carbon steels.** Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 44, n° 8, p. 1431-1440, 2004.

HE, X. L.; CHU, Y. Y.; JONAS, J. J. **Grain Boundary Degradation of Boron During Continuous Cooling.** Acta Metallurgic. Vol. 37, Issue 1, p. 147-161, 1989.

HE, X.; QIN, Y.; JIANG, W. **Effect of welding parameters on microstructure and mechanical properties of laser welded Al-Si coated 22MnB5 hot stamping steel.** Journal of Materials Processing Tech. Vol. 270, p. 285-295, 2019.

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

HILL, N. **Light weighting as a means of improving Heavy Duty Vehicles' energy efficiency and overall CO2 emissions.** In: European Commission, Report for DG Climate Action, Ref: ED59243 – Issue Number 1, 2015.

HULKA, K.; GRAY J.M. **High Temperature Processing of Line Pipe Steels**. In Niobium Science & Technology, Proceedings of the International Symposium Niobium, Orlando, FL, USA, TMS: Pittsburgh, PA, USA, USA, p. 587–612, 2001.

HOJO, T.; SUGIMOTO, K.; MUKAI, Y.; IKEDA, S. . **Effects of aluminum on delayed fracture properties of ultra high strength low alloy TRIP-aided steels**. Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 48, n°6, p. 824-829, 2008.

HU, H., EBERHARD, P. **Thermomechanically coupled conduction mode laser welding simulations using smoothed particle hydrodynamics**. Computational Particle Mechanics, v. 4, p.473–486, 2017.

HYUNWOO SO, FABBMANN, D., HOFFMANN, H., GOLLE, R., SCHAPER, M. **As investigation of the clanking process of the quenchable boron alloyed steel 22MnB5 before and after hot stamping process**. Journal of Materials Processing Technology, v212, p. 437-449, 2012.

IISI. **Advanced High Strength Steel (AHSS) Application Guidelines**. International Iron & Steel Institute, Committee on Automotive Applications, 2006.

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

ISASTI, N.; JORGE-BADIOLA, D.; TAHERI, L.; LÓPEZ, B. URANGA, P. **Effects of composition and deformation on coarse-grained austenite transformation in Nb-Mo microalloyed steels**. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 42, n°12, p. 3729-3742, 2011.

JAVAHERI, V.; KHODAIE, N.; KAIJALAINEN, A.; PORTER, D. **Effect of niobium and phase transformation on the microstructure and texture of a novel 0,40% C thermomechanically processed steel**. Materials Characterization, Vol. 142, p. 295-308, 2018.

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.

KAAR, S.; KRIZAN, D.; SCHNEIDER, R.; BÉAL, C.; SOMMITSCH, C. **Effect of manganese on the structure – properties relationship of cold rolled AHSS treated by a quenching and partitioning process.** Metals. Vol. 9, n°1122, p. 1-15, 2019.

KAIJALAINEN, A.; SUIKKANEN, P.P.; LIMNELL, T.J.; KARJALAINEN, L.P.; KÖMI, J.I.; PORTER, D.A. **Effect of austenite grains structure on the strength and toughness of direct-quenched martensite.** Journal of Alloys and Compounds. Vol. 577, p. 642-648, 2015.

KAIJALAINEN, A.; VÄHÄKUOPUS, N.; SOMANI, M.; MEHTONEN, S.; PORTER, D.; KÖMI, J. **The effects of finish rolling temperature and niobium microalloying on the microstructure and properties of a direct quenched high-strength steel.** Archives of Metallurgy and Materials 62, 2017.

KANTANEN, P.; SOMANI, M.; KAIJALAINEN, A.; HAIKO, O.; PORTER, D.; KÖMI, J. **Microstructural characterization and mechanical properties os direct quenched and partitioned high-aluminum and high-silicon steel.** Metals. Vol. 9, p. 256 - 273, 2019.

KARBASIAN, H.; TEKKAYA, A. E. **A review on hot stamping.** Journal of Materials processing Technology. Vol. 210, p. 2103-2118, 2010.

KASPADIA, M. B. **Effect of Boron Additions on the Toughness of Heat-Treated Low-Alloy Steels.** Journal of Heat Treating, Volume 5, N°1, p. 41-53, 1987.

KATAYAMA, S. **New development in laser welding.** In: Ahmed, N. New developments in advanced welding, Cambridge: Woodhead Publishing Limited, p. 158-197, 2005.

KAVAMURA, H. A. **Aplicação de solda laser em carrocerias automotivas: estudo comparativo entre a solda laser e a solda ponto por resistência.** Dissertação de Mestrado, Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2007.

KHAN, M. M. A.; ROMOLI, L.; FIASCHI, M.; SARRI, F.; DINI, G. **Experimental investigation on laser beam welding of martensitic stainless steels in a constrained overlap joint configuration.** Journal of Materials Processing Technology, Vol. 210, p. 1340-1353, 2010.

KIM, H. S.; SUH, D.; KIM, N. J. **Fe-Al-Mn-C lightweight structural alloys: a review on the microstructures and mechanical properties.** Science and Technology of Advanced Materials, Vol. 14, p. 1-11, 2013.

KIRKWOOD, P. **Niobium and Heat Affected Zone Mythology.** In: Proceedings of the International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steels, Araxá, Brazil, 27–30 November 2011; CBMM: Araxá, Brazil, p. 23–64, 2011.

KÜGLER, H.; MITTELSTÄDT, C; VOLLERTSEN, F. **Influence of join configuration on the strength of laser welded presshardened steel.** Physics Procedia. Vol 83, p. 373-382, 2016.

KUZIYAK, R.; KAWALLA, R.; WAENGLER S. **Advanced high strength steels for automotive industry.** Archives of Civil and Mechanical Engineering. Vol 8, p. 103-117, 2008.

KUNDU, J.; RAY, T.; KUNDU, A.; SHOME, M. **Effect of the laser power on the mechanical performance of the laser spot welds in dual phase steels.** Journal of Materials Processing Technology, [S. l.], v. 267, n. 1, p.114-123, 2019.

LADARIO, F. P.; MAGALHÃES, J. M.; LIMA, M. S. F. **Um estudo do processo de soldagem a laser de blanks automotivos, com e sem revestimento, no ambiente industrial visando melhorias incrementais e reducao de custos.** Anais do IV COBEF - Congresso Brasileiro de Engenharia de Fabricação, Estância de São Pedro, 2007.

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.

LATOURTE, F.; WEI, X.; FEINBERG, Z.D.; VAUCORBEIL, A.; TRAN, P.; OLSON, G.B.; ESPINOSA, H.D. **Design and identification of high performance steel alloys for structures**

subjected to underwater impulsive loading. International Journal of Solids and Structures, Vol. 49, n. 13, p. 1573–1587, 2012.

LIN, T.; SONG, H.-W.; ZHANG, M.; CHENG, M.; LIU, W. J. **Cooling Systems Design in Hot Stamping Tools by a Thermal-Fluid-Mechanical Coupled Approach.** Advances in Mechanical Engineering, p.12, 2014.

LIN, L.; LI, B.; ZHU, G.; KANG, Y.; LIU, R. **Effect of niobium precipitation behavior on microstructure and hydrogen induced cracking of press hardening steel 22MnB5.** Materials Science & Engineering A, [S. l.], v. 721, n. 1, p.38-46, 2018.

LECHLER, J.E.; MERKLEIN, M. **Hot stamping of ultra high strength steel as a key technology for lightweight construction.** In: Materials Science & Technology – Conference and Exhibition. Pittsburgh, USA, p. 1698-1709, 2006.

LUN, N.; SAHA, D. C.; MACWAN, A.; PAN, H.; WANG, L.; GOODWIN, F.; ZHOU, Y. **Microstructure and mechanical properties of fibre laser welded medium manganese TRIP steel.** Materials and Design, Vol. 131, p. 450-459, 2017.

MAITREPIERRE, P.; THIVELLIER, D.; ROVES-VERNIS, J.; ROUSSEAU, D.; TRICOT, R. **Hardenability Concepts with Application to Steel.** AIME - The Metallurgical Society, Warrendale, USA, p. 421, 1978.

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

MARTIS C. J.; PUTATUNDA, S.K.; BOILEAU, J.; SPRAU, J. **The static and dynamic mechanical properties of a new low-carbon, low-alloy austempered steel.** Materials Science & Engineering: A, Vol. 589, p. 280–287, 2014.

MATLOCK, D.K.; SPEER, J.G.; De MOOR, E.; GIBBS, P.J. **Recent developments in advanced high strength sheet steels for automotive applications: An overview.** Jestech – Engineering Science and Technology, an International Journal. Vol 15, p. 1-12, 2012.

MEI, L.; CHEN, G.; JIN, X.; ZHANG, Y.; WU, Q. **Research on laser welding of high-strength galvanized automobile steel sheets**. Optics and Lasers in Engineering, Vol. 47, p. 1117-1124, 2009.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. **Aços e ligas especiais**. 3^a ed. Sumaré: Eletrometal S.A. Metais Especiais, 2010.

MELLOY, G. F.; SUMMON, P.R.; PODGURSKY, P. P. **Optimizing the boron effect**. Metallurgical and Materials Transactions. Vol. 4, p. 2279-2289, 1973.

MERKLEIN, M.; LECHLER, J. **Determination of material and process characteristics for hot stamping processes of quenchable ultra high strength steels with respect to a FE-based process design**. SAE World Congress: Innovations in Steel and Applications of Advanced High Strength Steels for Automobile Structures, Paper No. 2008-0853, 2008.

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

MIRIM, D. de C. **Investigação da tensão residual na soldagem laser entre o aço carbono AISI 1010 e o aço inoxidável AISI 304**. Dissertação de Mestrado, IPEN. São Paulo, 2011.

MOHRBACHER, H. **Martensitic automotive steel sheet – Fundamentals and metallurgical optimization strategies**. In: Advanced Material Research, Vol. 1063, p. 130-142, 2015.

MOHRBACHER, H.; SPÖTTL, M.; PAEGLE, J. **Innovative manufacturing technology enabling light weighting with steel in commercial vehicles**. Advances in Manufacturing. Vol. 3, p. 3–18, 2015.

MOHRBACHER, H. **Property optimization in as-quenched martensitic steel by molybdenum and niobium alloying**. Metals. Vol. 8, p. 234, 2018.

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

MOHRBACHER, H.; ALMEIDA, D.T.; SOUZA, J.H.C. **Material development and qualification of manufacturing technology for hot stamping of heavy gage components.** In: Proceedings of the 7th International Conference on Hot Sheet Metal of High Performance Steel. Lulea, Sweden, p. 301-312, 2019.

MORI, K.; BARIANI, P.F.; BEHRENS, B.A.; BROSIUS, A.; BRUSCHI, S.; MAENO, T.; MERKLEIN, M.; YANAGIMOTO, J. **Hot stamping of ultra-high strength steel parts.** Elsevier: CIRP Annals – Manufacturing Technology. Vol. 66, p. 755-777, 2017.

MORITO, S.; SAITO, H.; OGAWA, T.; FURUHARA, T.; MAKI, T. **Effect of austenite grain size on the morphology and crystallography of lath martensite in low carbon steels.** ISIJ International, Vol. 45, n° 1, pp. 91-94, 2005.

MORRIS, J.W.; LEE, C.S.Jr.; GUO, Z. **The nature consequences of coherent transformation in steel.** Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 43, n°3, p. 410-419, 2003.

MORTIMER, A. D.; NICHOLAS, G. M. **Surface and Grain-Boundary Energies of AISI 316 Stainless Steel in the Presence of Boron.** Metal Science, Vol. 10, N° 9, p. 326-332, 1976.

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.

NAGANATHAN, A.; PENTER, L. **Sheet metal forming – Processes and Applications.** Hot Stamping – Chapter 7, ASM International, 2012.

NĚMEČEK, S.; MUŽÍKA, T.; MÍŠEK, M. **Differences between Laser and Arc Welding of HSS Steels.** Physics Procedia 39, p. 67-74, 2012.

NYSSÖNEN, T. **Quenching and partitioning of high-aluminum Steels.** Ph.D thesis. Tampere University of Technology, Tampere, Finland, 2017.

OLDENBURG, M.; AKERSTROM, P.; BERGMAN, G.; SALOMOINSSON, P. **Simulation and Evaluation of Phase Transformations and Mechanical Response in the Hot Stamping Process**. Lulea University of Technology, Gestamp Hartech AB, SE-97125 Lulea, Sweden, p.1181-1186, 2007.

PARAREDA, S.; CASELLAS, D.; FRÓMETA, D.; MARTÍNEZ, M.; LARA, A.; BARRERO, A.; PAJUNTE, J. **Fatigue resistance of press hardened 22MnB5 steel**. International Journal of Fatigue. Vol. 130, 105262, 2020.

PESSARD, E.; ABRIVARD, B.; MOREL, F.; ABROUG, F.; DELHAYE, P. **The effect of quenching and defects size on the HCF behaviour of boron steel**. International Journal of Fatigue. Vol. 68, pp. 80 – 89, 2014.

PICAS, I.; LARA, A.; CASELLAS, D.; ADEMAJ, A.; STEINHOFF, K.. **Fatigue performance of press hardened steel with tailored material properties: a compromise between high strength and damage tolerant microstructures**. In: Proceedings of the 4th International Conference on Hot Sheet Metal Forming of High-Performance Steel (ISBN 978-3-942267-82-3); p. 251- 258, 2013.

PLA-FERRANDO R.; CABALLERO, S.; SALLES, M.A.; SANZ, A.V.M . **TWIP/TRIP steels. Future trends in Automotive Industries**. Annals of the Oradea University: Fascicle Management and Technological Engineering, Vol. 10, n. 3, p. 23-26, 2011.

POGGIO, S.; PONTE, M. GAMBARO, C. **Resistance sport welding of advanced high strength steel DP600**. Università Degli Studi Di Genova, Facoltà de Ingegneria. 2005.

SARKAR, S.; MILITZER, M.; POOLE, W.J.; FAZELI, F. **Microstructural Evolution in a Complex-Phase Steel**. Proceedings from the Materials Science & Technology Conference, Novelty, USA: ASM International, Vol.1, p. 61-72, 2007.

SIKORA, S.; LENZE, F.J. **Hot forming process important parameters for production of high-strength BIW parts**. In Proceedings of the International Deep Drawing Research Group (IDDRG'06), p295-301, Porto, Portugal, 2006.

SIQUEIRA, G. R. **Soldagem a laser autógena da liga de alumínio aeronáutico AA6013: Otimização de parâmetros e análise microestrutural**. Dissertação de Mestrado, Instituto Tecnológico de Aeronáutica – ITA, São José dos Campos, SP, 2007.

SOUZA, S.A. **Ensaio mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos teóricos e práticos**. 5ª ed, São Paulo: Editora Edgarf Blucher, p. 286, 1982.

SOUZA, F.B.P. **Simulação Numérica do Processo de Estampagem a Quente do Aço USIBOR ® 1500P**. Dissertação de Mestrado, Escola de Engenharia – UFMG, Belo Horizonte, 2013.

SSAB Welding Handbook, Edition , p. 13-18; 31-38, 2004.

STEINBEISS, H.; SO, H.; MICHELITSCH, T.; HOFFMANN, H. **Method for optimizing the cooling design of hot stamping tools**. Production Engineering - Research and Development, p.149–155, 2007.

SUN, Q.; DI, H. Q.; WANG, X. N.; CHEN, X. M. **Suppression of ferrite formation on Al-Si coated press-hardened steel during laser welding**. Materials Letters, Vol. 245, p. 106-109, 2019.

SUNDERKÖTTER, C.; SIEURIN, H. **Press hardening of truck chassis components**. In: LIGHTer workshop, September, 2016.

SUNDERKÖTTER, C.; WOLLENBERG, A.; PFEFFER, C.; SIEURIN, H.; ANNEGEN, I. **Press hardening of truck chassis components**. In: 5th Int. Conf. on Steel in Cars and Trucks, 2017.

TAMARELLI, C. M. **AHSS 101: The evolving use of advanced high-strength steels for automotive applications**. Steel Market Development Institute. Michigan: AISI, p.45, 2011. Disponível em: <www.autosteel.org>. Acesso em: 17 dez. 2019.

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.

TOJI, Y. & TAKAGI, S. **Application of NH₄SCN aqueous solution to hydrogen embrittlement resistance evaluation of ultra –high strength steels.** Iron and Steel Institute of Japan International. Vol. 52, n°2, p. 329-331, 2012.

TURETTA, A. **Investigation of thermal, mechanical and microstructural properties of quenchable high strength steels in hot stamping operations.** Tese de doutorado – Università degli Studi di Padova, Itália, 2008.

VOLLERSTSEN, F.; WOIZENSCHKE, P.; SCHULTZ, V.; MITTELSTÄDT, C. **Developments for laser joining with high-quality seam surfaces.** Lightweight Design Worldwide. Vol 1, p. 6 – 13, 2017.

WANG, C.; WANG, M.; SHI, J.; HUI, W.; DONG, H. **Effect of microstructural refinement on the toughness of low carbon martensitic steel.** Scripta Materialia. Vol. 58, n°6, p. 492-495, 2008.

WANG, S.C.; KAO, P. **The effect of alloying elements on the structure and mechanical properties of ultra low carbon bainitic steels.** Journal Materials Science. Vol. 28, p. 5169-5175, 1993.

WANG, X. N.; CHEN, X. M.; SUN, Q.; DI, H. S.; SUN, L. N. **Formation mechanism of δ -ferrite and metallurgy reaction in molten pool during press-hardened steel laser welding.** Materials Letters, Vol. 206, p. 143-145, 2017.

ZOU, J. et al. **A novel method for observing the micro-morphology of keyhole wall during high-power fiber laser welding.** Materials and Design, Vol. 89, p. 785-790, 2016.