

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL
Escola de Engenharia
Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais
PPGE3M

DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**AVALIAÇÃO DE CHAPAS GROSSAS DE AÇO 22MnB5 COM ADIÇÕES DE Nb E
Mo, ESTAMPADAS À QUENTE, E SOLDADAS PELO PROCESSO MAG
EMPREGANDO DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO**

Maurício de Almeida Heberle

Porto Alegre

2023

UNIVERSIDADE FEDERAL DO RIO GRANDE DO SUL

Escola de Engenharia

Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais

PPGE3M

AVALIAÇÃO DE CHAPAS GROSSAS DE AÇO 22MnB5 COM ADIÇÕES DE Nb E Mo, ESTAMPADAS À QUENTE, E SOLDADAS PELO PROCESSO MAG EMPREGANDO DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO

Mauricio de Almeida Heberle

Engenheiro Mecânico

Trabalho realizado no Departamento de Materiais da Escola de Engenharia da UFRGS, dentro do Programa de Pós-Graduação em Engenharia de Minas, Metalúrgica e de Materiais (PPGE3M), como parte dos requisitos para obtenção do título de Mestre em Engenharia.

Área de Concentração: Ciência e Tecnologia dos Materiais

Porto Alegre

2023

Esta dissertação foi julgada adequada para obtenção do título de Mestre em Engenharia, área de concentração em Ciência e Tecnologia dos Materiais e aprovada em sua forma final, pelo Orientador e pela Banca Examinadora do Curso de Pós-Graduação da Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Orientador: Prof^o. Dr. Carlos Pérez Bergmann

Coorientadora: Profa. Dra. Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro

Banca Examinadora:

Prof. José Antônio Esmerio Mazzaferro

Prof. Dr. Halston José Mozetic

Profa. Dra. Annelise Kopp Alves

Prof. Dr. Rodrigo Peroni

Coordenador PPGE3M

AGRADECIMENTOS

Ao Professor Doutor Carlos Pérez Bergmann, por todos os anos de parceria ao longo da minha graduação, desde quando fui bolsista nos projetos do LACER, por me encorajar em mais essa etapa da minha carreira acadêmica e aceitar ser meu orientador, muito obrigado.

À Professora Doutora Cíntia Cristiane Petry Mazzaferro, minha coorientadora, por seu esforço, por sua dedicação, e pelos seus ensinamentos, que sempre foram muito esclarecedores e passados com muita paciência.

À Bruning Tecnometal por ter me proporcionado os meios necessários para conduzir essa pesquisa e por fomentar a parceria entre indústria e universidade, algo que deve ser cada vez mais praticado, pois é fundamental para desenvolvimento social e econômico do Brasil. Um agradecimento especial ao laboratório de soldagem da Bruning Tecnometal, que conta com excelentes profissionais que me auxiliaram neste trabalho.

Aos meu pais e irmãos, pelo amor, carinho e atenção que sempre me deram, e por estarem sempre me apoiando em todas as minhas decisões difíceis. Amo todos vocês.

À minha esposa, Daniela, por todo seu amor e carinho, e pela paciência e incentivo durante essa jornada, sempre me encorajando a seguir em frente e nunca desistir. Obrigado pelo companheirismo. Me inspiro em você. Te amo.

RESUMO

A utilização de aços estampados a quente de alta resistência em veículos automotores tornou-se uma tendência, uma vez que habilita a redução no peso total da estrutura e promove uma maior eficiência energética, resultando em um aumento na produtividade nos transportes e, assim, redução de emissões de gases de efeito estufa. Um dos limitantes no uso desses materiais é a sua conformação à temperatura ambiente, já que possuem baixa conformabilidade. O processo de estampagem a quente consiste na conformação mecânica em temperaturas acima da temperatura de austenitização do aço e, ainda com o material na prensa após conformado, é realizada uma têmpera subsequente, aumentando consideravelmente a resistência mecânica da peça. O aço 22MnB5 + NbMo é excelente para esse tipo de processamento, pois a presença de boro garante uma ótima temperabilidade, enquanto o nióbio e o molibdênio auxiliam no controle de tamanho de grão durante o aquecimento. Uma vez conformado, a aplicação desse material de espessuras grossas pode requerer um processo adicional de soldagem ao arco elétrico, onde o pré-aquecimento pode ser uma alternativa para reduzir os impactos no material, suavizando a taxa de resfriamento e evitando a fragilização microestrutural. Nesse contexto, o presente trabalho avalia o impacto da soldagem ao arco elétrico com pré-aquecimento em chapas grossas do aço 22MnB5 com adições de Nb e Mo, após o endurecimento pelo processo de estampagem a quente. Para isso, foram estampadas a quente e temperadas amostras do material 22MnB5 + NbMo, e então soldadas pelo processo MAG pulsado em condições sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 50, 120 e 210°C, a fim de avaliar através de microscopia e ensaios mecânicos o impacto da soldagem e das temperaturas de pré-aquecimento. Além disso, foi avaliada a diluição na soldagem e a qualificação do processo de solda por metalografia e ensaio de dobramento. Após a estampagem a quente, o material teve um aumento de cerca de 90% no limite de resistência e foi obtida uma microestrutura predominantemente martensítica auto-revenida, confirmando assim a eficácia do processo de estampagem a quente. As chapas de 7 mm de espessuras foram unidas em um único passe com penetração total e não houve presenças de descontinuidades de soldagem. Foi constatada uma zona afetada pelo calor bastante extensa no material, e uma queda de

cerca de 30% na resistência do aço estampado após a soldagem de forma geral. A condição pré-aquecida a 50°C resultou nos melhores resultados de resistência mecânica quando comparada à condição sem pré-aquecimento, evidenciando os benefícios da aplicação desse processo na soldagem.

Palavras chaves: Aço 22MnB5, estampagem a quente, pré-aquecimento, soldagem

ABSTRACT

The use of high-strength hot-stamped steels in automotive vehicles has become a trend, as it enables a reduction in the total weight of the structure and promotes greater energy efficiency, resulting in productivity increase during transport and, thus, reduction of greenhouse gas emissions. One of the limitations in the use of these materials is their conformation at room temperature, since they have low formability. The hot stamping process consists of mechanical conformation at temperatures above the austenitization temperature of steel and, with the material still in the press after being formed, a subsequent quench is performed, considerably increasing the mechanical resistance of the part. The 22MnB5 + NbMo steel is excellent for this type of processing, as the presence of boron (B) ensures excellent hardenability, while niobium and molybdenum help to control the grain size during heating. Once formed, the application of this thick material may require an additional electric arc welding process, where preheating can be an alternative to reduce impacts on the material, smoothing the cooling rate and avoiding microstructural embrittlement. In this context, the present work evaluates the impact of electric arc welding with preheating on thick plates of 22MnB5 steel with additions of Nb and Mo, after hardening by the hot stamping process. For this, samples of the 22MnB5 + NbMo material were hot stamped, tempered, and then welded by the pulsed MAG process in conditions without preheating and with preheating of 50, 120 and 210°C, in order to evaluate through microscopy and mechanical testing the impact of welding and preheating temperatures. In addition, the dilution in welding and the qualification of the welding process by metallography and bending test were evaluated. After hot stamping, the material had an increase of about 90% in the resistance limit and a predominantly martensitic self-tempered microstructure was obtained, thus confirming the effectiveness of the hot stamping process. The 7 mm thick plates were joined in a single pass with full penetration and there were no welding discontinuities. A fairly extensive heat-affected zone was found in the material, and a drop of about 30% in the stamped steel strength after welding in general. The preheated condition at 50°C resulted in the best mechanical strength results when compared to the condition without preheating, evidencing the benefits of applying this process in welding.

Keywords: 22MnB5 Steel, hot forming, pre-heating, welding

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Relação entre o alongamento e o limite de resistência à tração das diferentes famílias de aços.	21
Figura 2 - Viga da porta do Saab 9000 de 1984 a 1998, estampada a quente.	23
Figura 3 - Aumento na utilização de componentes endurecidos por prensagem: (A) 2001 Citroën, (B) 2002 Volvo XC90L e (C) 2005 VW Passat.....	23
Figura 4 - Efeito dos elementos de liga no refinamento de grãos: Micrografias ópticas revelando limites de grãos pré-austeníticos e imagens de elétrons retroespalhados (BSE) para os aços (a, d) Base; (b, e) com adição de Nb e (c, f) com adições de Nb e Mo.....	27
Figura 5 - Diagrama CCT típico para o aço 22MnB5.	29
Figura 6 - Curva da relação entre a resistência à tração adquirido após a estampagem a quente e a temperatura de austenitização, para o aço 22MnB5.	30
Figura 7 - Etapas do processo de estampagem a quente (temperatura x tempo) e suas microestruturas.....	32
Figura 8 - Processo de estampagem a quente direto.....	33
Figura 9 - Processo de estampagem a quente indireto.....	33
Figura 10 - Relação gráfica das etapas do processo de estampagem, temperaturas e propriedades mecânicas durante a estampagem a quente.....	34
Figura 11 - Diferentes sistemas de aquecimento de chapas para o processo de estampagem a quente.....	35
Figura 12 - Representação dos componentes de um projeto de ferramenta de estampagem a quente.....	37
Figura 13 - Comparação do <i>springback</i> (retorno elástico) entre (a) peça estampada à quente e (b) estampada à frio.	39
Figura 14 - Soldagem a arco por gás de proteção (GMAW), sendo em a) Montagem do processo; b) Área de soldagem ampliada.	41
Figura 15: Modos de transferência de metal por a) curto-circuito, b) globular e c) spray.	44
Figura 16 - Esquema ilustrativo de uma curva do processo de soldagem pulsado e a relação com a transferência do consumível.	45

Figura 17 - Macroestrutura de soldagem para um aço de baixo carbono, evidenciando a zona afetada pelo calor (ZTA), sendo Região A - região de crescimento de grão; Região B - região de refino de grão e Região C - região intercrítica.	48
Figura 18 - Temperatura de pré-aquecimento em função do calor aportado.	55
Figura 19 - Fluxograma do planejamento experimental executado neste trabalho.	56
Figura 20 – Corpo-de-prova para avaliação química do material 22MnB5 + NbMo.	58
Figura 21 - Fluxo de trabalho para a estampagem a quente.	58
Figura 22 - Dimensões do blanque para o processo de estampagem a quente.	59
Figura 23 - Projeto da ferramenta de estampo utilizado nesse estudo.	61
Figura 24 - Equipamentos utilizados na prensagem à quente.	62
Figura 25 - Braço robótico Yaskawa EA1400N.	63
Figura 26 - Fonte de soldagem Fronius TPS 500 e RCU.	63
Figura 27 – Esquema utilizado para a realização da união das chapas metálicas.	65
Figura 28 - Formato do corpo-de-prova após a realização da soldagem.	66
Figura 29 – Temperatura de pré-aquecimento sugerido pela SSAB por tipo de material e espessura da chapa.	67
Figura 30 – Sequência de atividades referente ao processo de pré-aquecimento e soldagem, onde em a) colocar as duas chapas no forno, b) aguardar a temperatura definida de pré-aquecimento, c) e d) retirar as peças do forno e levar até o robô de solda, e) posicionar as chapas, f) verificar a abertura de 3 mm, g) verificar a temperatura da superfície das peças, h) realizar a soldagem, i) verificar visualmente a soldagem.	69
Figura 31 – Local onde tirar os corpos-de-prova para ensaios destrutivos em amostras de soldagem em junta topo.	70
Figura 32 – Representação fiel da chapa soldada com os locais onde os corpos-de-prova foram retirados para os ensaios de tração, dobramento, dureza, macrografia e micrografia retirados, e suas dimensões.	70
Figura 33 – Imagem da amostra retirada para realizar o ensaio de macrografia.	71
Figura 34 - Ensaio de dobramento guiado transversal de face e raiz.	73
Figura 35 - Local onde foram realizadas as indentações para avaliação do perfil de dureza do material.	74
Figura 36 - Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de resistência à tração.	75

Figura 37 – Amostra da região soldada após procedimento de preparo.	76
Figura 38 – Regiões onde foram realizadas as imagens por MEV e EDS.	77
Figura 39 - Esquema de uma junta topo para o exemplificar as áreas para o cálculo de diluição na soldagem.....	77
Figura 40 – Esquema simplificado da identificação das amostras, processos realizados e ensaios.	78
Figura 41 - Microscopia ótica do aço 22MnB5 + Nb e Mo, conforme entregue.....	80
Figura 42 - MEV do aço 22MnB5 + Nb e Mo, conforme entregue.....	80
Figura 43 - Microscopia ótica do aço 22MnB5 + Nb e Mo após a estampagem a quente.	81
Figura 44 - Imagem de MEV do aço 22MnB5 após estampando a quente e EDS.....	82
Figura 45 – Perfil de endentações da amostra submetida ao ensaio de dureza Vickers.	83
Figura 46 – Imagem por MEV da amostra soldada sem estampagem a quente (SHF_Soldado), região A, onde está sinalizado “F” para ferrita e “P” para perlita.	88
Figura 47 – Imagem por MEV da região A para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210. ...	89
Figura 48 – Imagem por MEV da amostra soldada com estampagem a quente (HF_Soldado_AMB), região A.	90
Figura 49 - Resultado de EDS para a região A, do material HF_Soldado_AMB.	90
Figura 50 – Imagem por MEV da amostra soldada sem estampagem a quente (SHF_Soldado), transição entre as regiões sub-criticas e intercrítica.	91
Figura 51 – Imagem por MEV da região B da amostra soldada (HF_Soldado_AMB), transição entre as regiões sub-critica e intercrítica.	92
Figura 52 - MEV da região C para as condições a) HF_Soldado_AMB, b) HF_Soldado_50, c) HF_Soldado_120 e d) HF_Soldado_210.	93
Figura 53 - Resultado de EDS para a região C, do material HF_Soldado_AMB.....	93
Figura 54 - Resultado de EDS para a região C, do material HF_Soldado_210.	94
Figura 55 – Imagem por MEV da região D para as condições a) HF_Soldado_AMB, b) HF_Soldado_50.	95

Figura 56 – Imagem por MEV da região E para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210. ...	96
Figura 57 – Imagem por MEV da região E para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB e c) HF_Soldado_210, onde martensita está representada pela letra “M”, bainita por “B” e Ferrita por “F”.	97
Figura 58 – Imagem por MEV da região F para a para a condição sem estampagem a quente (SHF_Soldado).....	98
Figura 59 – Imagem por MEV da região F para as para a condição com estampagem a quente (HF_Soldado_AMB).	98
Figura 60 – Imagem por MEV da região G para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210. .	100
Figura 61 - Perfil de dureza para o aço SHF_Soldado, com indicação da microestrutura.	103
Figura 62 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_AMB, com indicação da microestrutura.	103
Figura 63 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_50, com indicação da microestrutura.	104
Figura 64 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_120.	105
Figura 65 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_210.	106
Figura 66 - Resultado do ensaio de tração para as condições soldadas.	106
Figura 67 – Corpos-de-prova indicando o local de ruptura após o ensaio de resistência à tração para a condição SHF_Soldado.....	107
Figura 68 – Corpos-de-prova indicando o local de ruptura após o ensaio de resistência à tração para a condição HF_Soldado_AMB e HF_Soldado_50.....	108
Figura 69 - Ensaio de dobramento para o material estampado e soldado sem pré-aquecimento (HF_Soldado_AMB), e corpo-de-prova pós-ensaio.	112

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Rendimento térmico em função dos processos de soldagem.	47
Tabela 2 - Relação entre temperatura de pré-aquecimento e o carbono equivalente do material.....	51
Tabela 3 - Composição química dos aços para as quais as equações para determinação da temperatura de pré-aquecimento são aplicáveis.....	53
Tabela 4 - Parâmetros requeridos para utilização da equação 8 para determinar a temperatura de pré-aquecimento.	55
Tabela 5 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo, fornecido pela SSAB.	57
Tabela 6 - Parâmetros utilizados na estampagem a quente.	60
Tabela 7 - Variáveis e parâmetros de soldagem utilizados nos testes.....	64
Tabela 8 - Composição química do arame de solda X 70-IG - Bohler.	65
Tabela 9 - Condição das amostras soldadas, bem como as temperaturas de pré-aquecimento.....	68
Tabela 10 - Resultado da análise de composição química (% em massa) do aço 22MnB5 com adições de Nb e Mo (o resultado é a média das 5 medições).	79
Tabela 11 - Resultado do ensaio de dureza para as condições de material não estampado a quente (SHF) e após à estampagem a quente (HF).	83
Tabela 12 - Resultado do ensaio de resistência à tração para as condições de material não estampado a quente (SHF) e após à estampagem a quente (HF): limite de resistência, limite de escoamento e alongamento.....	85
Tabela 13 - Resultado do ensaio de macrografia e diluição na soldagem para as cinco condições do material soldado.....	86
Tabela 14 - Perfis de dureza nas 3 diferentes espessuras das amostras.	102
Tabela 15 - Resultado do ensaio de dobramento para todas as condições do material soldado.....	110

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
2	OBJETIVOS	18
3	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	19
3.1	AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA.....	19
3.2	AÇOS ENDURECIDOS POR PRENSAGEM.....	22
3.3	AÇO 22MNB5	24
3.4	METALURGIA DO AÇO 22MNB5 COM NB E MO	25
3.5	PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE	31
3.6	PROCESSO DE SOLDAGEM <i>GAS METAL ARC WELDING</i> (GMAW)	39
3.7	SOLDABILIDADE DOS AÇOS ESTAMPADOS A QUENTE.....	45
3.8	PRÉ-AQUECIMENTO	50
4	MATERIAIS E MÉTODOS	55
4.1	MATERIAL	57
4.1.1	Análise química	57
4.2	ESTAMPAGEM A QUENTE.....	58
4.3	SOLDAGEM MAG.....	62
4.4	PRÉ-AQUECIMENTO	66
4.5	CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA	69
4.5.1	Macrografia de solda	71
4.5.2	Ensaio de dobramento	72
4.5.3	Ensaio de dureza	73
4.5.4	Ensaio de resistência à tração	74
4.5.5	Caracterização microestrutural	75
4.5.6	Diluição na soldagem	77

4.6 RESUMO DAS CONDIÇÕES E ENSAIOS REALIZADOS.....	78
5 RESULTADOS E DISCUSSÃO	79
5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE, SEM SOLDAGEM	79
5.1.1 Composição química e microestrutura.....	79
5.1.2 Propriedades mecânicas.....	82
5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL SOLDADO NAS DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO.....	85
5.2.1 Macro e microestrutura do aço soldado e diluição na soldagem.....	85
5.2.2 Propriedades mecânicas da junta soldada.....	101
6 CONCLUSÃO	113

1 INTRODUÇÃO

No período de 2004 a 2012, a participação do aço-carbono convencional em carrocerias foi reduzida para um nível de aproximadamente 30%, onde antes os valores estavam na ordem de 70%. A redução de peso alcançada por esta mudança está na faixa de 15 a 25%. A tendência de se utilizar progressivamente maiores quantidades de aços de ultra-alta resistência continua. Estima-se que o aumento da participação dessa classe de aço para cerca de 40% reduza o peso da carroceria de um carro de aço a um nível semelhante ao que poderia ser alcançado com uma carroceria totalmente de alumínio, mas a um custo inferior. Além disso, a redução do peso propicia uma redução no consumo de combustível e conseqüentemente as emissões de CO₂ reduzem também (MOHRBACHER, 2016).

A conformação de materiais de ultra-alta resistência é limitada pela baixa conformabilidade desses materiais à temperatura ambiente e pelo considerável retorno elástico das peças, portanto, a estampagem a quente é uma solução alternativa viável e amplamente utilizada. O processo de estampagem a quente se dá pela conformação a elevadas temperaturas, com o material em fase austenítica, ou seja, de baixa resistência e elevada conformabilidade, seguida de uma têmpera na fase final da conformação, com a peça ainda na prensa, através da utilização de ferramentas projetadas para retirar rapidamente o calor da peça. Dependendo do aço utilizado no processo, as peças após a estampagem a quente podem chegar a resistência à tração e escoamento de cerca de 1600 MPa e 1200 MPa, respectivamente (NAGANATHAN *et al.*, 2012).

Assim, o aço 22MnB5 foi criado para ser empregado na conformação a quente, destinado ao uso em componentes estruturais e de segurança de automóveis. A sua alta resistência na condição final torna possível obter economia de peso de 30 a 50% em comparação a aços carbonos estampados a frio (KIM *et al.*, 2011). A pequena quantidade de boro presente na liga 22MnB5 garante uma boa temperabilidade e a possibilidade de ser temperado imediatamente após a estampagem a quente. A utilização de ligas com quantidades de carbono reduzida propicia uma melhora considerável na soldabilidade desses materiais, em contrapartida, a temperabilidade dos aços é prejudicada. Além

disso, resistências mecânicas elevadas e boa tenacidade são características de interesse.

Uma vez que o refinamento do grão é o único mecanismo que melhora simultaneamente a resistência e a tenacidade, ele deve ser sempre que possível aplicado. Por conta disso, a adição de nióbio e molibdênio nas ligas de aço é empregada, pois auxiliam tanto no refinamento da microestrutura quanto na melhora da temperabilidade dos aços de baixo carbono (MOHRBACHER, 2019).

É inquestionável o benefício da utilização desses materiais de alta resistência para a indústria. Por conta disso, a união desses materiais após o processo de estampagem a quente tem sido objeto de muito estudo, principalmente para espessuras menores que 2 mm através do processo de solda ponto por resistência elétrica, porém quando utilizado chapas mais grossas, onde são necessários outros processos de soldagem, como por exemplo ao arco elétrico, existem grandes desafios em unir esses materiais sem impactar na microestrutura da peça e perder as propriedades mecânicas adquiridas no processo de estampagem anterior, uma vez que altas temperaturas estão envolvidas nesse processo de soldagem. Durante a soldagem, aquecimento e resfriamento rápidos ocorrem, o que produz ciclo térmico severo próximo à região do cordão de solda. O ciclo térmico causa aquecimento e resfriamento não uniformes no material, gerando assim uma zona afetada pelo calor, com alterações microestruturais, tensão residual e suscetibilidade à trinca a frio no metal de solda e metal base (SRIVASTAVA, 2010).

Com a finalidade de reduzir os impactos decorrentes da soldagem ao arco elétrico, uma prática bastante usual é a realização do tratamento térmico de pré-aquecimento antes da soldagem. O pré-aquecimento da peça a ser soldada tem o objetivo de reduzir a taxa de resfriamento, agindo principalmente na redução da formação de martensita e impedindo o surgimento de trincas em geral. Não é muito difícil encontrar pesquisas que sugerem a utilização de pré-aquecimento em função do teor de carbono da liga ou a partir do cálculo do carbono equivalente do material de base, informação que também é utilizada para prever a temperabilidade do material, ou seja, a facilidade da formação de martensita. Em sua pesquisa, Srivastava (2010) comenta que todos os aços endurecíveis devem ser pré-aquecidos a fim de diminuir a taxa de resfriamento após a

soldagem e sugere a determinação da temperatura através do teor de carbono presente no aço. Billur (2019) expõe que para soldar aços de alta resistência por *Gas Metal Arc Welding* (GMAW) é indispensável a aplicação do pré-aquecimento antes da soldagem com o objetivo de evitar trincas a frio, as quais são defeitos possíveis em aços perlíticos e martensíticos. Funderburk (1997), diz que em geral para os aços de baixo carbono com menos de 25 mm de espessura não é necessário pré-aquecimento.

Raras são as pesquisas a respeito da soldagem GMAW da fase martensítica do aço ao boro 22MnB5 de altas espessuras, e mais raras ainda desse material com a adições de Nb e Mo. Logo, existe uma lacuna na literatura da avaliação da microestrutura na região da solda, para esse material, utilizando esse processo de união. Além disso, poucos são os estudos que avaliam a necessidade e o impacto do pré-aquecimento antes da soldagem desse aço. Portanto, a presente pesquisa investigou o efeito da soldagem e do tratamento térmico de pré-aquecimento na microestrutura e nas propriedades mecânicas do aço ao boro 22MnB5 com adições de Nb e Mo soldado por meio do processo MAG.

2 OBJETIVOS

O presente trabalho tem por objetivo avaliar o comportamento metalúrgico (transformações microestruturais) e as propriedades mecânicas de chapas espessas (7 mm) do aço 22MnB5 com adições de Nb e Mo, após o processo de endurecimento por estampagem a quente e posterior soldagem pelo processo MAG sem e com o emprego de pré-aquecimento em diferentes temperaturas.

3 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1 AÇOS AVANÇADOS DE ALTA RESISTÊNCIA

Os requisitos para os veículos modernos, tanto do segmento automotivo quanto rodoviário não são mais os mesmos do passado. Atualmente, devem ser potentes, seguros e principalmente leves, para que tenham maior eficiência energética e capacidade de carga. Para atender esses requisitos, uma nova classe de aço foi desenvolvida a fim de garantir alta resistência mecânica com espessuras menores, garantindo menor peso aos veículos (DREXLER *et al.*, 2021).

A classe de aços avançados de alta resistência (em inglês *Advanced High-Strength Steel - AHSS*) surgiram de um programa lançado em meados de 1994 chamado *Ultralight Steel Auto Body* (ULSAB), o qual visava projetar uma estrutura de aço bastante leve para carrocerias de veículos, que atendesse metas de segurança e desempenho. A família de aços AHSS foi a grande protagonista desse programa, pois esses aços possuíam uma microestrutura bastante exclusiva que provinha de processos complexos de deformação e transformação de fase, obtendo combinações de resistência e ductilidade nunca alcançadas. Depois disso, diversos outros programas como o *Ultralight Steel Auto Closures* (ULSAC) e *Future Steel Vehicle* (FSV), trabalharam no desenvolvimento dessas ligas avançadas (KEELER *et al.*, 2017).

Outro ponto bastante importante que levou à necessidade da criação desses aços é o aumento no rigor das legislações globais quanto a emissões de gases de efeito estufa provenientes de veículos. As montadoras já estão em busca de novos materiais e recursos de engenharia para atender esses requisitos, porém as aplicações estruturais requerem materiais caracterizados por alta resistência e rigidez, muitas vezes alcançado com maior espessura. Mas a economia de combustível e as emissões são impactadas positivamente quando a espessura do componente é reduzida. Além disso, projetos que colaboram para um melhor desempenho aerodinâmico e conseqüentemente menor consumo de combustível são estudados durante desenvolvimento de novos veículos, porém uma das limitações são que essas geometrias são difíceis de formar e unir, sendo necessária a redução de espessura para atingir metas de redução de massa, podendo

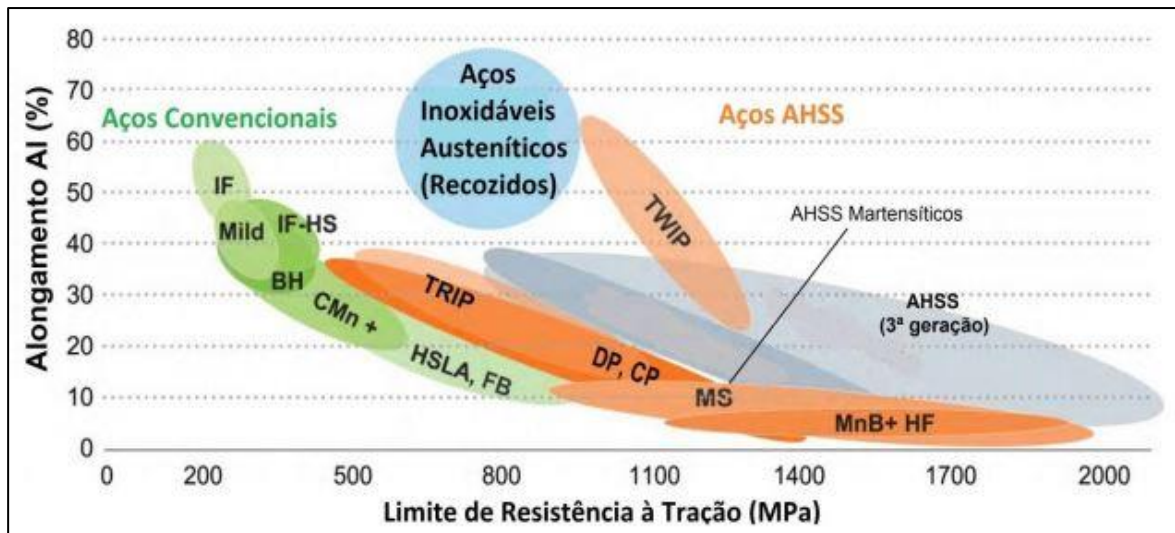
comprometer a resistência do conjunto (KEELER *et al.*, 2017). Conforme evidenciado por Mohrbacher (2016), uma redução 100 kg no peso de um veículo pode levar a uma economia no consumo de combustível de 0,15-0,5 litros por 100 km. Isso corresponde a uma redução nas emissões de CO₂ entre 4 e 12 g/km.

É importante salientar que a redução do peso não é única questão que deve ser analisada; a seleção do aço é determinada pela facilidade da conformação, soldabilidade e outros processos de fabricação. As condições de serviço exigem que o aço tenha durabilidade adequada sob carregamento, resistência ao impacto em baixas temperaturas, rigidez e resistência à corrosão (MOHRBACHER, 2016).

Os aços AHSS são ligas complexas que apresentam geralmente uma estrutura com mais de uma fase, o que permite unir elevada resistência mecânica e boa ductilidade, atendendo exigentes requisitos de desempenho sem penalizar a conformabilidade. Já os aços convencionais, chamados de aços doces (*mild steel*), possuem uma microestrutura ferrítica relativamente simples, com poucos elementos de ligas e frequentemente possuem o limite de resistência mecânica abaixo de 550 MPa (THESING, 2018). Ao contrário dos aços convencionais de alta resistência, nos quais a ductilidade diminui com a resistência, os aços AHSS combinam alta resistência e conformabilidade (KUZIAK *et al.*, 2008)

A classe de aços AHSS abrange os seguintes tipos genéricos: *dual phase* (DP), com transformação induzida por deformação plástica (TRIP), *complex phase* (CP), ferrítico-bainíticos (FB), aços martensíticos (MART), conformados (estampados) a quente (HF) e plasticidade induzida por maclagem (TWIP), conhecidos também como a 1ª e 2ª geração de aços AHSS. Atualmente, já existem os aços da 3ª geração dos AHSS, que chegam a possuir 1.200 MPa de resistência mecânica com 3 vezes melhor ductilidade que os seus antecessores e custos significativamente mais baixos. Para atingir essas características, esses materiais são fabricados com uma combinação de elementos de ligas especiais, e com um preciso processamento termomecânico (KEELER *et al.*, 2017). Essa diversidade de classificação de aços pode ser visualizada na Figura 1, que mostra a relação entre o alongamento e a resistência à tração conforme as diferentes classes de materiais.

Figura 1 - Relação entre o alongamento e o limite de resistência à tração das diferentes famílias de aços.



Fonte: Adaptado de Keeler *et al.*, (2017).

No passado, os materiais eram classificados com base nas propriedades mecânicas de limite de escoamento e resistência, sendo aços com escoamento acima de 300 MPa de escoamento e limite de resistência acima de 600 MPa, considerados AHSS (KUZIAK *et al.*, 2008). Atualmente, uma classificação baseada somente em propriedades mecânicas não é mais usual, já que existem aços de resistência à tração tão baixa quanto 440 MPa e que são considerados AHSS, pois atendem uma série de outros critérios como conformabilidade, soldabilidade, resistência ao impacto e outros (KEELER *et al.*, 2017). Uma denominação que é comumente empregada para os aços AHSS, baseada na resistência mecânica dos materiais, são os aços *ultra high-strength steels* (UHSS) e os *Giga Pascal Steel*, que são assim categorizados quando possuem resistência à tração maior que 780 e 1000 MPa, respectivamente (THESING, 2018).

A nomenclatura utilizada para esses tipos de aços é bastante simples e emprega três informações: o tipo de aço abreviado (XX), a tensão mínima de escoamento em MPa (aaa) e o limite mínimo de tensão de resistência à ruptura em MPa (bbb), com o seguinte formato “XX aaa/bbb”. Um exemplo dessa denominação é o aço TRIP 450/800, onde TRIP se refere ao aço do tipo com transformação induzida por deformação plástica, 450

MPa é sua tensão mínima de escoamento e 800 MPa é a resistência à ruptura mínima (KEELER et al., 2017; THESING, 2018).

3.2 AÇOS ENDURECIDOS POR PRENSAGEM

Nos últimos anos, os aços endurecidos por prensagem (em inglês, *Press Hardening Steels - PHS*) vêm sendo utilizados cada vez mais, principalmente na indústria automotiva, onde uma boa relação de massa e resistência mecânica é importante. A possibilidade de reduzir peso e ao mesmo tempo manter ou aumentar a resistência mecânica é de suma importância, tanto nos aspectos de segurança, quanto nos rígidos requisitos ambientais atuais (JÄRVINEN et al., 2016).

Os componentes fabricados com PHS adquirem propriedades especiais, pois são produzidos por blanques de aços austenitizados e depois resfriados no momento da conformação em uma ferramenta refrigerada. A microestrutura inicial de ferrita e perlita é totalmente transformada em martensita durante o processo de estampagem a quente e resfriamento posterior (CHANG et al., 2020).

O endurecimento por prensagem, como é conhecido hoje, foi desenvolvido na Suécia em meados da década de 1970 e sua primeira patente foi concedida em 1977. Sua primeira aplicação comercial foi em componentes agrícolas, onde a alta resistência do PHS era fundamental para a resistência ao desgaste. As primeiras aplicações em veículos, como pode ser visto na Figura 2, começaram com a viga de impacto da porta do Saab 9000, o primeiro sedan médio da fabricante sueca, lançado em 1985. Essas peças possuíam quase metade da espessura de uma viga estampada a frio. Depois disso, diversas fabricantes de automóveis passaram a utilizar componentes com materiais endurecidos a quente, principalmente em aplicações estruturais como em vigas da porta e travessas de para-choques. Em 2001 o Citroën C5 utilizou material PHS na viga do para-choque dianteiro e nos pilares A, essas três peças pesavam um total de 4,5 kg, aproximadamente 1% do peso total do BIW (*body in white*, ou carroceria), ver Figura 3a. A Volvo começou a produzir a carroceria do SUV XC90 em 2002, que pesava

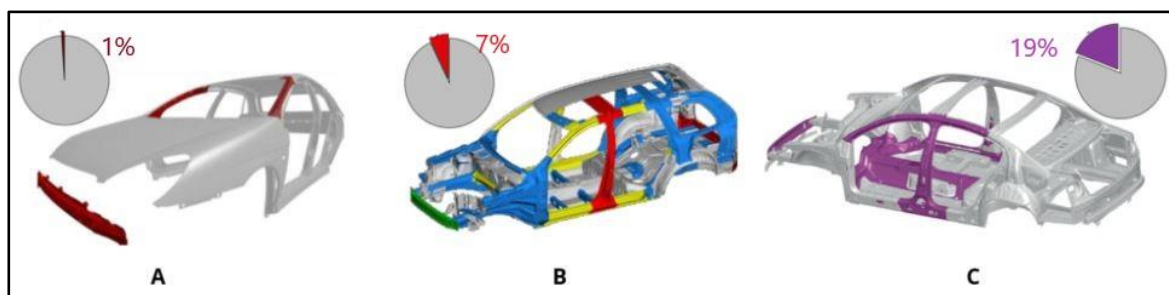
aproximadamente 531 kg, com um total de 10 peças estampadas a quente, pesando 37 kg, representando aproximadamente 7% do peso do BIW. Nessa época, esse foi o maior uso de PHS em carrocerias de automóveis. Na Figura 3b, são mostrados os componentes fabricados em PHS. O uso de peças endurecidas por prensagem aumentou rapidamente após a introdução do VW Passat em 2005. Como pode ser observado na Figura 3c, este carro tinha aproximadamente 19% de seu BIW (em peso) feito de aços endurecidos por prensagem (BILLUR, 2021).

Figura 2 - Viga da porta do Saab 9000 de 1984 a 1998, estampada a quente.



Fonte: Billur, E., (2021).

Figura 3 - Aumento na utilização de componentes endurecidos por prensagem: (A) 2001 Citroën, (B) 2002 Volvo XC90L e (C) 2005 VW Passat.



Fonte: Billur, E., (2021).

Estudos em aços AHSS, e de ultra-alta resistência (UHSS), mostraram que os únicos tipos de aços que produzem uma microestrutura totalmente martensítica após a estampagem a quente são as ligas com boro (VENTURATO *et al.*, 2017). O atual PHS 22MnB5, amplamente utilizado em processos de estampagem a quente para a indústria automotiva, onde se visa obter uma combinação de resistência mecânica e ductilidade,

pode adquirir resistência à tração de 1.500 MPa e alongamento de 6% (CHANG *et al.*, 2020).

3.3 AÇO 22MNB5

Os aços ao boro são normalmente usados em aplicações que exigem alta resistência ao desgaste ou à abrasão. Embora sejam frequentemente usados para formar peças agrícolas, como discos de arado, os aços ao boro também têm aplicações em mineração, misturadores de concreto e peças de segurança automotiva (ARCELORMITTAL, 2018).

Essas classes de aço pertencem, de acordo com a DIN EN ISO 683-2, à categoria de aços temperados e revenidos, e apresentam excelentes propriedades de conformação no estado de entrega, com boa tenacidade e alta resistência após o tratamento térmico (endurecimento). A resistência dos materiais é propagada pela adição de uma pequena fração de boro à composição de carbono, manganês e cromo (ISO STANDARD, 2016). Por possuírem elevada temperabilidade, ou seja, a transformação martensítica ocorrer a baixas taxas de resfriamento, os aços ao boro pertencem ao grupo dos aços martensíticos (FUHR, 2018).

A adição de uma pequena quantidade de boro (10 a 30 ppm) aumenta consideravelmente a temperabilidade dos aços de baixa liga. Este efeito benéfico é atribuído à segregação do boro no contorno do grão da austenita, que retarda a transformação da austenita em ferrita ao reduzir a energia do contorno do grão. O boro deve estar em seu estado atômico para melhorar a temperabilidade, o que significa que deve-se tomar cuidado durante a produção do aço para que o boro seja eficaz (DEVA *et al.*, 2011).

Atualmente, o aço 22MnB5 é o tipo de aço mais frequentemente utilizado no processo de estampagem a quente. O material possui inicialmente uma microestrutura ferrítico-perlítica com uma resistência à tração de aproximadamente 500-600 MPa. Após o processo de estampagem a quente, o aço apresenta uma microestrutura totalmente martensítica, com resistência à tração de aproximadamente 1.500 MPa, segundo Chen

et al., 2014, a Arcelor Mittal, foi a primeira siderúrgica a oferecer esse material para a indústria automotiva, possui o aço denominado (Usibor 1500P). A Salzgitter Flachstahl fornece atualmente aços ligados ao boro de 10MnB5 até 40MnB5. Outra grande empresa que fabrica aços ao boro é a SSAB, a qual possui a linha de aços DOCOL PHS, com aços que após a estampagem a quente possuem uma típica tensão de resistência de 1.500 MPa (Docol PHS 1500) a 2.000 MPa (Docol PHS 2000).

3.4 METALURGIA DO AÇO 22MNB5 COM NB E MO

Existem diversos projetos de ligas comerciais que utilizam o 22MnB5 como base para suas composições. Este material geralmente possui em sua composição química aproximadamente 0,22% de carbono. As propriedades mecânicas do aço após a têmpera mudam dependendo de seu teor de carbono e, conseqüentemente, a resistência após a têmpera pode ser controlada por um ajuste adequado de seu teor. Os elementos de liga, como manganês e cromo, que estão presente com um teor em massa de 1,10 a 1,3% e 0,10 a 0,35%, respectivamente, são conhecidos por terem apenas uma pequena influência na resistência após a têmpera, no entanto, como esses elementos influenciam a temperabilidade, eles são essenciais para o deslocamento dos campos de transformação. Assim, a transformação de fase desejada é alcançada por taxas de resfriamento tecnicamente viáveis.

O boro é o elemento protagonista para esse tipo de liga, pois é o que mais influencia a temperabilidade. Presente em pequenas quantidades, cerca de 0,0015 a 0,0040% em massa, o boro retarda a transformação em microestruturas mais macias e leva a uma microestrutura martensítica (VENTURATO *et al.*, 2017). Para materiais estampados a quente, onde existe a necessidade de transferir um material aquecido de dentro de um forno para uma prensa resfriada, o material ficará exposto a uma temperatura menor por um certo tempo e transformações microestruturais já podem iniciar nesse período. O boro é um elemento bastante estratégico para esses materiais, segrega no contorno de grão da austenita retardando a nucleação da ferrita, mantendo o aço austenítico até que esse seja posicionado na prensa e então prensado e tenha a desejada transformação

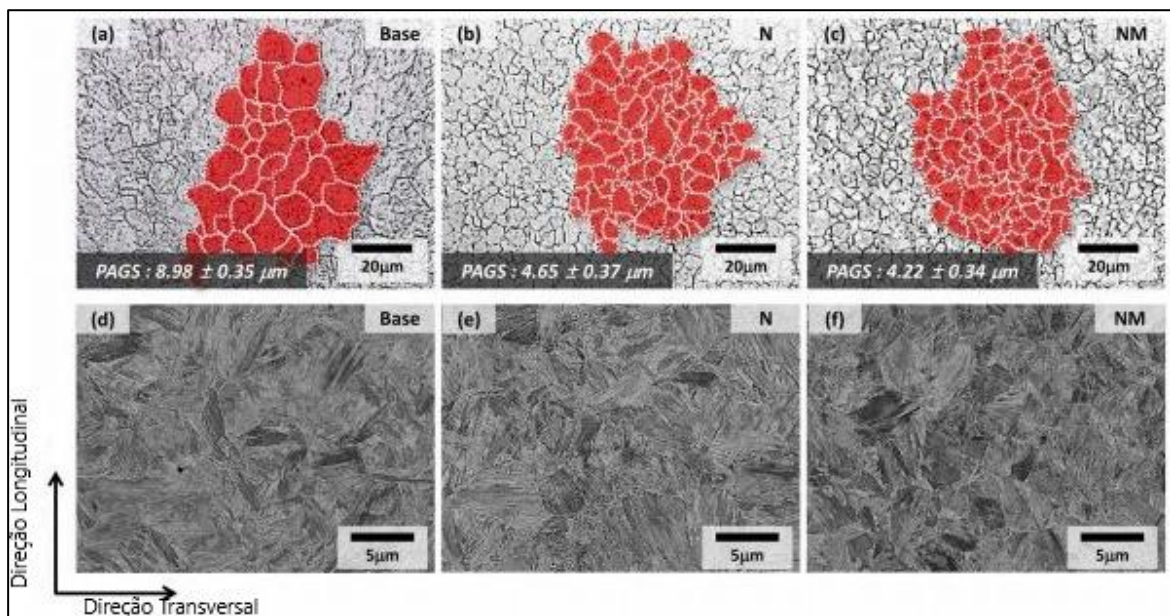
martensítica (NADERI *et al.*, 2008).

O aço 22MnB5 foi por muitos anos fornecido com essa composição química anteriormente referida, mas, desde alguns anos, vem sendo estudada sua modificação. Atualmente, com a necessidade de obter propriedades ainda mais refinadas, foram adicionados outros elementos de liga nesse material, como por exemplo o nióbio e o molibdênio. O principal objetivo do nióbio é conter o crescimento do grão pré-austenítico, fenômeno esse conhecido como Zener pinning (ou força de Zener). Assim denominado pelas formulações de Clarence Zener, trata-se do fenômeno do bloqueio do aumento dos tamanhos de grãos em um material policristalino, promovido pela presença dispersa de finos precipitados. Essas partículas exercem pressão de atrito que atua contra a força motriz do movimento dos contornos de grãos. Esse fenômeno de bloqueio é atribuído à força atrativa entre os precipitados e o contorno de grão, que se deve à redução da energia de interface pelo contato entre ambos. Essa força de atração é a chamada “força de Zener”, que surge quando um precipitado intersecta o contorno e ao tal fazer promove a eliminação da área do contorno. Quando o contorno atravessa um precipitado, a parte deste contorno que estaria dentro da partícula deixa de existir. Para que a partícula passe, um novo contorno deve ser criado, o que é energeticamente desfavorável. Tanto o arrasto do soluto do Nb em solução sólida quanto a fixação das partículas de NbC inibem a migração do contorno do grão durante o crescimento do grão após a recristalização em aços microligados com Nb de baixo carbono. Em altas temperaturas, a fixação de NbC desempenha um papel dominante para retardar o crescimento do grão de austenita, com menos efeito de arrasto do soluto de Nb (BRÉCHET *et al.*, 2007). Esse grão pré-austenítico mais refinado, após a transformação martensítica irá garantir uma microestrutura mais fina, com ripas de martensita mais estreitas, o que garante ao material maior resistência mecânica (LIN *et al.*, 2018).

O molibdênio (Mo) também possui grande influência na temperabilidade do aço 22MnB5, porém esse elemento, como possui maior solubilidade – ou seja, apesar de formar alguns precipitados, grande parte dele fica em solução sólida -, impacta de forma demasiada nas taxas de resfriamento do aço, sendo necessárias taxas menores para se obter martensita. Isso é de suma importância para aços de grandes espessuras onde

taxas de resfriamentos elevadas são necessárias, aumentando muito o custo do processamento. Assim como o nióbio (Nb), o molibdênio (Mo) também irá influenciar no refino de grão, já que uma pequena parte dele irá precipitar e comedir o crescimento dos grãos pré-austeníticos, todavia essa influência é menor. De fato, para aços PHS de grandes espessuras, esses elementos são de grande importância e se complementam. Ambos auxiliam no refino de grão e na temperabilidade, porém com papéis principais inversos (JO *et al.*, 2020). Na Figura 4, é evidenciada a influência de ambos os elementos no tamanho de grão pré-austenítico (JO *et al.*, 2020).

Figura 4 - Efeito dos elementos de liga no refinamento de grãos: Micrografias ópticas revelando limites de grãos pré-austeníticos e imagens de elétrons retroespalhados (BSE) para os aços (a, d) Base; (b, e) com adição de Nb e (c, f) com adições de Nb e Mo.



Fonte: Adaptado de Jo *et al.*, (2020).

Na condição de entrega, o aço 22MnB5 pode ser fornecido com ou sem revestimento protetivo, e dependendo da espessura requerida é oferecido tanto laminado a quente quanto a frio, com uma microestrutura ferrítica-perlítica de menor resistência mecânica, cerca de 600 MPa de limite de resistência a tração, quando comparada ao mesmo aço após o processo de estampagem a quente, onde o componente finalmente apresenta uma microestrutura totalmente martensítica, com resistência à tração de

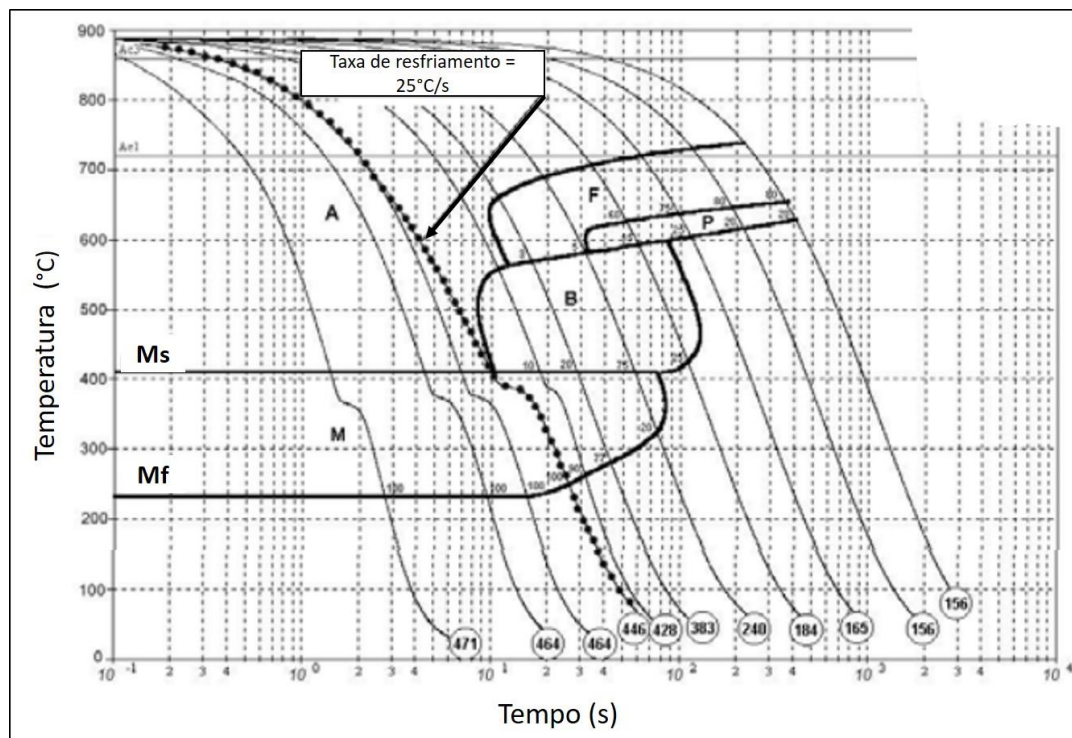
aproximadamente 1.500 MPa. Obviamente esse material é fornecido com o objetivo de ser realizado o tratamento térmico de têmpera, a fim de se obter uma microestrutura martensítica de elevada dureza e resistência.

A ferrita, ou ferro alfa, é o constituinte mais macio dos aços, praticamente ferro puro, com solubilidade de carbono máxima de 0,024% em massa a 727°C; é de baixa resistência mecânica, porém de elevada ductilidade, no ferro puro, possui uma estrutura atômica cúbica de corpo centrado (CCC) e é estável até 912°C. Acima dessa temperatura, a ferrita não é mais estável e uma outra fase sólida está presente, a austenita, com uma estrutura cúbica de face centrada (CFC). A ferrita apresenta-se nos aços como constituinte e misturada com a cementita para formar parte da perlita. A cementita, também conhecida como carboneto de ferro é um componente que possui 6,67% em massa de carbono e por conta disso é bastante dura e muito frágil. Já a perlita é formada por minúsculas lamelas intercaladas de ferrita e cementita, combinando ambas as características de resistência e ductilidade. Durante o resfriamento do aço, respeitando as condições de equilíbrio termodinâmico, em temperaturas ambientes, para uma liga hipoeutetóide, ou seja, com menos de 0,77% de carbono, tem-se uma microestrutura semelhante à do aço 22MnB5, formada por ferrita pró-eutetóide e perlita. (CALLISTER, 2012).

A martensita é uma fase metaestável do aço carbono, ou seja, se desenvolve fora do equilíbrio termodinâmico, e surge através realização de um tratamento térmico chamado de têmpera. O grande aumento na dureza e resistência desses materiais com essa microestrutura se dá pela dificuldade na movimentação das discordâncias por conta da estrutura cristalina TCC (tetragonal de corpo centrado) da martensita, causada pelos átomos de carbono presentes na célula unitária que provoca essa distorção. Quanto maior a quantidade de carbono, maior será a distorção e maior será a dureza da martensita. Além disso, a transformação martensítica gera um aumento na densidade de discordâncias, que acabam se repelindo e não se movimentando, sendo esse outro fator importante no endurecimento de aços martensíticos. Duas morfologias principais ocorrem na martensita: em placas ou de alto teor de carbono e em ripas que aparecem em aços de baixo carbono (CHIAVERINI, 2008).

A têmpera é um tratamento térmico onde se busca uma microestrutura de elevada dureza e resistência à tração, a martensita, e se dá por meio de um rápido resfriamento, após a austenitização do material. A informação da taxa de resfriamento necessária para a formação da martensita está presente no diagrama CCT (*continuous cooling transformation*, ou transformação de resfriamento contínuo), que é diferente para cada composição química dos aços, por conta da influência dos elementos de liga na transformação microestrutural. A Figura 5 apresenta um exemplo dessa curva CCT para o aço 22MnB5. Os números circulados no fim de cada curva correspondem à dureza em escala Vickers, com uma carga de 10 kgf, para cada microestrutura final formada. Observa-se que, com uma taxa de resfriamento superior a 25°C/s, uma microestrutura totalmente martensítica foi obtida. Para taxas inferiores a essa, outras microestruturas de menor dureza aparecem como a ferrita, perlita e bainita (NADERI *et al.*, 2008).

Figura 5 - Diagrama CCT típico para o aço 22MnB5.



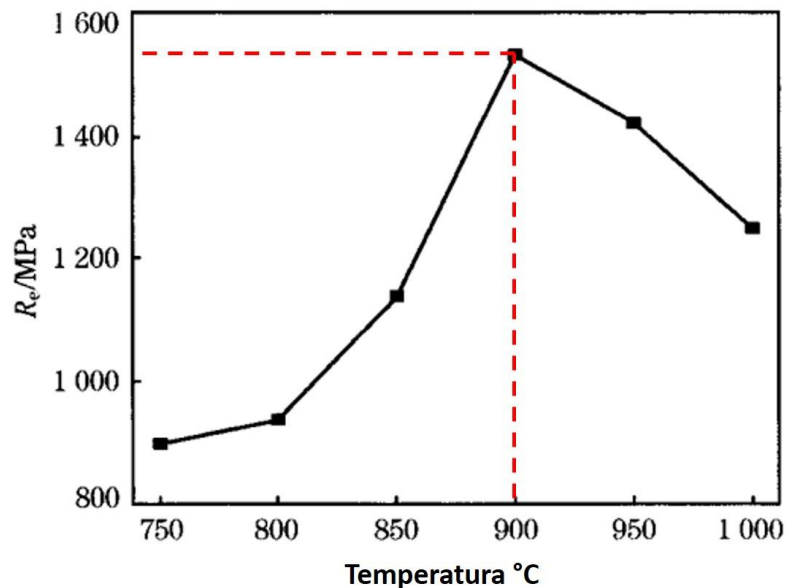
Fonte: Adaptado de M. Naderi *et al.*, (2008).

A primeira etapa para esse tratamento térmico é a austenitização, que é basicamente aquecer o material acima da temperatura AC3, a fim de transformar toda a microestrutura

do aço em austenita por difusão atômica. No trabalho de Chang *et al.* (2011), foram avaliadas diferentes temperaturas de austenitização para o aço 22MnB5, com 1,6 mm de espessura.

Observa-se na Figura 6 que a melhor relação entre resistência máxima após a têmpera e temperatura de austenitização foi em 900°C, isso se deve por que abaixo dessa temperatura, em por exemplo 750°C, o material ainda encontra-se em um transição da ferrita para austenita e acima dos 900°C, os grãos austeníticos ficaram maiores, ocasionando uma perda na resistência após o resfriamento.

Figura 6 - Curva da relação entre a resistência à tração adquirido após a estampagem a quente e a temperatura de austenitização, para o aço 22MnB5.



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

Após o material possuir uma microestrutura homogênea, completamente austenítica, é realizado o rápido resfriamento abaixo da temperatura MS (*martensite start*, ou temperatura de início da martensita), visando o início da formação de uma microestrutura martensítica, que ocorrerá através do mecanismo chamado de cisalhamento, até chegar a temperatura MF (*martensite final*, ou temperatura final da martensita). Dependendo da quantidade de carbono presente no aço, uma parte da austenita poderá ficar retida e não se transformar em martensita, resultando em um material com menor dureza e

resistência. Um elevado teor de carbono implica em temperaturas de MS mais baixas para se obter 100% de martensita na microestrutura final do aço (CHIAVERINI, 2008).

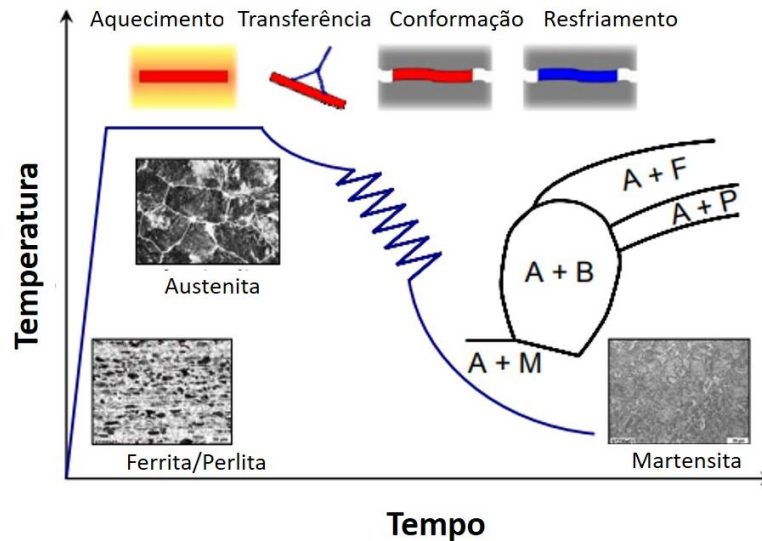
Para se obter um aço com a excelente resistência proporcionado pela microestrutura martensítica, mas com alguma tenacidade, após a têmpera é realizado o tratamento térmico de revenimento. Esse processo consiste em elevar a temperatura do aço abaixo da zona crítica, linha A1 no diagrama ferro-carbono, e manter por um determinado tempo, resultando em um material com menor dureza e maior tenacidade. A dureza e a tenacidade do material após esse tratamento térmico irão depender da faixa de temperatura utilizada e o tempo que o material ficou aquecido. Na martensita os átomos de carbono estão alojados nos interstícios da estrutura tetraédrica do ferro, o aquecimento fornece energia suficiente para que ocorra difusão do carbono e este precipite como carbonetos. Com o aquecimento até 120°C a martensita já começa a “liberar” carbonetos, porém não há mudança estrutural, mas um aumento da tenacidade já é percebido, esse tratamento também é chamado de alívio de tensões. Entre 120 e 250°C está a zona conhecida como revenimento de alta resistência ao corte, nesse caso uma microestrutura de martensita revenida já é avistada. Com o aumento gradual da temperatura em outras faixas, combinações de dureza e tenacidade vão sendo obtidas de acordo com a necessidade desejada. Entre 600 e 700°C o material possui propriedades semelhantes ao material normalizado (CHIAVERINI, 2006).

3.5 PROCESSO DE ESTAMPAGEM A QUENTE

Do ponto de vista metalúrgico, o processo de estampagem a quente está relacionado a distintas transformações microestruturais à medida que as etapas avançam e a conformação é realizada. Na Figura 7, observa-se que a primeira etapa é o aquecimento do material, a fim de transformar a microestrutura ferrítica-perlítica do aço em uma microestrutura austenítica de alta plasticidade, que irá favorecer a conformação e possibilitar a realização da têmpera. A segunda etapa é a transferência rápida desse material para a prensa onde ocorrerá a conformação. Imediatamente após a etapa de conformação o material será resfriado rapidamente, com a intenção de se obter uma microestrutura totalmente martensítica de alta resistência, em um componente com uma

excelente precisão de forma e sem nenhum retorno elástico (NADERI, 2007; TURETTA, 2008).

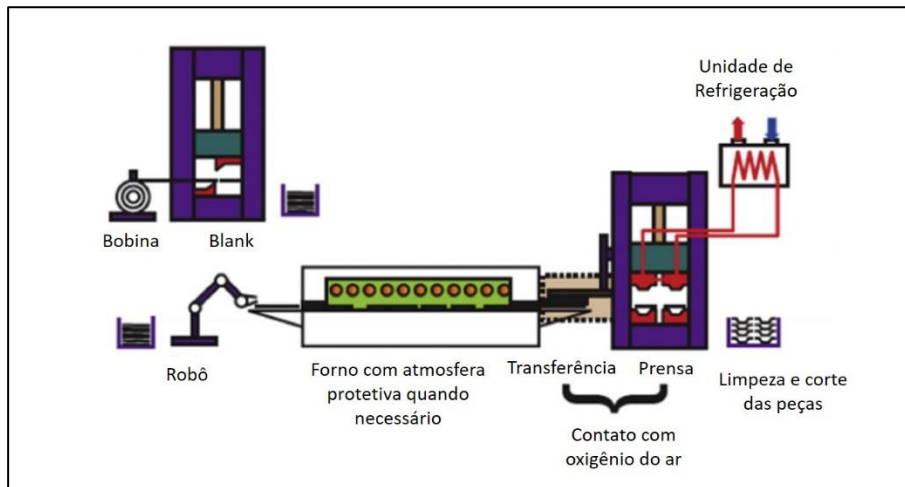
Figura 7 - Etapas do processo de estampagem a quente (temperatura x tempo) e suas microestruturas.



Fonte: Adaptado de Turetta, (2008).

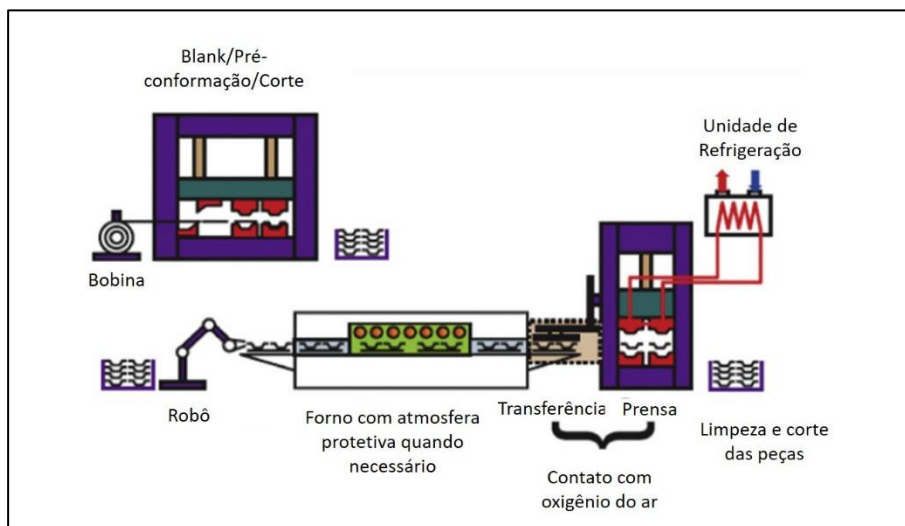
Dependendo da geometria final da peça, o processo de estampagem a quente pode ser realizado em duas diferentes formas: estampagem a quente direta e indireta. Peças com geometrias simples utilizam o processo direto, onde o blank é conformado uma única vez e adquire 100% da sua forma na ferramenta refrigerada. A Figura 8 apresenta o processo de estampagem a quente direto. O processo indireto é utilizado para geometrias mais complexas, onde é necessário primeiramente uma pré-conformação a frio a fim de se obter grande parte da forma final da peça, que é então levada ao forno e depois finalmente estampada à quente na ferramenta refrigerada com o objetivo de se obter a forma final do estampado com o tratamento térmico realizado. Nota-se através da Figura 9 a presença de uma etapa a mais no processo de estampagem a quente indireto em relação ao direto (CHEN *et al.*, 2014).

Figura 8 - Processo de estampagem a quente direto.



Fonte: Adaptado de Chen *et al.*, (2014).

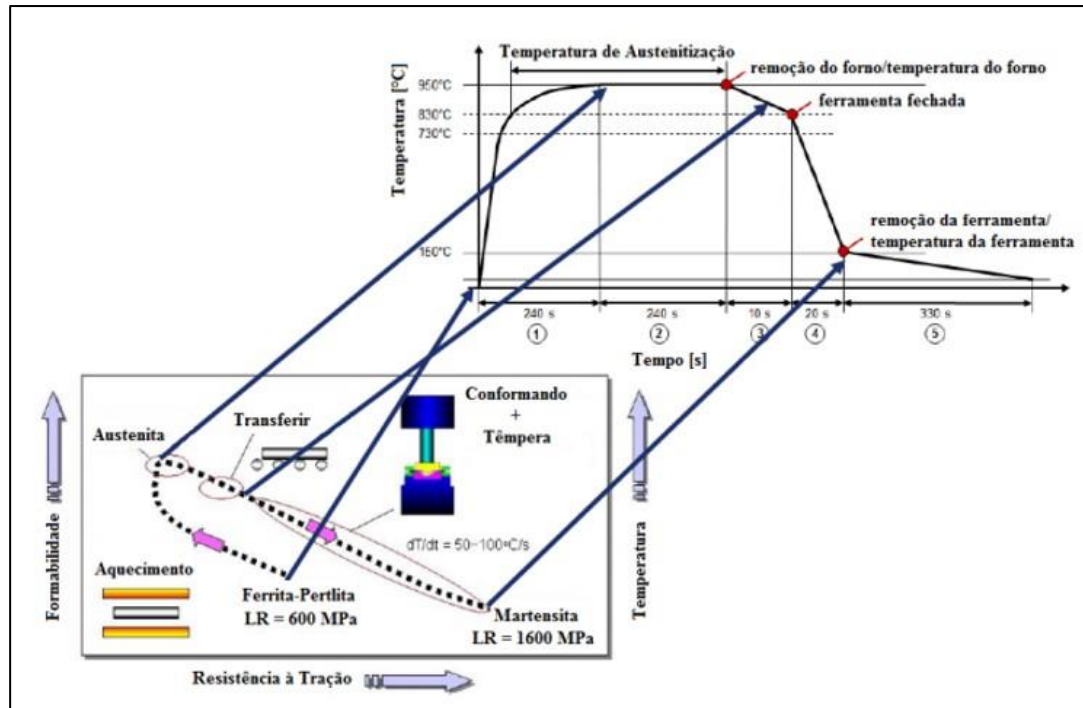
Figura 9 - Processo de estampagem a quente indireto.



Fonte: Adaptado de Chen *et al.*, (2014).

A Figura 10 ilustra as etapas do processo de estampagem a quente, que serão explicadas a seguir, fazendo uma relação entre as alterações mecânicas e térmicas durante o processamento.

Figura 10 - Relação gráfica das etapas do processo de estampagem, temperaturas e propriedades mecânicas durante a estampagem a quente.

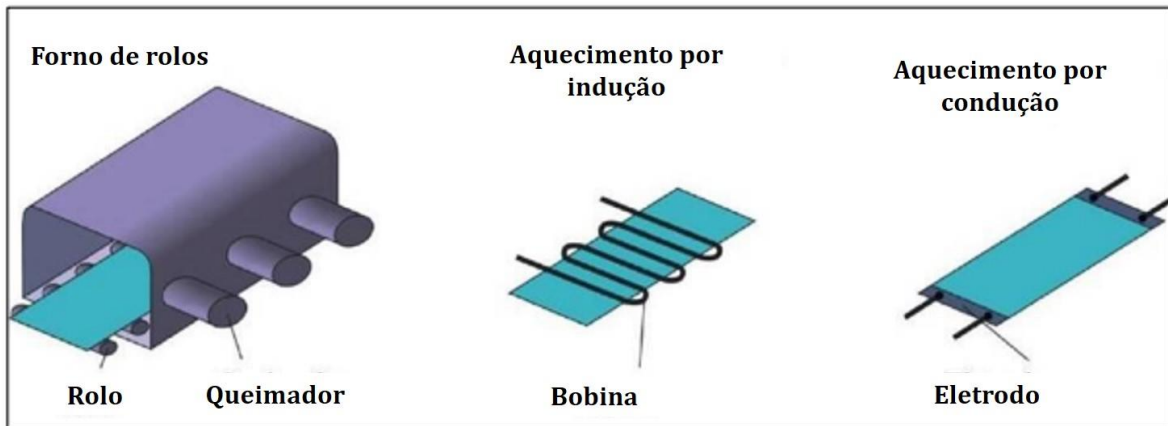


Fonte: Fuhr, T., (2018).

- **Aquecimento:** A primeira etapa do processo de estampagem a quente é o aquecimento do blanque até a temperatura de austenitização. Essa fase tem por objetivo se obter uma microestrutura totalmente austenítica, de baixa resistência à tração e com alta conformabilidade. Esse aquecimento é possível por diversos métodos: aquecimento por indução, aquecimento por condução e também radiação em fornos, sendo na indústria bastante utilizados os fornos de rolo, para processos contínuos (CHEN *et al.*, 2014). A Figura 11 apresenta os 3 distintos processos de aquecimento do blanque.

O blanque irá permanecer dentro do forno pelo tempo necessário para que sua microestrutura seja totalmente austenítica, que dependendo da espessura da peça pode variar de 4 a 10 minutos para o aço 22MnB5. Temperaturas muito elevadas e longos tempos de aquecimento devem ser evitados a fim de impedir tamanhos de grãos pré-austeníticos muito grandes, o que irá impactar diretamente na formação da martensita e também nos custos do processo (CHEN *et al.*, 2014; NETO, 2015).

Figura 11 - Diferentes sistemas de aquecimento de chapas para o processo de estampagem a quente.



Fonte: Adaptado de Karbasian & Tekkaya, (2010).

- **Transferência do blanque:** A operação de transferência do blanque até a ferramenta de conformação é bastante crítica, pois deve ser realizado tão rapidamente quanto possível para assegurar as propriedades mecânicas desejadas da peça de acordo com o diagrama de CCT. Nessa etapa, o blanque estará exposto à temperatura ambiente e se a temperatura do blanque cair abaixo de 780°C, a microestrutura final terá um pouco de bainita e / ou ferrita (NADERI, 2007). Além disso a exposição do blanque sem nenhum revestimento ao ar atmosférico irá rapidamente provocar oxidação na superfície da peça, que irá resultar em uma camada de mais alta dureza que poderá provocar um desgaste prematura da ferramenta de estampagem (FUHR, 2018).

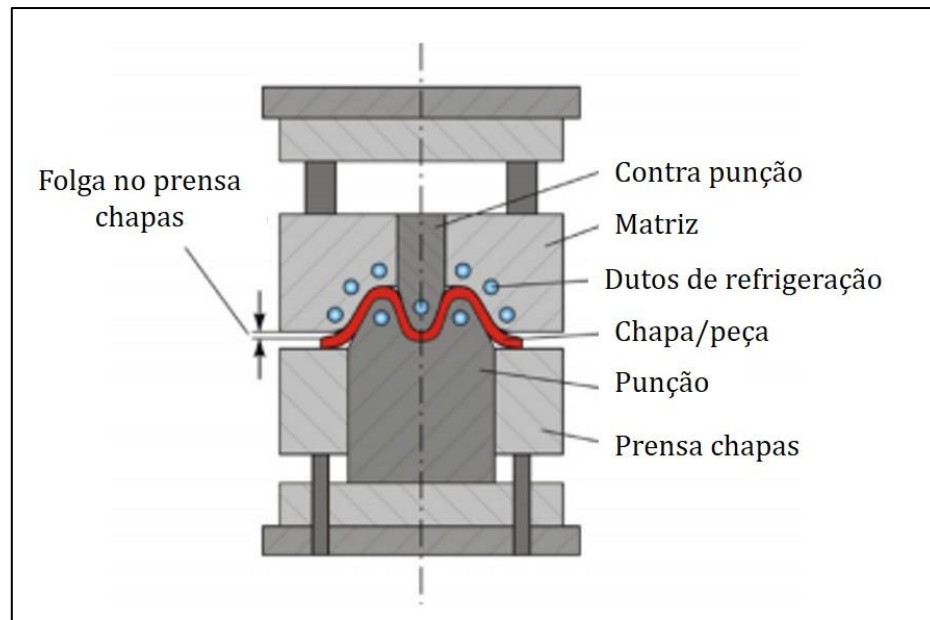
No meio industrial, frequentemente essa operação é realizada através de robôs manipuladores a fim de que a transferência seja realizada rapidamente e com bastante precisão, levando geralmente não mais que 5 segundos (NETO, 2015).

- **Conformação mecânica:** Após a transferência do blanque inicia-se o processo de conformação mecânica. É nesse momento que o blanque irá assumir a forma geométrica esperada da peça. A conformação será realizada com o material ainda com uma microestrutura austenítica de excelente conformabilidade e deve ser completada antes que a transformação martensítica comece, para que a precisão da geometria da peça seja atendida e também que a força da prensa seja suficiente. Para que isso ocorra o ferramental deve ser equipado com um sistema de rápido

fechamento, para que a conformação seja imediatamente iniciada assim que o blanque seja transferido.

- Têmpera: A têmpera ocorre imediatamente após a peça ser conformada, ainda com a prensa fechada. Essa é a etapa mais importante do processo de estampagem a quente, pois é onde se obtém a característica final desejada de alta resistência do material, alcançando uma microestrutura aproximadamente 100% martensítica. Verifica-se através da Figura 11 que nessa etapa há uma elevada redução na temperatura em um intervalo de tempo bastante pequeno, aumentando drasticamente a resistência mecânica e uma elevada redução no alongamento. Para que esse resfriamento seja efetivo é necessário que a ferramenta seja projetada para proporcionar uma alta taxa de resfriamento e que seja bem distribuída pela peça. Esse é um fato importante, pois é necessário que os canais de resfriamento sejam distribuídos na ferramenta de forma que toda a peça seja abrangida e resfriada com a mesma taxa. Na Figura 12, pode-se ver um exemplo de projeto de ferramenta para estampagem a quente, contendo canais de refrigeração por onde irá escoar o fluido refrigerante (geralmente água), podendo ser resfriada ou não. O diâmetro dos dutos também deve ser avaliado para que proporcione uma vazão suficiente. Esses canais devem ser projetados com bastante atenção, pois precisam estar bem distribuídos e próximos o bastante da peça para que a taxa de resfriamento da peça seja elevada o bastante para que a transformação microestrutural ocorra, porém nem tão perto, para evitar a deformação da ferramenta durante o processo de estampagem, por que pode haver uma baixa resistência do ferramental nesses locais, correndo o risco de quebrar (MATAYOSHI, 2016).

Figura 12 - Representação dos componentes de um projeto de ferramenta de estampagem a quente.



Fonte: Adaptado de Karbasian & Tekkaya, (2010).

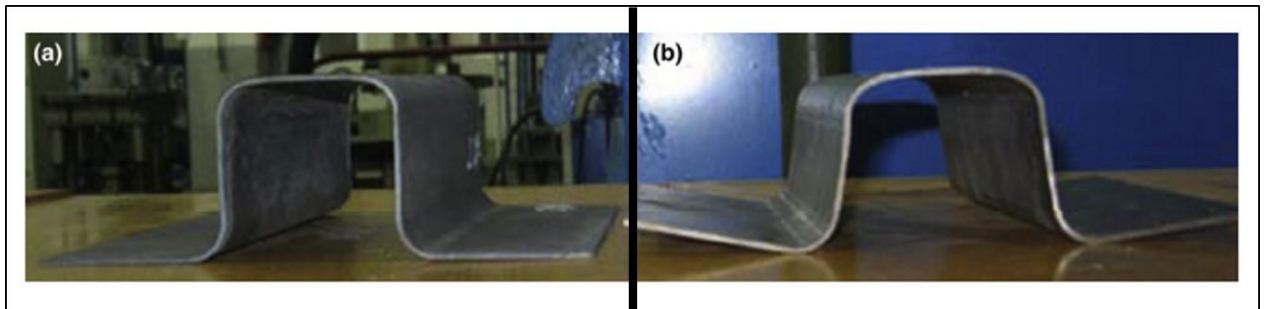
Outro detalhe de muita importância para que resfriamento da peça ocorra é o fluxo de calor transferido entre os componentes da ferramenta. Primeiramente é importante que a superfície de contato entre a ferramenta e a peça seja isenta de imperfeições, trincas, ou qualquer outro defeito que diminua a superfície de contato e conseqüentemente a troca de calor (MATAYOSHI, 2016). A escolha do material da ferramenta também é de suma importância, pois a condução de calor do material é um parâmetro que deve ser avaliado. O resfriamento pode ser consideravelmente aumentado pela aplicação de aços ferramenta com elevada condutividade térmica. Existem aços ferramentas modernos que possuem condutividade térmica acima de 66 W/mK e podem reduzir o tempo de fechamento em 5 vezes (CASTRO, 2017). O fluido refrigerante utilizado nesses dutos também é um parâmetro de suma importância nesse processo, podendo ser utilizado gases ou outros fluidos. A temperatura da água nos canais tem forte influência na troca térmica. Almeida *et al.* (2016), mostraram esse fato quando em seu experimento utilizaram água entre 5 e 15°C e obtiveram uma taxa de resfriamento acima dos 27°C/s e para água com

temperatura de 25°C, com taxas de 23,8°C/s, insuficiente para atingir 100% de martensita na microestrutura final.

- Acabamento: Após a estampagem algumas operações de acabamento podem ser necessárias como, corte, rebarbação e perfuração. Como após a têmpera o material adquire alta resistência mecânica e dureza, esses procedimentos podem acabar sendo bastante complexos e custosos, pois podem provocar severo desgaste nas ferramentas de corte e em alguns casos até falhas prematuras (NETO, 2015).

As vantagens e desvantagens do processo de estampagem a quente já são bastante conhecidas. Quando comparado o processo de estampagem a quente com o processo de estampagem convencional, a frio, existem diversos benefícios. As peças estampadas a quente distribuem a força de forma mais homogênea, diminuindo o retorno elástico, conforme Figura 13, portando a precisão dimensional dos componentes é muito maior, não sendo necessárias operações de calibração do dimensional adicionais. Além disso, a força para a conformação também é reduzida em temperaturas elevadas, e o investimento para uma prensa com tonelagem maior pode ser reduzido significativamente. Outra vantagem da estampagem a quente é seu potencial de reduzir a quantidade de etapas de conformação exigidas na estampagem a frio, bem como diminuir o número de prensas e ferramentas de conformação, fator bastante relevante nos custos. Outro benefício bastante importante desse processo é o controle e a combinação das microestruturas presentes na peça, podendo ser produzidos componentes com propriedades mecânicas diversas. Além disso, geometrias complexas com diferentes espessuras podem ser fabricadas por blanques personalizados em estampagem a quente. Várias peças formadas convencionalmente podem ser integradas em um componente estampado a quente para obter economia de custos (CHEN *et al.*, 2014).

Figura 13 - Comparação do *springback* (retorno elástico) entre (a) peça estampada à quente e (b) estampada à frio.



Fonte: Adaptado de Chen *et al.*, (2014).

Em contrapartida, esse processo possui alguns grandes desafios que devem ser levados em consideração antes de se optar por essa técnica. Primeiramente em relação ao custo energético, o processo de estampagem a quente é muito mais caro, por conta da utilização dos fornos para aquecimento. Ao todo, estima-se que os custos de energia na estampagem a quente sejam três vezes maiores do que na estampagem a frio. Além disso, a análise do tempo de ciclo da estampagem a quente mostra que, além do necessário processo de austenitização e manuseio do componente, é necessário um período de tempo considerável para a fase de resfriamento durante a conformação, conseqüentemente, a eficiência de produção da estampagem a quente é muito menor do que a da conformação a frio. Outra desvantagem é que as peças estampadas a quente possuem resistência muito elevada, de aproximadamente 1500 MPa e dureza muitas vezes maiores que 50 HRC. Essas propriedades podem causar desgaste severo da ferramenta durante o desbaste e puncionamento das peças. Portanto, a estampagem a quente está associada também a custos elevados de reparo de ferramentas na produção em massa. Outro custo extra nesse processo é a necessidade da utilização de revestimentos protetores nas ligas ao boro para evitar que os blanques oxidem e descarbonetem durante o aquecimento no forno e a transferência subsequente do forno para a prensa (CHEN *et al.*, 2014).

3.6 PROCESSO DE SOLDAGEM GAS METAL ARC WELDING (GMAW)

A soldagem é sem dúvida o processo de união dos materiais mais conhecido. Devido à sua ampla aplicação, é um dos processos de fabricação mais difundidos. Ao longo dos

anos, diversos conceitos para o termo soldagem foram criados e estão sempre sendo atualizados. A Associação Americana de Soldagem - *American Welding Society (AWS)* define soldagem como sendo "o processo de união de materiais usado para obter a coalescência (união) localizada de metais e não-metais, produzida por aquecimento até uma temperatura adequada, com ou sem a utilização de pressão, e(ou) material de adição". Esta é uma definição bastante generalista, já que a soldagem está correlacionada a diversos fenômenos físicos e químicos bastante complexos, avaliados pela interação dos materiais em nível atômico.

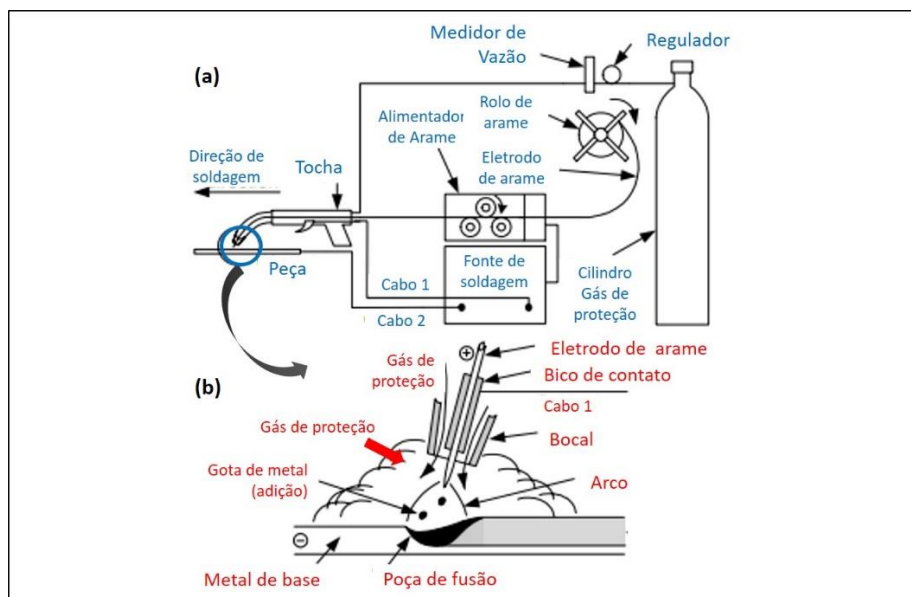
Existem diversos métodos de soldagem capazes de unir materiais metálicos, porém para cada classe de materiais, espessuras, geometrias, tipos de juntas, critérios a serem atendidos, e outros fatores, existe um processo de maior eficiência e economicamente viável. Um bom exemplo é a soldagem por arco submerso, que apresenta altas taxas de deposição de material, ou seja, uma excelente massa de metal de adição depositada por tempo, conseqüentemente uma elevada eficiência, porém esse processo fica limitado quanto à posição de soldagem, sendo possível apenas na posição plana. A GMAW é um dos métodos mais comumente utilizados na indústria automotiva para unir peças de carroceria de aços de alta resistência (MÁJLINGER *et al.*, 2016).

A soldagem a arco se refere a uma família de processos que dependem do calor extremo de um arco elétrico para produzir uma solda. Eles podem ou não depender de metal de adição adicional para realizar a união. Quando os metais são aquecidos a altas temperaturas que se aproximam ou excedem seu ponto de fusão, as taxas de difusão são aceleradas e os metais tornam-se muito suscetíveis à contaminação dos gases presentes na atmosfera como oxigênio, nitrogênio e hidrogênio. A contaminação por esses elementos pode resultar na formação de fases de fragilização (como óxidos e nitretos) e porosidade. Para evitar essa contaminação, o metal deve ser blindado à medida que se solidifica e começa a esfriar. Todos os processos de soldagem a arco dependem de um gás ou fluxo, para blindagem, e a forma como esses processos são blindados é sua principal característica distintiva.

No processo de solda GMAW, são utilizados gases de proteção como argônio, dióxido de carbono ou misturas de Ar e CO₂, para proteger a poça de fusão e assim evitar

a contaminação. A soldagem MAG utiliza um eletrodo no formato de arame sem revestimento alimentado continuamente através de um bico que fornece um fluxo adequado de gás de proteção para proteger a poça de fusão durante a soldagem. Como o arame é alimentado automaticamente por um sistema de alimentação de arame, o GMAW é um dos processos de soldagem a arco considerados semi-automáticos. O alimentador de arame empurra o eletrodo através do conduto até a tocha de soldagem onde ele faz contato elétrico com o tubo de contato, que fornece a energia elétrica da fonte de soldagem. O processo não requer tanta habilidade, como por exemplo, na soldagem GTAW (*Gas Tungsten Arc Welding*), comumente chamada por TIG, e produz altas taxas de deposição. Na Figura 14, é possível ver de forma genérica como é a montagem de um sistema de soldagem GMAW semi-automatizado. Os componentes básicos do equipamento são a tocha de soldagem e o conjunto do cabo, a unidade de alimentação do eletrodo, a fonte de soldagem e a fonte do gás de proteção. Esta configuração não inclui um sistema de resfriamento de água para a tocha de soldagem, que normalmente é necessária ao soldar com ciclos de trabalho elevados e alta corrente (KEELER *et al.*, 2017).

Figura 14 - Soldagem a arco por gás de proteção (GMAW), sendo em a) Montagem do processo; b) Área de soldagem ampliada.



Fonte: Adaptado de Ramakrishnan, (1972).

A soldagem a arco com proteção por gás e eletrodo consumível, MIG (*Metal Inert Gas*) /MAG (*Metal Active Gas*) inicia-se quando o eletrodo consumível entra em contato com o metal de base e tem-se o fechamento do circuito e a circulação de corrente elétrica entre o polo negativo e positivo. Dessa forma, os metais são aquecidos até a temperatura de fusão, resultando na poça de fusão onde será realizada a união dos materiais ali presentes. A poça de fusão é composta pelo material de adição e o metal de base. Nesse processo são geralmente empregadas correntes de soldagem de 50 a mais de 600 A e tensões de soldagem entre 15 e 35 V. O processo é extremamente flexível e pode ser utilizado para a soldagem de todos os tipos de metais comercialmente importantes como os aços, ligas de alumínio, aços inoxidáveis, cobre e vários outros, sendo capaz de soldar materiais com diferentes espessuras e praticamente em todas as posições e juntas de soldagem (ESAB *et al.*, 2005).

Os gases de proteção são parâmetros importantes na soldagem GMAW e possuem função primordial na qualidade da solda, protegendo a poça de fusão expulsando os gases atmosféricos da região de soldagem. Além disso os gases de proteção impactam em outros aspectos de soldagem como, aparência da solda, soldabilidade, velocidade de soldagem e também desempenham um papel importante no tipo de modo de transferência de metal do eletrodo para a poça de fusão. Os gases podem ser inertes ou seja, não reagem com os metais, como é o caso da soldagem MIG, onde os gases mais utilizados são argônio (Ar) e o hélio (He), normalmente empregados na soldagem de ligas não ferrosas. Na solda MAG o gás de proteção é ativo, ou seja, gases como oxigênio (O₂) e/ou dióxido de carbono (CO₂) estão presentes, misturados ou de forma pura. Por exemplo, a adição de oxigênio no Ar além de minimizar a ocorrência de mordeduras melhora a estabilidade do arco na solda de materiais ferrosos. A utilização de CO₂ puro para aços carbonos proporciona alta taxa de deposição, porém existe a possibilidade de se ter porosidade na solda. Quando adicionado 10 a 20% de O₂ ao CO₂, há uma maior penetração e a minimização do aparecimento de porosidade (MACHADO, 1996).

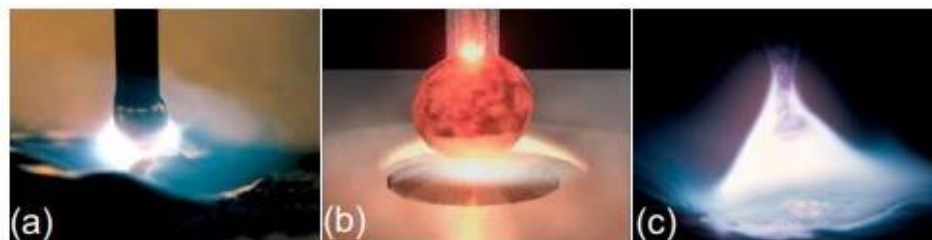
Além do gás de proteção, outro consumível de extrema importância na soldagem MIG/MAG é o arame de solda, que deve ser obrigatoriamente compatível com o gás de soldagem para se ter um processo eficiente e uma soldagem de qualidade. Os arames

de solda em ligas de aço para MIG/MAG geralmente são entregues em rolos de 15 a 18 kg, podendo também serem fornecidos em barricas de 150 kg. Os arames de solda são fabricados em diversos diâmetros e frequentemente são revestidos por uma camada de cobre para proteger o arame contra a corrosão. São compostos por diferentes metais ou ligas metálicas que irão apresentar diferentes propriedades mecânicas e composições químicas, adequadas para cada tipo de união necessária. A decisão de qual eletrodo utilizar não deve ser baseada somente no tipo de gás de soldagem, mas também em outros fatores que são imprescindíveis como a posição de soldagem, tipo de junta, material de base, propriedades mecânicas finais requeridas para a junta e modo de transferência desejada (MARQUES *et al.*, 2011).

A maneira como o metal de adição é transferido para a poça de fusão irá resultar em diferentes efeitos de penetração, taxa de deposição, respingos, qualidade da solda, entre outros. Basicamente, o processo MIG/MAG possui três modos distintos de transferência de metal: curto-circuito (*short arc*), globular e aerossol (*spray arc*). A Figura 15 mostra de forma ampliada essas 3 diferentes formas de transferência de metal. Diversos fatores podem implicar no modo de transferência do metal de adição, como o tipo de gás de proteção, corrente, tensão, composição química e diâmetro do arame e outros. Por exemplo, o aumento do valor da corrente média irá promover uma transição na transferência de metal de curto-circuito para globular e, em seguida, modos de transferência por spray. A transferência de metal no modo de transferência por spray é desejável devido à regularidade da transferência, baixas taxas de respingos e alta penetração e taxa de deposição, porém para se alcançar a transferência de spray, argônio puro ou mistura de argônio com pequenas quantidades de oxigênio são necessárias, e o valor médio da corrente deve assumir valores mínimos necessários, também chamados de corrente de transição. Em uma corrente de soldagem relativamente baixa, a transferência globular ocorre independentemente do tipo de gás de proteção. Na transferência por curto-circuito o metal fundido na ponta do eletrodo é transferido do eletrodo para a poça de fusão quando toca a superfície da poça, ou seja, quando ocorre um curto-circuito. Esse tipo de transferência abrange a menor faixa de correntes de soldagem e diâmetros de eletrodo. Em materiais de alta resistência onde se deseja um calor aportado menor é desejável usar parâmetros de soldagem que

conduzam à transferência de metal com um pequeno comprimento de arco, como curto-circuito e transferência globular, e evitar aqueles de longo comprimento de arco, como spray. Para reduzir a quantidade de calor fornecida ao metal base e assim evitar distorções nas peças a serem soldadas, processos como MIG/MAG pulsado têm sido desenvolvidos (DOS SANTOS *et al.*, 2017).

Figura 15: Modos de transferência de metal por a) curto-circuito, b) globular e c) spray.



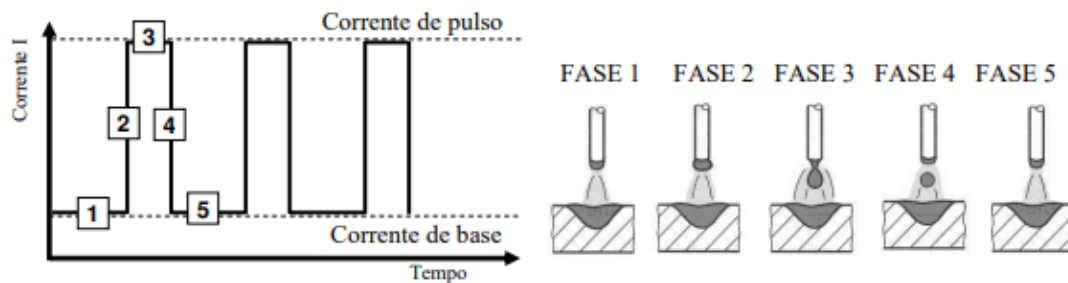
Fonte: Perez, (2007).

No processo pulsado pode ser alcançada uma transferência por spray com uma corrente média inferior à corrente de transição, conseqüentemente menor calor é gerado e uma ótima produtividade é alcançada, isso porque, durante esse processo, há uma corrente de pico que forma a gota de consumível e a lança para a junta soldada e ao mesmo tempo uma corrente de baixa energia, conhecida como corrente de base, que mantém o arco, mas produz uma entrada de calor bastante baixa que não permite transferência metálica, nesse caso, a transferência será dada somente durante os pulsos nas correntes de pico e não de forma contínua como é no caso da transferência por spray. Dessa forma, é possível fazer ajustes onde se é capaz de depositar mais material sem quantidades excessivas de calor. Através do controle dos parâmetros de soldagem e do tempo, é possível criar diferentes curvas de soldagem que possuem a transferência através do processo pulsado. A Figura 16 mostra as correntes de pulso e corrente de base, a evolução no tempo e a fase onde a gota é impulsionada para a poça de fusão (FISCHER, 2011).

As fontes de soldagem são equipamentos capazes de fornecer tensões e correntes elétricas favoráveis ao processo de soldagem, como tensões entre 10 a 40 V e correntes entre 10 a 1200 A, utilizando energia elétrica da rede. Com os avanços tecnológicos da eletrônica na década de 1980, as chamadas fontes de soldagem convencionais, nas

quais o controle da potência era realizado através da alteração da resistência dos campos magnéticos, deram espaço para as fontes de alimentação modernas, fontes eletrônicas tiristorizadas e subseqüente transistorizadas, as quais permitiram o desenvolvimento de formas de onda que podem controlar a transferência metálica, possibilitando diversas novos modos de transferência do metal de adição (ZANINI, 2020).

Figura 16 - Esquema ilustrativo de uma curva do processo de soldagem pulsado e a relação com a transferência do consumível.



Fonte: Fischer, (2011).

. O modo de transferência pulsado, onde se busca a transferência de uma gota de metal de adição por pulso, depende fortemente dos parâmetros de soldagem, mas principalmente desses avanços obtidos nas fontes de soldagem, que permitem uma alta estabilidade nos parâmetros e uma rápida ação sobre a forma da onda, intensidade da corrente e tensão da soldagem, entregando um enorme desempenho na soldagem.

3.7 SOLDABILIDADE DOS AÇOS ESTAMPADOS A QUENTE

O processo de soldagem a arco utiliza um arco elétrico como fonte de calor capaz de produzir energia térmica suficiente para a fusão localizada das peças a serem unidas. A temperatura do arco de soldagem é extremamente elevada, podendo chegar no seu interior a mais de 20.000K dependendo do processo e condição de soldagem e dos parâmetros de tensão e corrente (MARQUES *et al.*, 2011).

É sabido através da metalurgia que as propriedades dos materiais metálicos estão correlacionadas com as microestruturas presentes e que essas estruturas geralmente são alteradas durante o processamento desses materiais. A austenita possui propriedades mecânicas bastante diferentes das encontradas na ferrita, e o impulso para

essa transformação é a temperatura, quando por exemplo, o material é aquecido para posterior estampagem.

O processo de soldagem envolve elevados gradientes de temperaturas que inevitavelmente irão impactar em alterações microestruturais e muitas vezes resultar em propriedades indesejáveis, logo é de suma importância que o calor entregue aos materiais seja rigorosamente controlado durante a soldagem.

O calor fornecido a junta de soldagem é chamado de calor aportado (*heat input*), e é calculado através Equação 1 (MARQUES *et al.*, 2011), onde H é o calor aportado (J/mm), I é a corrente de soldagem (A), V é a tensão de soldagem (V), v é a velocidade de soldagem (mm/s) e η é o rendimento térmico da soldagem (%), o qual varia de acordo com o processo de soldagem utilizado conforme a Tabela 1. Esse é um parâmetro bastante importante e de muita preocupação na soldagem, pois dependendo do aporte térmico, pode haver mudanças na microestrutura em regiões próximas ao cordão de solda, alterações no tamanho de grão, surgimento de descontinuidades de soldagem, entre outros, que poderão resultar na falha precoce da peça.

$$H = \frac{I \times V}{v} \times \eta \quad (1)$$

A macroestrutura da solda por fusão é composta por 3 regiões bem definidas: A zona fundida (ZF), onde a temperatura de pico é suficiente para fundir o metal de base, que estará misturado com o metal de adição formando a poça de fusão. A zona termicamente afetada (ZTA), ou zona afetada pelo calor (ZAC), é onde as temperaturas de pico são muito baixas para causar a fusão, mas altas o suficiente para afetarem a microestrutura e conseqüentemente as propriedades dos materiais envolvidos na soldagem. Sem dúvida, trata-se de uma região de extrema importância e de grande complexidade para a soldagem, pois geralmente efeitos secundários indesejáveis, ou não, ocorrem nesse local, como crescimento de grão, transformação microestrutural, revenimento, introdução de hidrogênio, tensões residuais, logo se trata de uma região de alta probabilidade de falhar. O metal de base (MB) é a região que está afastada o suficiente do cordão de solda e não é afetada pelas altas temperaturas envolvidas no processo de soldagem

(MARQUES et al., 2011). É possível verificar por meio da Figura 17 essas macroregiões da soldagem.

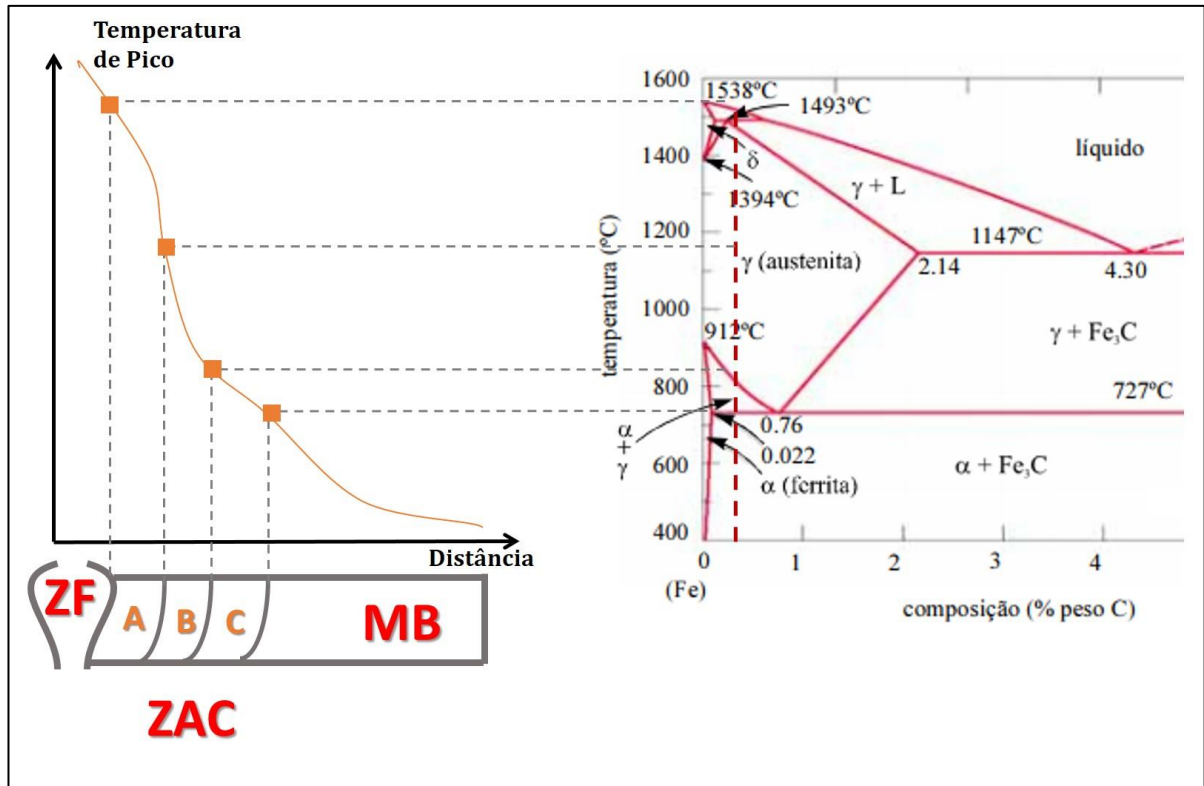
Tabela 1 – Rendimento térmico em função dos processos de soldagem.

Processo de soldagem	Rendimento Térmico (η)	Processo de soldagem	Rendimento Térmico (η)
Arco Submerso	0,90 \pm 0,9	TIG (CCEN)	0,65 \pm 0,15
Eletrodo Revestido	0,75 \pm 0,1	TIG (CA)	0,35 \pm 0,15
MIG/MAG	0,75 \pm 0,10	Laser	0,005 a 0,7
Gás	0,52 \pm 0,27		

Fonte: Machado, I. G. (1996).

Particularmente, a ZTA merece uma atenção especial por ser uma região de alta complexidade, e como já mencionado, com alta probabilidade de falhas. É aceitável dividi-la em 3 porções, a região de crescimento de grão (A), região de refino de grão (B) e a região intercrítica (C). A temperatura da região (A) varia entre a temperatura de fusão e cerca de 1200°C, promovendo um elevado crescimento de grão. A microestrutura final dessa região dependerá do teor de carbono do aço a ser soldado, de elementos de liga, do tamanho de grão austenítico, que é influenciado pelo aporte térmico nessa região, e da velocidade de resfriamento. Geralmente, trata-se de uma região grosseira, com uma estrutura final de ferrita em placas e bainita, porém dependendo da temperabilidade do material e a taxa de resfriamento durante o processo, pode resultar em uma região com alguma martensita também formada ou puramente martensítica, de baixa tenacidade e grandes possibilidades de formação de trincas. A região de refino de grão (B) está exposta a temperaturas de cerca de 900°C, onde geralmente ocorre a normalização do aço, resultando em uma estrutura fina de ferrita e perlita. Na região intercrítica (C), a temperatura de pico varia entre 727 e 900°C, ou seja, apenas uma parte da microestrutura original irá austenitizar e sofrer alterações microestruturais. Quanto mais distante do cordão de solda, menores serão as temperaturas e conseqüentemente os impactos na microestrutura do material (MARQUES *et al.*, 2011).

Figura 17 - Macroestrutura de soldagem para um aço de baixo carbono, evidenciando a zona afetada pelo calor (ZTA), sendo Região A - região de crescimento de grão; Região B - região de refino de grão e Região C - região intercrítica.



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

Como foi visto, a ZTA é bastante afetada pelos ciclos térmicos impostos pela soldagem, ocasionado contrações e expansões volumétricas, tanto pela propriedade térmica intrínseca do material quanto pelas transformações microestruturais e por conta desse estado de tensões, essa é uma região de grande probabilidade de surgimento de trincas.

A soldagem pelo processo MAG dos aços microligados ao boro com altas espessuras, como por exemplo o 22MnB5 com adições de Ni e Mo, possui um certo grau de dificuldade pela espessura e pela alta temperabilidade desses materiais. Soldabilidade é, no entanto, uma propriedade do material que não pode ser definida precisamente porque varia com o processo de soldagem empregado, e características como tipo de junta e espessura, requisitos de solda e não somente pela composição química dos materiais envolvidos no processo. Porém, por conta dessas características dos aços

PHS, durante a soldagem, a região da zona afetada pelo calor mais próxima da zona fundida irá sofrer transformação martensítica. Com isso podem surgir tensões residuais e também uma microestrutura de baixa tenacidade e conseqüentemente frágil, levando à formação de trincas e sua eventual propagação. Um pouco mais afastado da zona fundida, mas ainda na zona afetada pelo calor, é possível a ocorrência de crescimento de grão e, mesmo revenimento em uma região ainda mais afastada (SVOBODA et al, 2015).

Além dessa transformação de fase que pode ocorrer no material ao experimentar esses ciclos térmicos que acarretam uma fragilização e conseqüentemente falha, outro fenômeno é a trinca por hidrogênio, ou trinca a frio. Esse defeito pode se manifestar até dezenas de horas depois da soldagem e muitas vezes a trinca pode ter tamanhos abaixo do que os ensaios não-destrutíveis podem detectar, por isso o principal é tentar evitá-las. A ocorrência de trincas por hidrogênio é resultado da influência simultânea de 4 fatores: i) presença de hidrogênio dissolvido no metal fundido, o qual pode ser proveniente do metal de adição, da falta de limpeza do material de base e até mesmo do meio ambiente; ii) tensões residuais decorrentes da soldagem, muitas vezes dispositivos robustos são utilizados durante a soldagem para manter a precisão dimensional da peça e limitam deformações que acabam mantendo tensões no material; iii) microestrutura frágil, como a martensita, que surge, como já comentado anteriormente, de ciclos térmicos devido à soldagem (unidos a composição química do aço); iv) baixa temperatura (SILVA; PARANHOS, 2003).

A fim de contornar os impactos na microestrutura da zona afetada pelo calor e conseqüentemente os efeitos indesejados, é recomendado um pré-aquecimento em aços de alta espessura e elevada temperabilidade, soldados com processos de soldagem MAG. Esse procedimento tem por objetivo reduzir a taxa de resfriamento durante a soldagem, evitando o surgimento de trincas, distorções e a formação de martensita. O pré-aquecimento também auxilia na remoção de sujeiras e da umidade antes da soldagem, evitando que o hidrogênio seja absorvido pelo metal de solda.

3.8 PRÉ-AQUECIMENTO

Como já mencionado anteriormente, a soldagem é um processo que envolve elevadas temperaturas e por se tratar da união de materiais metálicos, os quais são excelentes condutores térmicos, há também elevadas taxas de resfriamento. O pré-aquecimento é realizado antes da soldagem, a fim de garantir um processo de união com qualidade, resultando numa peça acabada com ótimas propriedades mecânicas e atendendo a precisão dimensional requerida.

Na soldagem de aços de alta resistência, o pré-aquecimento é uma prática comum pois reduz significativamente a taxa de resfriamento, diminuindo o risco de fissuras na zona afetada pelo calor. A correta escolha do processo de soldagem, fixação apropriada da peça e pré-aquecimento adequado podem ajudar a reduzir as tensões residuais e também diminuir a magnitude das deformações induzidas pela soldagem (RAMAKRISHNAN, 1972).

Durante a soldagem de materiais com boa temperabilidade, ou seja, com elevado carbono e/ou grande quantidade de elementos de liga, existe a possibilidade da formação da martensita na região da solda, com grande probabilidade de trincas à frio durante o resfriamento. Logo, a quantidade de martensita formada na ZAC deve ser reduzida ao máximo. O pré-aquecimento do metal de base mantém a temperatura da região vizinha à solda mais alta, reduzindo assim a diferença de temperatura entre o local da solda e a região adjacente (PEREZ, 2007). O resultado é uma troca térmica mais lenta, já que a taxa de resfriamento é diretamente proporcional ao gradiente de temperatura, possibilitando a difusão do carbono e a formação de microestruturas de menor dureza como ferrita, perlita e bainita.

Para o aço 1040, Ramakrishnan (1972), sugere que, quando soldado com pré-aquecimento, o tamanho da ZAC aumenta, mas a dureza máxima diminui. A análise da microestrutura da ZAC próxima ao limite de fusão da solda pré-aquecida revela mais perlita e ferrita, mas menos martensita. Isso ocorreria porque a taxa de resfriamento diminui significativamente com o pré-aquecimento.

O tratamento térmico de pré-aquecimento pode ser realizado utilizando um forno do tipo mufla ou até mesmo por indução através de uma bobina indutora, porém deve-se ficar atento a temperatura de pré-aquecimento e o tempo adequado para esse processo. A temperatura de pré-aquecimento é geralmente informada pelo fabricante da liga, mas pode também ser determinada conforme a composição química da liga. Como já foi visto nos capítulos anteriores, tanto o carbono quanto os outros elementos de liga melhoram a temperabilidade do material, sendo o carbono o elemento de liga mais determinante nessa expressão. Uma forma rápida e simples de se definir a temperatura de pré-aquecimento é a utilização da equação do carbono equivalente (Ceq) e o auxílio de tabelas aproximadas que relacionam a temperatura com essa medida. Quanto maior o Ceq, ou seja, maior a temperabilidade do material, maior será a temperatura de pré-aquecimento. A equação para o cálculo do carbono equivalente (Equação 2), é a do *IIW* (*International Institute of Welding*).

$$Ceq(\%) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad (2)$$

É importante observar que essa equação não leva em consideração alguns elementos de liga presente nos materiais, bem como a espessura do material. A Tabela 2, presente em ESAB *et al.* (2005), relaciona o carbono equivalente calculado de acordo com a Equação 2 e a temperatura recomendada de pré-aquecimento.

Tabela 2 - Relação entre temperatura de pré-aquecimento e o carbono equivalente do material.

Carbono Equivalente (%)	Temperatura de pré-aquecimento recomendada
< 0,30	Opcional
0,31 – 0,45	100 a 200°C
0,45 – 0,60	200 a 250°C
> 0,6	250 a 300°C
Aços ferramentas, aços mola, composição desconhecidas	~300°C

Fonte: ESAB *et al.*, (2005).

A espessura também é um parâmetro que pode ser levado em conta quando for determinar a temperatura de pré-aquecimento. Em espessura maiores, geralmente,

temperaturas mais altas são necessárias no pré-aquecimento do material. A razão para maiores temperaturas de pré-aquecimento para chapas mais grossas é porque para um dado aporte de calor, a taxa de resfriamento é maior em uma chapa mais espessa. Além da taxa de resfriamento mais alta, uma chapa mais espessa geralmente tem um teor de carbono ligeiramente mais alto, a fim de garantir o endurecimento adequado durante a etapa de tratamento térmico do processo de fabricação de aço (RAMAKRISHNAN, 1972).

A norma BS EN 1011-2:2001 alerta que a Equação 2 pode não ser adequada para aços ao boro, e sugere uma outra fórmula de medição do carbono equivalente além de uma série de outras equações para a avaliação da temperatura de pré-aquecimento para aços de alta resistência, inclusive com boro em sua composição (BRITISH STANDARD, 2001).

O surgimento de trincas a frio de juntas soldadas é influenciado pela composição química do metal base e metal de solda, a espessura da chapa, o conteúdo de hidrogênio do metal de solda, a entrada de calor durante a soldagem, e o nível de tensões presentes no material. Considerando esses parâmetros, as equações de 3 a 8 a seguir, retiradas da norma BS EN 1011 – 2: 2001, que prevê o método “B” para prevenir o aparecimento de trincas por hidrogênio em aços de alta resistência, auxiliam na determinação da temperatura de pré-aquecimento para materiais que possuem os seguintes elementos químicos em sua composição, conforme a Tabela 3. É importante salientar que a norma indica a utilização do método para, mas não exclusivamente, aços de baixa liga, não ligados e de alta resistência.

Tabela 3 - Composição química dos aços para as quais as equações para determinação da temperatura de pré-aquecimento são aplicáveis.

Elemento químico	Porcentagem em peso
Carbono	0,05 a 0,32%
Silício	0,8 máx
Manganês	0,5 a 1,9%
Cromo	1,5% máx
Cobre	0,7% máx
Molibdênio	0,75% máx
Nióbio	0,06% máx
Níquel	2,5% máx
Titânio	0,12% máx
Vanádio	0,18% máx
Boro	0,005% máx

Fonte: BS EN 1011-2:2001.

A influência da composição química do material na temperatura de pré-aquecimento pode ser avaliada utilizando o cálculo do carbono equivalente a partir da Equação 3.

$$CET (\%) = C + \frac{Mn+Mo}{10} + \frac{Cr+Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \quad (3)$$

Uma relação linear, diretamente proporcional, entre o carbono equivalente calculado pela Equação 3 e a temperatura de pré-aquecimento (T_p) é governada pela Equação 4, onde se observa que quanto maior o CET, maior deverá ser a temperatura de pré-aquecimento.

$$T_p(CET) = 750 X CET - 150 (^\circ C) \quad (4)$$

A influência da espessura do material de base na definição da temperatura de pré-aquecimento pode ser visualizada na Equação 5. A utilização dessa equação é limitada para materiais com a espessura maior ou igual a 10 mm. Até 60 mm de espessura uma mudança na espessura resulta em uma mudança maior na temperatura de pré-aquecimento. No entanto, como o aumento da espessura do material acima dos 60 mm o efeito é reduzido.

$$T_p(d) = 160 x \tanh\left(\frac{d}{35}\right) - 110 (^\circ C) \quad (5)$$

onde d é a espessura do material em milímetros.

Outro efeito bastante importante e que deve ser levado em consideração para a temperatura de pré-aquecimento, é o hidrogênio difusível (HD , em ml/100g). Esse fator depende do processo e do metal de solda e pode ser experimentalmente calculado conforme a ISO 3690. A relação com a temperatura de pré-aquecimento é regida pela Equação 6. Um aumento no teor do hidrogênio, requer temperaturas mais elevadas de pré-aquecimento.

$$T_p(HD) = 62 \times HD^{0,35} - 100 \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (6)$$

O calor aportado (Q , em kJ/mm) é outro parâmetro que interfere na determinação da temperatura de pré-aquecimento, e como observa-se na Equação 7, possui relação também com o teor da liga, onde a temperatura de pré-aquecimento é mais acentuada quanto menor o CET, até um calor aportado de 1 kJ/mm. Para valores maiores, essa relação inverte. Outro ponto bastante importante nessa equação é que quanto maior o calor aportado, uma menor temperatura de pré-aquecimento será necessária. É possível constatar essa combinação de efeitos do calor aportado e do carbono equivalente na temperatura de pré-aquecimento através do gráfico apresentado na Figura 18.

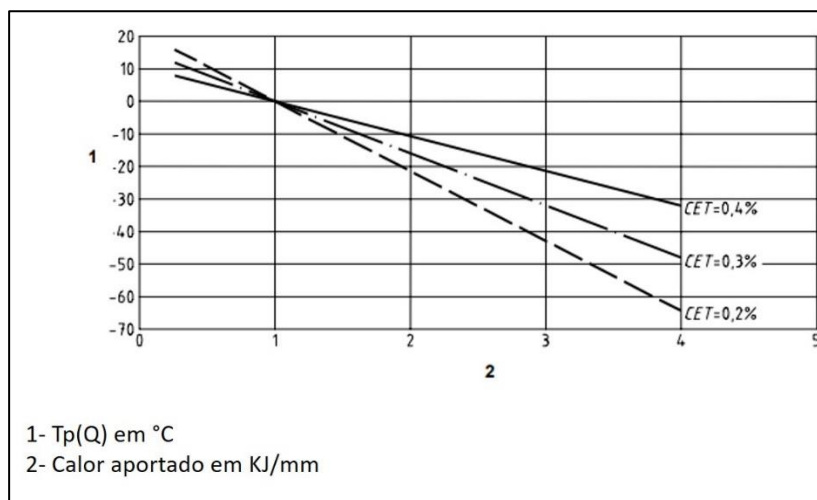
$$T_p(Q) = (53 \times CET - 32) \times Q - 53 \times CET + 32 \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (7)$$

O estado de tensões interno contribui qualitativamente para a temperatura de pré-aquecimento, onde geralmente um aumento das tensões internas no material requer temperaturas mais elevadas de pré-aquecimento.

O somatório de todas essas parcelas na Equação 8 resulta na temperatura de pré-aquecimento adequada para aços estruturais com tensão de escoamento de até 1000 MPa e que atendam os seguintes requisitos presentes na Tabela 4.

$$TP = T_p(CET) + T_p(d) + T_p(HD) + T_p(Q) \text{ (}^\circ\text{C)} \quad (8)$$

Figura 18 - Temperatura de pré-aquecimento em função do calor aportado.



Fonte: Adaptado de BS EN 1011-2:2001.

Tabela 4 - Parâmetros requeridos para utilização da equação 8 para determinar a temperatura de pré-aquecimento.

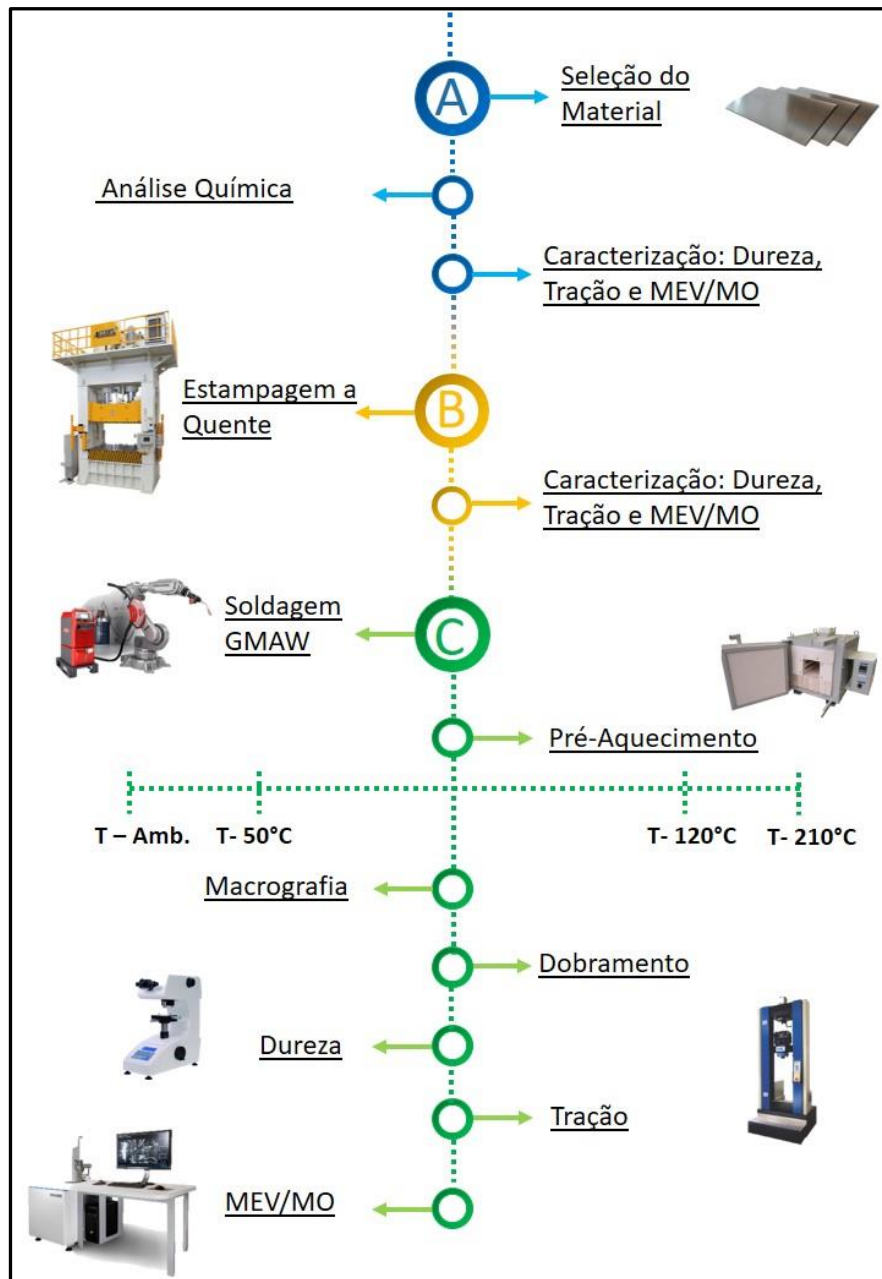
Parâmetros requeridos	Intervalo de valores
CET (Carbono equivalente)	0,2 a 0,5%
d (Espessura)	10 a 90mm
HD (Hidrogênio difusível)	1 a 20ml/100g
Q (<i>Heat input</i>)	0,5 a 4,0 KJ/mm

Fonte: BS EN 1011-2:2001.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

O presente capítulo tem por finalidade apresentar o planejamento detalhado sobre a pesquisa realizada nesse trabalho, partindo da seleção do material, seu processamento, e as técnicas utilizadas para sua caracterização. Estas etapas são apresentadas no fluxograma da Figura 19.

Figura 19 - Fluxograma do planejamento experimental executado neste trabalho.



4.1 MATERIAL

O material utilizado nessa pesquisa foi o aço 22MnB5 com adições de Nb e Mo, na forma de chapa com espessura de 7 mm. Trata-se de um aço de alta resistência, não-comercial, fornecido pela SSAB com a denominação Boron 22, desenvolvido por essa empresa em parceria com a Companhia Brasileira de Metalurgia e Mineração (CBMM).

A Tabela 5 apresenta sua composição química (dados do fabricante).

Tabela 5 - Composição química do aço 22MnB5 + NbMo, fornecido pela SSAB.

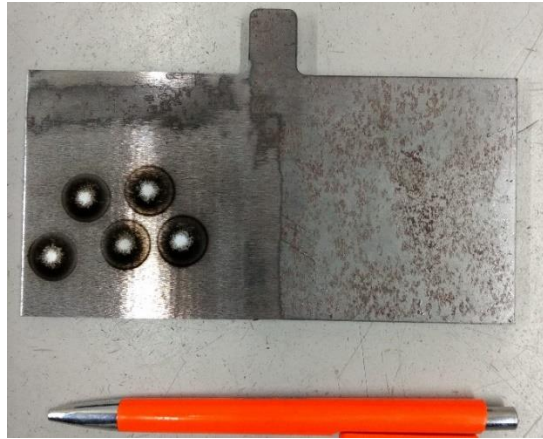
Elementos Químicos	Quantidade (% em massa)
C	0,211
Si	0,20
Mn	1,14
P	0,008
S	0,002
Al	0,039
V	0,006
Ti	0,032
Cu	0,017
Cr	0,20
Ni	0,03
Mo	0,151
Nb	0,04
B	0,0018

Fonte: SSAB, (2018).

4.1.1 Análise química

Para validação da composição química do material, foi realizado na Bruning Tecnometal uma análise química através do espectrômetro de emissão ótica da marca Bruker, modelo Q8 Magellan. Para isso, uma amostra de dimensão 150 x 75 mm² foi seccionada por corte com serra e então lixada (grão número 80). A análise foi feita em 5 pontos, conforme Figura 20.

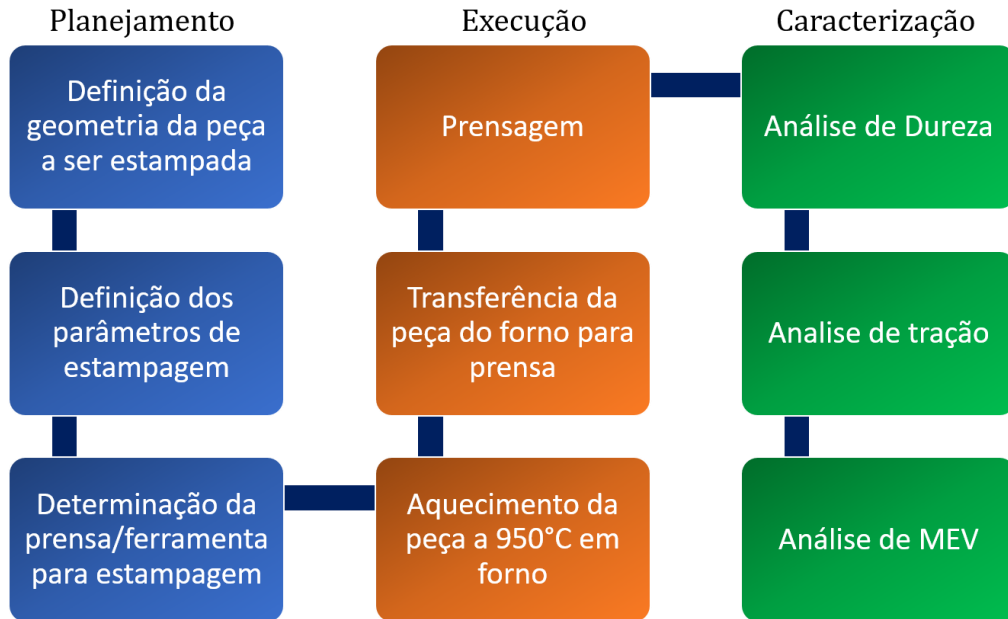
Figura 20 – Corpo-de-prova para avaliação química do material 22MnB5 + NbMo.



4.2 ESTAMPAGEM A QUENTE

Após a caracterização do material como recebido, foi dado início ao processo de estampagem a quente e sua avaliação conforme o fluxo descrito na Figura 21.

Figura 21 - Fluxo de trabalho para a estampagem a quente.

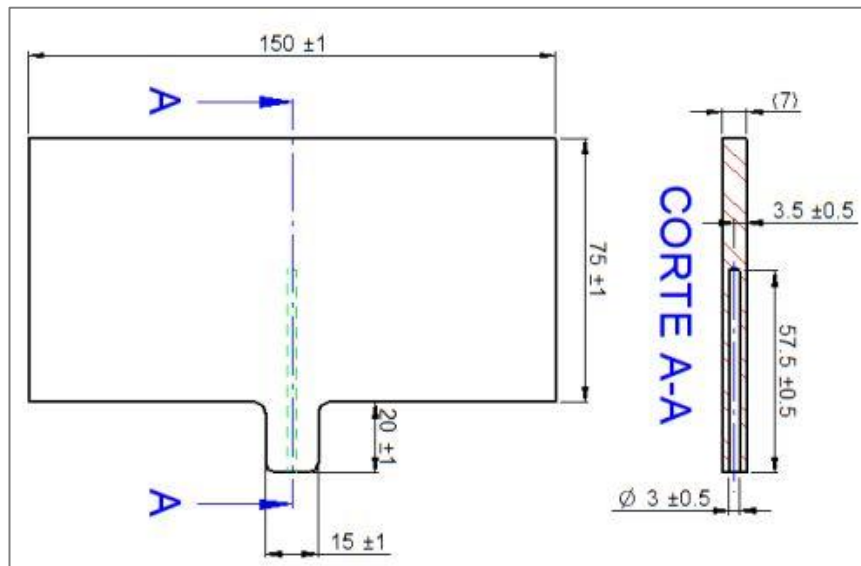


Primeiramente, foi realizada a etapa de planejamento, onde definiu-se a geometria da peça a ser estampada, os parâmetros para a estampagem, e a determinação da prensa e do projeto da ferramenta para a estampagem.

Os blanques para a realização do processo de estampagem a quente foram cortados utilizando uma máquina de corte a laser modelo Bysprint Fiber 3015 4400 Watts da marca Bystronic, de excelente precisão. A geometria do blanco pode ser vista na Figura 22. Foram cortados 32 blanques do material 22MnB5 com Nb e Mo, de 7 mm de espessura, nas dimensões de 75 x 150 mm.

Um excesso de material nas dimensões de 15 x 20 mm foi propositalmente deixado no centro da peça a fim de facilitar o transporte do blanco do forno para a prensa durante o processo de estampagem a quente, e posteriormente, durante o tratamento térmico de pré-aquecimento, do forno para a mesa do robô, para a realização da soldagem. Na etapa do corte, também foi planejado realizar um furo de 3 mm de diâmetro e 57,5 mm de profundidade para, se necessário, a inserção de um termopar para controle da temperatura dos corpos-de-prova nas etapas de aquecimento no forno e conformação na prensa, nesse caso não foi utilizado.

Figura 22 - Dimensões do blanco para o processo de estampagem a quente.



Após a definição da geometria e a produção dos blanques para a estampagem a quente, foi realizada a definição dos parâmetros do processo de estampagem. Esses parâmetros foram definidos com base em estudos prévios e simulações de troca térmica, e podem ser vistos resumidamente na Tabela 6.

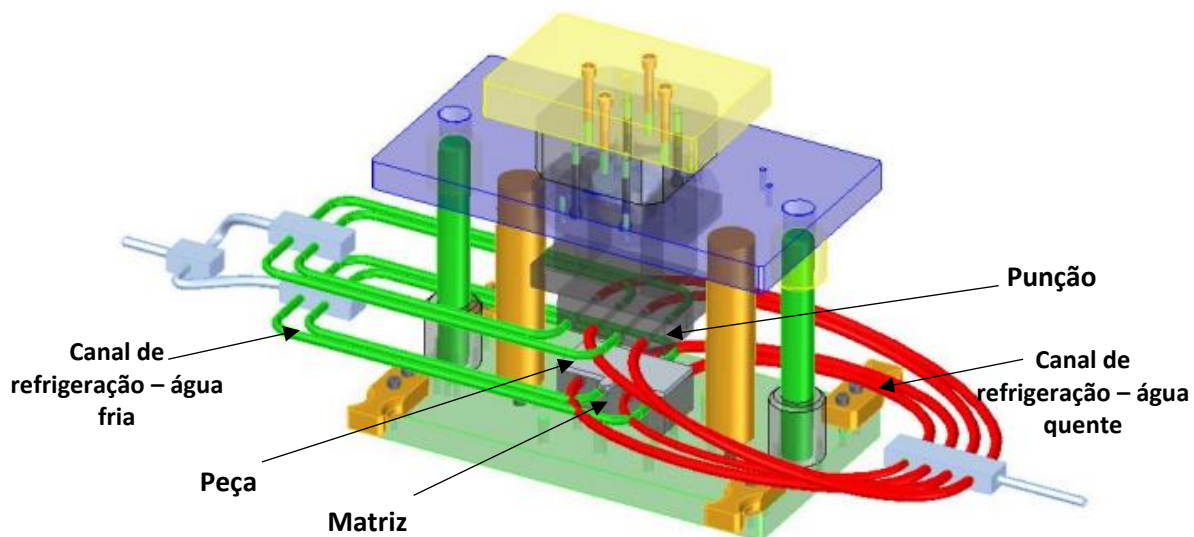
Tabela 6 - Parâmetros utilizados na estampagem a quente.

Temperatura de aquecimento (°C)	950
Tempo de aquecimento (min)	5 a 6
Tempo de transferência do blanque (seg)	< 7
Vazão do fluido nos canais de refrigeração (l/min)	13
Pressão de contato (MPa)	70
Força na prensa (Ton)	78,75
Temperatura nos canais de refrigeração (°C)	5
Fluido refrigerante	Água

O forno foi aquecido a 950°C, e o blanque mantido por 5 a 6 minutos nesta temperatura, sendo esse tempo e temperatura controlados rigorosamente, a fim de garantir uma microestrutura completamente austenítica e evitando um elevado crescimento de grão. O tempo de transferência do blanque até a prensa não foi superior a 7 segundos para que impedisse a formação de microestruturas indesejadas como bainita, perlita e ferrita.

Para atender uma taxa de resfriamento de no mínimo 27°C/s e assim obter uma microestrutura aproximadamente 100% martensítica, foi necessário avaliar por meio de simulação computacional a capacidade do projeto da ferramenta em extrair calor da peça. A simulação térmica foi realizada através do software ANSYS e resultou na necessidade de uma vazão de água nos canais de refrigeração de 13 litros por minuto, com uma temperatura de aproximadamente 5°C nos canais de refrigeração. Na Figura 23 está exposto o projeto da ferramenta utilizado na estampagem das peças, onde há a entrada de água refrigerada, representada pelas mangueiras verdes e a saída de água em mais alta temperatura, simbolizada pelas mangueiras vermelhas. As mangueiras estão conectadas tanto no punção quanto na matriz da ferramenta, e a refrigeração do fluido é realizada por intermédio de um aparelho de ar-condicionado com sistema de resfriamento de água (*chiller*).

Figura 23 - Projeto da ferramenta de estampo utilizado nesse estudo.

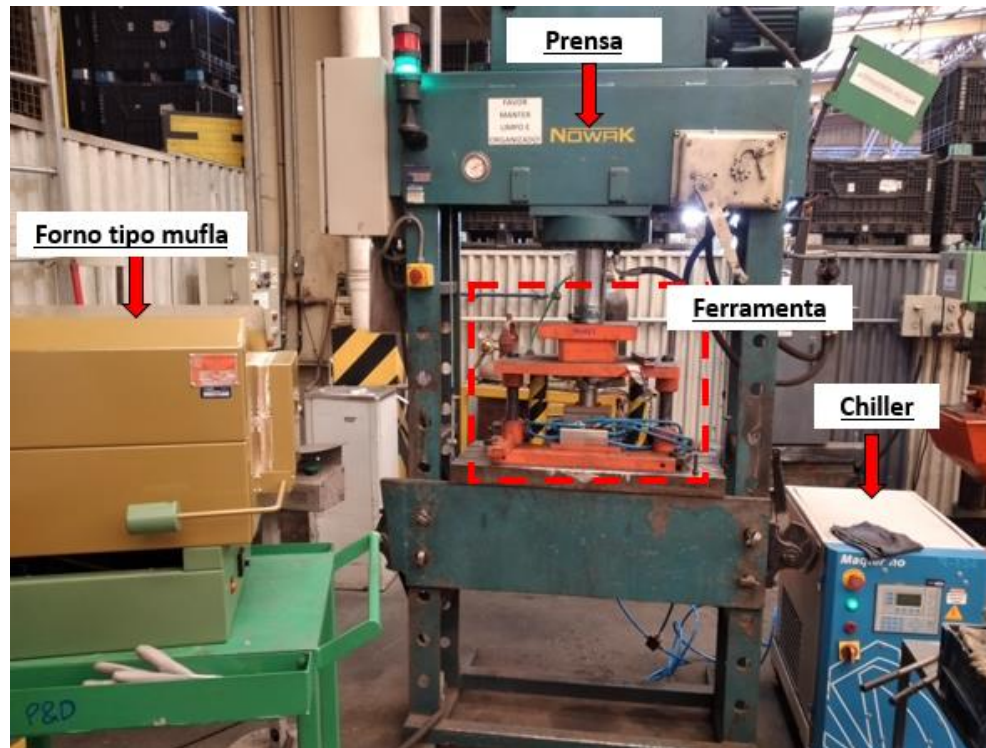


Após a etapa de planejamento, foi dado início a execução da estampagem dos corpos-de-prova. Os equipamentos utilizados no processamento estão apresentados na Figura 24.

O aquecimento da peça foi realizado por 5 a 6 minutos em um forno elétrico tipo mufla, da marca SPLABOR, modelo SP-1200DM/G a 950°C. Após o aquecimento, o blanque foi transferido do forno para a prensa manualmente, com o auxílio de um alicate de cabo estendido, e então realizado o acionamento da prensa através do controle bi-manual e mantido pressionado por 45 a 60 segundos.

Para a realização da prensagem, foi utilizada uma prensa hidráulica de 100 ton, modelo PM 100, da fabricante NOWAK, sendo prensados 26 corpos-de-prova. A força utilizada na prensa foi de 78,75 ton e a pressão de contato foi de 70 MPa. Foi ligado a ferramenta um *chiller*, da marca MAQTERMO, para realizar a refrigeração da ferramenta e assim extrair o calor da peça. Foram envolvidas 3 pessoas nesse processo, sendo uma responsável por cronometrar os tempos, uma para fazer o acionamento da prensa, e outra para realizar a transferência do blanque até a prensa. Após a estampagem das chapas foram retirados os óxidos presentes na superfície das amostras provenientes da oxidação ocorrida durante o processamento, através de uma escova de aço. Então, as chapas foram armazenadas para aguardar a próxima etapa; a soldagem.

Figura 24 - Equipamentos utilizados na prensagem à quente.



4.3 SOLDAGEM MAG

Após a estampagem a quente dos corpos-de-prova, foi realizada a união das chapas pelo processo de soldagem MAG.

Para tanto foi utilizado um robô de solda da marca Yaskawa Motoman, modelo EA1400N, conforme é mostrado na Figura 25. Na extremidade do braço robótico, encontra-se a tocha de soldagem da marca Fronius, com sistema *push-pull*.

Como fonte de soldagem, foi utilizado um equipamento sinérgico da marca austríaca FRONIUS, modelo TPS 500. Anexado à fonte, conforme observa-se na Figura 26, encontra-se a RCU 5000i, equipamento utilizado para ajustes de parâmetros de solda durante a soldagem. Esse equipamento também foi utilizado para realizar a coleta dos dados de soldagem.

Figura 25 - Braço robótico Yaskawa EA1400N.

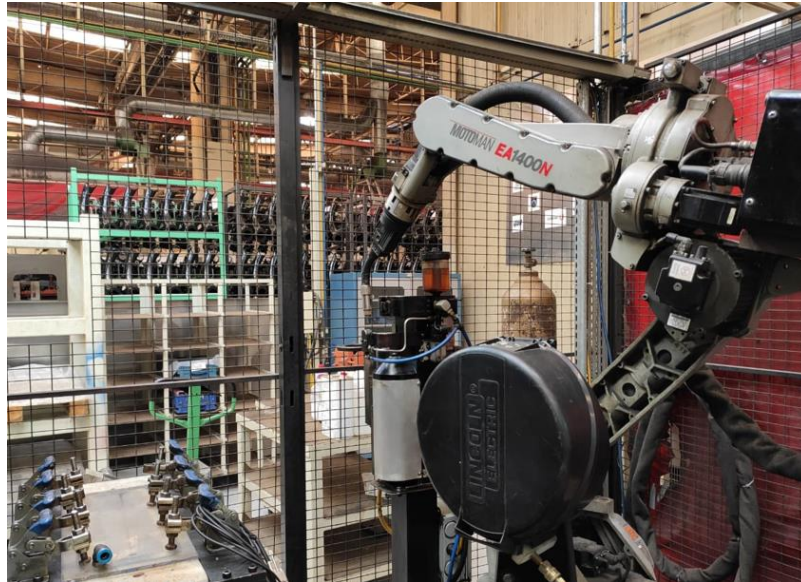


Figura 26 - Fonte de soldagem Fronius TPS 500 e RCU.



Os parâmetros de soldagem utilizados nos testes seguiram os informados na Tabela 7. Para tanto, esses parâmetros foram otimizados partindo de uma avaliação inicial com base no trabalho de Fuhr, T. A., (2018), o qual utilizou para o mesmo material parâmetros de tensão e corrente de 25,2 V e 270 A, respectivamente.

Tabela 7 - Variáveis e parâmetros de soldagem utilizados nos testes.

Variáveis do Processo	Parâmetros do processo
Processo de soldagem	Robotizado GMAW (MAG)
Corrente/Polaridade	Pulsado / CC+
Corrente (A)	260
Tensão (V)	24,5
Velocidade de alimentação (m/min)	10,4
Velocidade de soldagem (mm/min)	380
Tipo de junta	Topo – Chanfro reto
Abertura de junta (mm)	3
Posição de soldagem	1G - Plana
Gás de proteção	C10 – 10%CO ₂ + 90% Ar
Vazão de gás (l/min)	15
Arame de soldagem (Fabricante)	ER 110S-G (X70-IG Bohler)
Hidrogênio difusível	5 ml/100g
Diâmetro do arame (mm)	1,2
Distância bico de contato-peça – <i>stickout</i> (mm)	15
Diâmetro do bocal (mm)	16
Frequência de oscilação – <i>tecimento</i> (Hz)	2,5
Amplitude (mm)	3
Aporte térmico (kJ/mm)	0,754

Utilizando-se desses equipamentos e parâmetros de soldagem, foram soldados 20 corpos-de-prova que resultaram em 10 amostras para posterior realização das avaliações e caracterizações do material. A Figura 27 mostra o esquema montado para a realização da soldagem, bem como a disposição das chapas a serem unidas. Foi utilizado um cobre junta de 12 mm de espessura para suportar e dar proteção ao metal fundido, evitando o vazamento ou perda do metal de solda, facilitando a penetração total.

Um fator bastante relevante na soldagem é a escolha correta do arame de soldagem que deve levar em consideração a composição química e propriedades mecânicas do metal de base, o gás de proteção e o tipo de junta. Nesse caso o arame de solda escolhido foi o X70-IG da marca alemã Bohler, com limite de resistência de 900 MPa e alongamento de 19%, cuja classificação é definida pela norma AWS A5.28 como ER110S-G, o qual trata-se de um arame sólido, para a soldagem de aços de elevada resistência mecânica, tratados termicamente, com limite de escoamento de no mínimo 690 MPa. A composição química do arame está presente na Tabela 8.

Tabela 8 - Composição química do arame de solda X 70-IG - Bohler.

Elementos	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V
% em massa	0,10	0,60	1,60	0,25	1,30	0,25	0,10

Fonte: Bohler, (2021).

Outro importante aspecto para a soldagem é o gás de soldagem, o qual tem a principal função proteger a poça de fusão de contaminação provenientes do ambiente. A contaminação é causada principalmente por nitrogênio, oxigênio e vapor de água presentes na atmosfera. Esses elementos caso entrem em contato com a poça de fusão podem causar algumas descontinuidades como porosidade, inclusões, redução da ductilidade e tenacidade do material. Além disso, a seleção correta do tipo de gás de proteção pode auxiliar na soldagem em parâmetros como modo de transferência do metal, velocidade de soldagem, aporte térmico, entre outros. O gás de proteção utilizado no processo de soldagem desse material foi C10 (10%CO₂ / 90%Ar), usualmente empregado na indústria, o qual é uma mistura binária de um gás inerte com um gás ativo, o que produz uma atmosfera de proteção oxidante, ideal para a soldagem de aços tratados termicamente.

Uma frequência de oscilação de 2,5Hz e uma amplitude de movimento de 3 mm foi programado na soldagem com o intuito de “espalhar” a poça de fusão, cobrindo toda a abertura da junta a fim de obter uma união mais homogênea.

Figura 27 – Esquema utilizado para a realização da união das chapas metálicas.



4.4 PRÉ-AQUECIMENTO

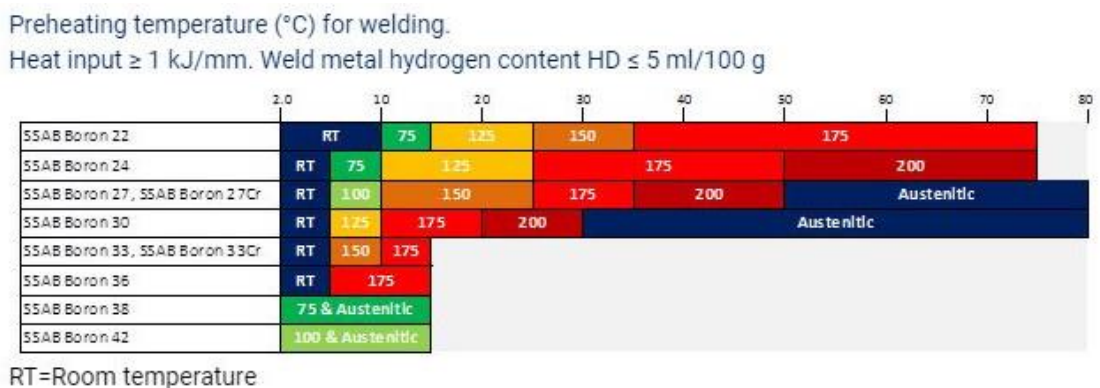
Para realizar a união dos corpos-de-prova estampados a quente, agora com uma tensão máxima superior a 1.400 MPa, foi realizado um pré-aquecimento em diferentes temperaturas. As duas primeiras amostras foram soldadas a temperatura ambiente, sem pré-aquecimento, outras duas com pré-aquecimento de aproximadamente 50°C, outras duas com pré-aquecimento de aproximadamente 120°C e mais duas amostras com a temperatura de pré-aquecimento de aproximadamente 210°C. Importante salientar que para efeito de comparação, duas amostras foram soldadas sem o processo de estampagem a quente e sem pré-aquecimento, ou seja, com o material conforme entregue. Após a união dos corpos-de-prova estampados a quente, o formato da amostra ficou conforme a Figura 28.

Figura 28 - Formato do corpo-de-prova após a realização da soldagem.



As definições das temperaturas de pré-aquecimento se deram primeiramente, como já comentado no capítulo 3.4.2, conforme orientações do fornecedor do material. De acordo com a SSAB o material em sua condição de entrega com espessura até 10 mm não há necessidade de pré-aquecimento para o processo de soldagem. Na Figura 29, pode-se verificar que para o material utilizado nesse trabalho, com espessuras de 2 a 10 mm, a temperatura indicada é a *Room Temperature (RT)*, ou seja, temperatura ambiente. Nesse caso, uma das temperaturas utilizadas para realizar a soldagem foi a temperatura ambiente, cerca de 27°C.

Figura 29 – Temperatura de pré-aquecimento sugerido pela SSAB por tipo de material e espessura da chapa.



Fonte: SSAB-boron steel. Disponível em: <https://www.ssab.com/en/brands-and-products/ssab-boron-steel>. Acessado em: 18/08/2021.

Como a condição do material a ser soldado após a prensagem não está no formato de entrega e sim na condição endurecida, o material possui maior propensão a ter trincas a frio na zona afetada pelo calor, nesse caso o fornecedor sugere a utilização da norma ISO EN 1011-2, tanto para avaliação da necessidade do pré-aquecimento, quanto a avaliação da temperatura a ser utilizada.

Utilizando as equações presentes na norma EN1011-2, mencionadas no item 3.4.2 deste trabalho, determinou-se duas temperaturas de pré-aquecimento, 50°C e 120°C, essa última desconsiderando a parcela da espessura, Equação 5, já que a mesma é somente utilizada para espessuras superiores a 10 mm.

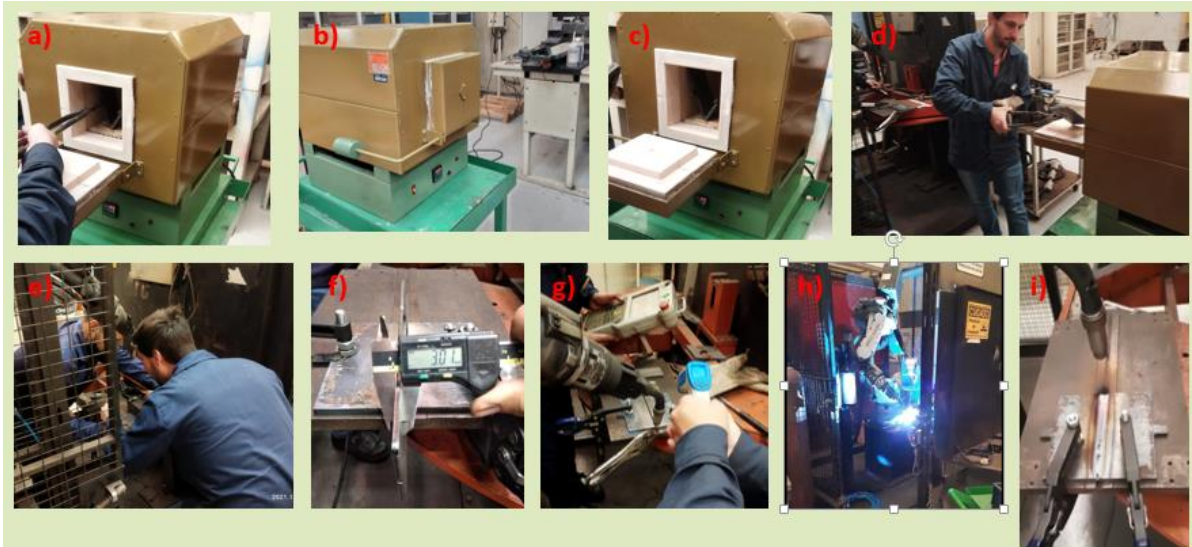
Além dessas, mais uma temperatura de pré-aquecimento foi utilizada, baseando-se na Tabela 1, a qual relaciona a temperatura de pré-aquecimento e o carbono equivalente, onde então pela interpolação do carbono equivalente de 0,45 a 0,60% com a temperatura de 200 a 250°C, definiu-se a temperatura de 210°C. Assim então, verifica-se através da Tabela 9 o esquema das amostras e suas temperaturas de pré-aquecimento.

Tabela 9 - Condição das amostras soldadas, bem como as temperaturas de pré-aquecimento.

Nome da amostra	Quantidade de amostras	Temperatura de pré-aquecimento	Condição da amostra
SHF	2	Sem pré-aquecimento	Não estampado
AMB_HF	2	Sem pré-aquecimento	Estampado a quente
50_HF	2	50°C	Estampado a quente
120_HF	2	120°C	Estampado a quente
210_HF	2	210°C	Estampado a quente

A Figura 30 apresenta imagens fotográficas das etapas de pré-aquecimento e soldagem. Foi utilizado um forno elétrico mufla digital microprocessado da marca SPLABOR, modelo SP-1200DM/G para realizar o pré-aquecimento. Foram colocados dois corpos-de-prova por vez dentro do forno e então, após o forno alcançar a temperatura definida, as peças foram mantidas por 5 minutos. A seguir, as peças foram transportadas, com auxílio de um alicate com cabo estendido, até a mesa de soldagem, onde foram posicionadas no local correto com uma abertura de 3 mm. A temperatura na superfície do material, a 12,5 mm de distância da junta a ser soldada, foi medida para verificar, se estava de acordo com o especificado pela norma ISO EN 1011-2. Para tanto, utilizou-se um termômetro portátil industrial digital infravermelho da marca SIMPLA, modelo TI38, com faixa de medição de -50 a 380°C, e exatidão de $\pm 1.5^\circ\text{C}$ de 0 a 380°C. No caso da temperatura estar incorreta, o material retornava para o forno por até 2 minutos e então uma nova medição era efetuada. Nessa etapa não houve a presença de óxidos, logo não foi necessário realizar limpeza após o pré-aquecimento (anterior a soldagem).

Figura 30 – Sequência de atividades referente ao processo de pré-aquecimento e soldagem, onde em a) colocar as duas chapas no forno, b) aguardar a temperatura definida de pré-aquecimento, c) e d) retirar as peças do forno e levar até o robô de solda, e) posicionar as chapas, f) verificar a abertura de 3 mm, g) verificar a temperatura da superfície das peças, h) realizar a soldagem, i) verificar visualmente a soldagem.



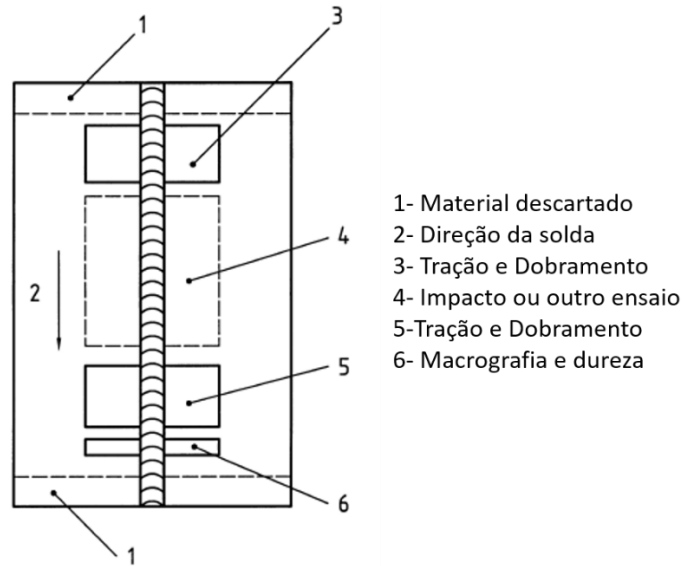
4.5 CARACTERIZAÇÃO DOS CORPOS-DE-PROVA

Para a caracterização do material antes da estampagem a quente (A), depois da estampagem a quente (B) e posterior a soldagem (C), foram realizados os seguintes ensaios:

- Macrografia de solda (apenas na condição C);
- Diluição da soldagem (apenas na condição C);
- Dobramento (apenas na condição C);
- Dureza (A, B e C);
- Tração (A, B e C);
- Microscopia óptica e Microscopia eletrônica de varredura (A, B e C).

Após a soldagem das chapas estampadas a quente, os corpos-de-prova foram extraídos por corte por eletroerosão a fio, descartando-se 25 mm de cada lado da chapa, conforme mostra a Figura 31, de acordo com a Norma DIN EN ISO 15614-1:2012.

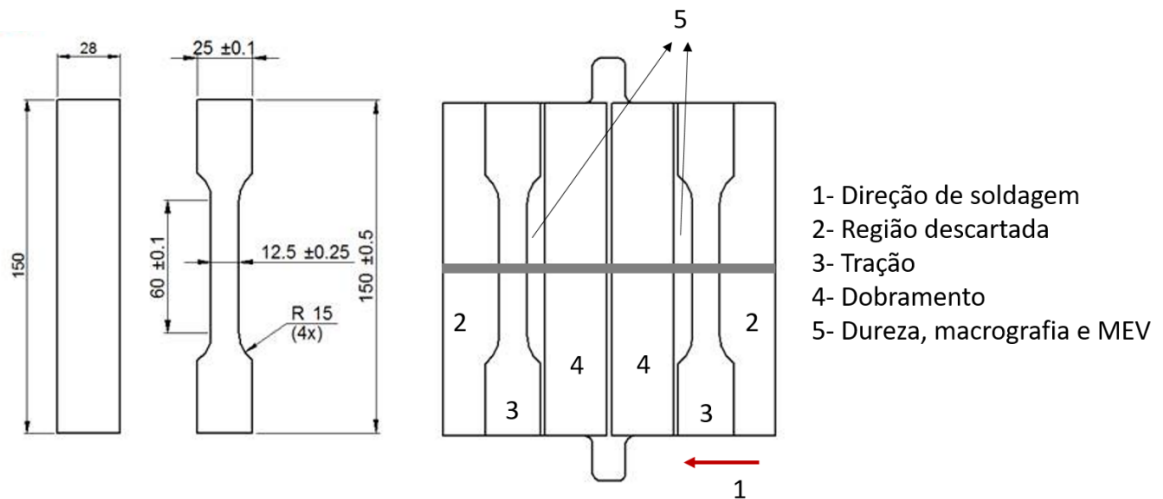
Figura 31 – Local onde tirar os corpos-de-prova para ensaios destrutivos em amostras de soldagem em junta topo.



Fonte: DIN EN ISO 15614-1:2012.

O tamanho, bem como a disposição dos corpos-de-provas para o ensaio de resistência à tração, dobramento, dureza, macrografia e MEV ficaram distribuídos na chapa soldada conforme a Figura 32.

Figura 32 – Representação fiel da chapa soldada com os locais onde os corpos-de-prova foram retirados para os ensaios de tração, dobramento, dureza, macrografia e micrografia retirados, e suas dimensões.

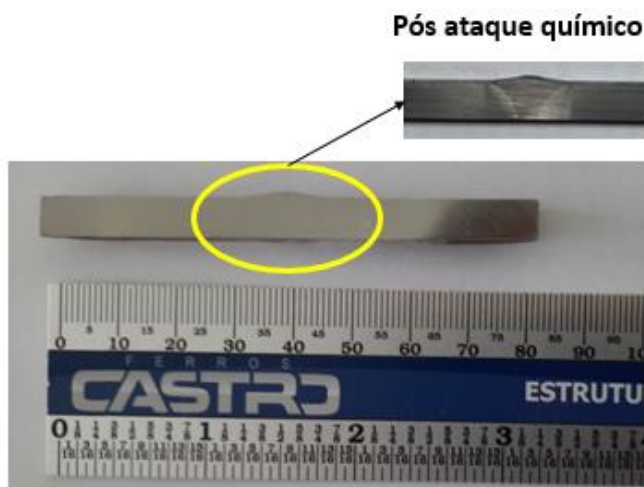


4.5.1 Macrografia de solda

Para avaliar a integridade da soldagem, ou seja, verificar se existem defeitos no material provenientes da soldagem ou se há descontinuidades e qual o seu grau, foram realizadas macrografias da região de solda. O ensaio permite por exemplo, avaliar porosidades, falta de fusão, inclusões, se a penetração de solda foi completa, bem como também as dimensões do cordão de solda, como tamanho de perna e profundidade da penetração. Para essa avaliação, foi usada a norma ISO 5817: 2014, a qual abrange a qualidade para diferentes níveis de imperfeição de materiais como aço, níquel e titânio e suas ligas. Para este trabalho nível de qualidade utilizado foi o nível C.

O ensaio de macrografia foi realizado no laboratório de soldagem da Bruning Tecnometal, seguindo os procedimentos de preparação, testes e avaliações das amostras através da norma DIN EN ISO 17639:2013. Os corpos-de-prova provenientes do corte da amostra soldada foram submetidos ao procedimento metalográfico padrão: lixamento (grão número 80 até 600); polimento com alumina em suspensão e ataque químico com uma solução de Nital 10% por 1 minuto. O corpo-de-prova para avaliação da macrografia ficou conforme a Figura 33. Para traçar as dimensões do cordão de solda e melhor avaliação das descontinuidades, procedeu-se uma análise sob um microscópio digital da marca Dino Lite, modelo AM4115ZTL com de ampliação de 40 vezes.

Figura 33 – Imagem da amostra retirada para realizar o ensaio de macrografia.



4.5.2 Ensaio de dobramento

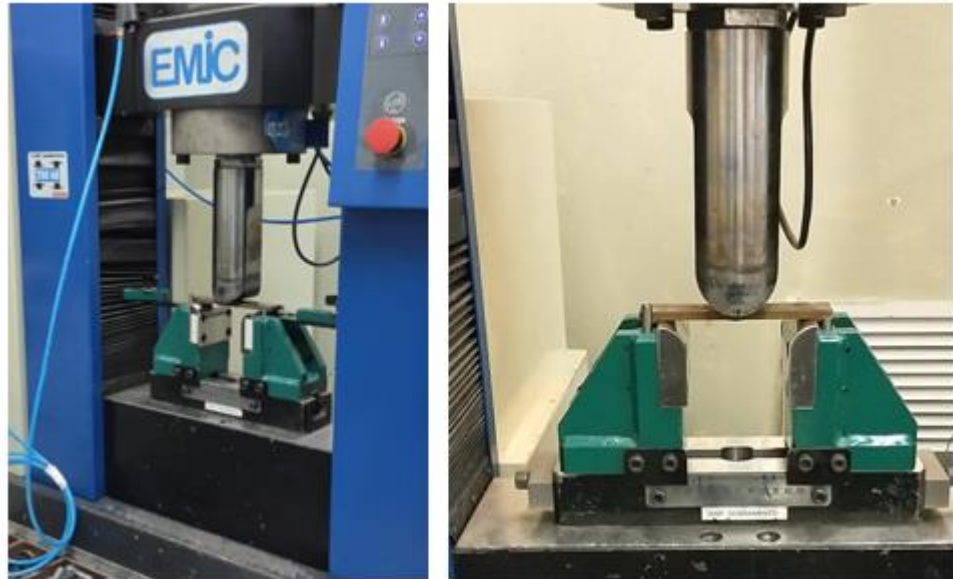
O ensaio de dobramento é realizado normalmente para qualificação do soldador e/ou do procedimento de soldagem, e seu emprego é um requisito da norma DIN EN ISO 15614-1:2012. Existem diferentes tipos de ensaios de dobramento, mas para juntas soldadas do tipo topo com penetração completa, o tipo de teste requisitado é o dobramento transversal. Para materiais com espessuras menores que 12 mm, dois corpos-de-prova de face e dois corpos-de-prova de raiz foram testados. O ângulo de dobra foi de 180° e o diâmetro do punção foi quatro vezes a espessura da chapa, no caso do material original com um alongamento maior ou igual a 20%. Caso o metal tenha um alongamento inferior a 20% a Equação 9 (ISO 15614, 2012) deve ser utilizada

$$d = \frac{(100 \times t_s)}{A} - t_s \quad (9)$$

onde, d é o diâmetro do punção, t_s é a espessura do material e A é o alongamento do material.

Quatro corpos-de-prova de cada condição foram fabricados seguindo as especificações da norma DIN EN ISO 5173:2010: largura igual a 28 mm e remoção da raiz e do reforço da solda. Após a preparação, os corpos-de-prova foram submetidos ao dobramento, guiada por meio de rolos de apoio, distantes 80 mm entre si e um punção com diâmetro de 63 mm. Nesse caso, uma carga gradual e contínua foi aplicada com uma velocidade de 15 mm/min, perpendicularmente no centro do corpo-de-prova, onde está localizada a região soldada; na parte superior, quando o ensaio foi de face e na parte inferior, quando o ensaio foi de raiz, até atingir um ângulo de dobramento de 180°. O ensaio foi realizado no laboratório de soldagem da Bruning Tecnometal em uma máquina universal de ensaios da marca EMIC, modelo DL-2000, com capacidade para 200 kN, conforme Figura 34.

Figura 34 - Ensaio de dobramento guiado transversal de face e raiz.



4.5.3 Ensaio de dureza

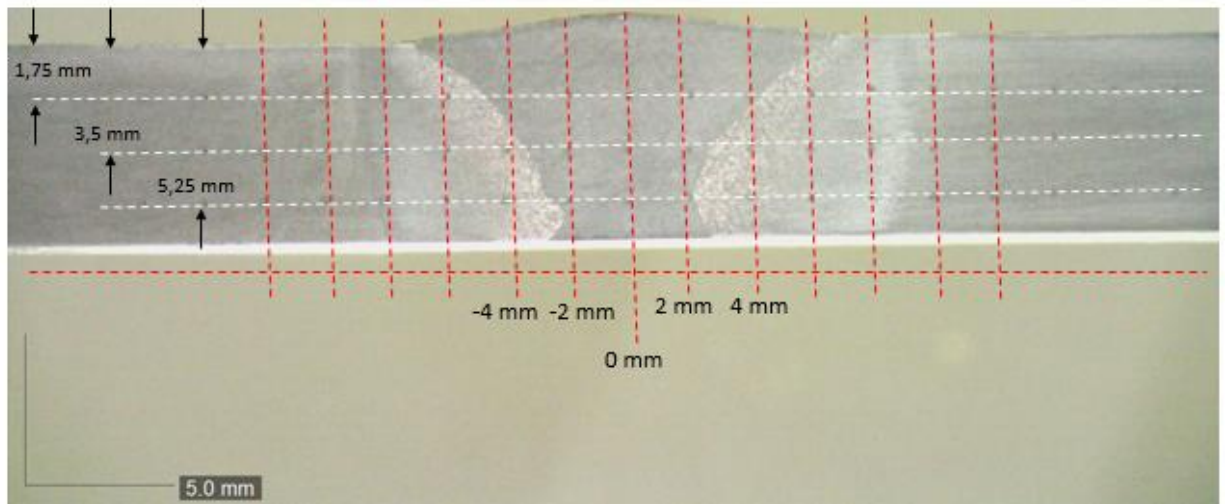
A análise de dureza tem grande importância para juntas soldadas, pois através dela é possível avaliar as regiões afetadas pelo calor e rapidamente determinar, com uma boa aproximação, a transição de microestruturas e de propriedades mecânicas ao longo de uma junta soldada que teve alterações por conta do aporte térmico. O ensaio foi realizado no laboratório de soldagem da Bruning Tecnometal através do equipamento da marca EMCO – Test, modelo Durascan 20. A medição da dureza do material foi executada conforme a Norma DIN EN ISO 9015-1:2011 na escala Vickers (HV), com a carga de 10 kgf aplicada por 10 segundos. O corpo-de-prova utilizado para esse ensaio foi preparado da seguinte forma:

- i) Corte com serra;
- ii) Lixamento a partir da lixa grão número 80 até 1200 e
- iii) Polimento com suspensão de alumina de tamanho 1 μ m.

Para o material na condição como recebido, antes da estampagem a quente (A) e após o processamento, depois de estampado a quente (B), foram realizadas indentações em pontos aleatórios no material para efeito de validação do material e da eficácia do processamento a quente.

Para o material após a soldagem (C), foram avaliados 75 pontos de dureza, sendo 25 pontos ao longo de cada posição da espessura do corpo-de-prova, conforme o esquema demonstrado na Figura 35, garantindo ao menos 4 pontos no metal de base, 4 pontos na área afetada pelo calor e 2 pontos na zona fundida.

Figura 35 - Local onde foram realizadas as indentações para avaliação do perfil de dureza do material.



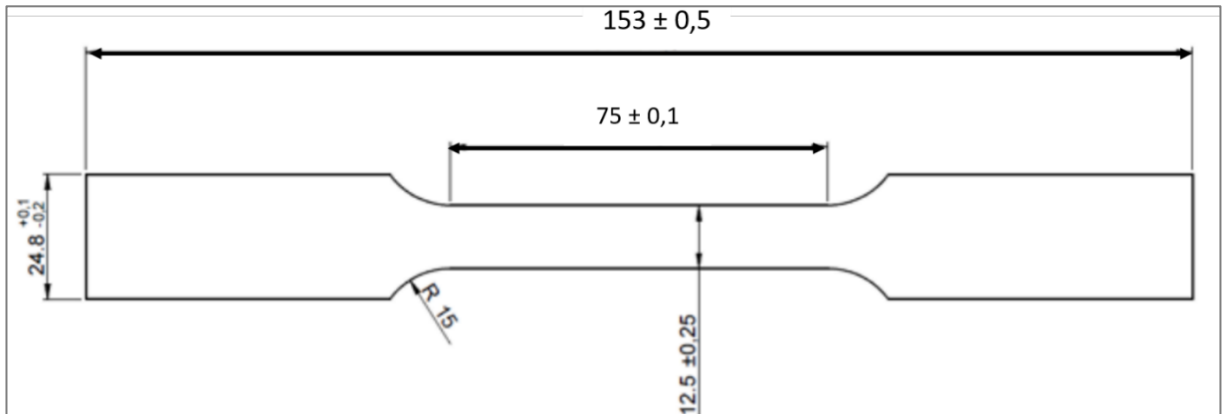
Ao longo da espessura dos corpos-de-prova, foram traçadas 3 linhas, sendo a primeira a 1,75 mm da superfície, a segunda a 3,5 mm da superfície e a terceira a 5,25 mm da superfície. Outras 25 linhas foram traçadas ao longo do comprimento do corpo-de-prova, perpendiculares às outras 3 linhas, iniciando no ponto 0 mm, no centro do cordão de solda até -31 mm, para a esquerda, e até 35 mm, para a direita. As últimas 3 linhas de cada lados estavam espaçadas 5 mm uma das outras.

4.5.4 Ensaio de resistência à tração

O ensaio de resistência à tração foi realizado no laboratório de ensaios mecânicos e metalográficos do instituto SENAI de tecnologia metalmeccânica de Minas Gerais, em uma Máquina Universal de Ensaio, com capacidade para 1.000 kN. A temperatura do ensaio foi de $(20,0 \pm 5) ^\circ\text{C}$ e a taxa da aplicação da força foi constante de 5,0 mm/min. Para cada condição de soldagem, 4 corpos-de-prova foram fabricados conforme a Norma DIN EN ISO 4136:2013, como mostrado na Figura 36. Como um corte por um processo de corte térmico poderia impactar nas propriedades mecânicas do material, foi empregado o

processo de eletroerosão a fio. Foram removidos o reforço e a raiz de solda de cada corpo-de-prova e então ensaiados 3 corpos-de-prova de cada condição.

Figura 36 - Dimensões do corpo-de-prova para o ensaio de resistência à tração.



Fonte: Norma DIN EN ISO 4136:2013.

4.5.5 Caracterização microestrutural

A microscopia óptica (MO) e eletrônica de varredura (MEV) foram realizadas com o objetivo de produzir imagens de alta resolução do material para investigar as transformações metalúrgicas que ocorreram no aço durante os processos de estampagem a quente e soldagem. Análises como tamanho de grão, fases e morfologias presentes em diferentes regiões do material foram realizadas após a aquisição das imagens. Além disso, em algumas regiões foram avaliadas a presença de precipitados, seus tamanhos e composição através da técnica de espectroscopia de energia dispersiva de raios-x (EDS).

Os ensaios foram realizados no Instituto de Inovação em Metalurgia e Ligas Especiais do SENAI FIEMG, através de um MEV da marca JEOL, modelo JSM 7100 F, e de um microscópio Zeiss, modelo Axio Scope.A1.

As amostras foram preparadas através do seguinte procedimento metalográfico padrão:

- i) Embutimento dos corpos-de-prova com baquelite;

- ii) Lixamento das amostras na sequência granulométrica # 220, 400, 600, 1200 e 2500;
- iii) Polimento das amostras com solução de alumina 1 μm ;
- iv) Ataque químico metalográfico com solução Nital 10% durante 5 segundos de exposição.

A Figura 37 apresenta imagem fotográfica das amostras após o procedimento acima descrito, e inserida. Para a análise por MEV, as amostras foram retiradas do baquelite.

Figura 37 – Amostra da região soldada após procedimento de preparo.



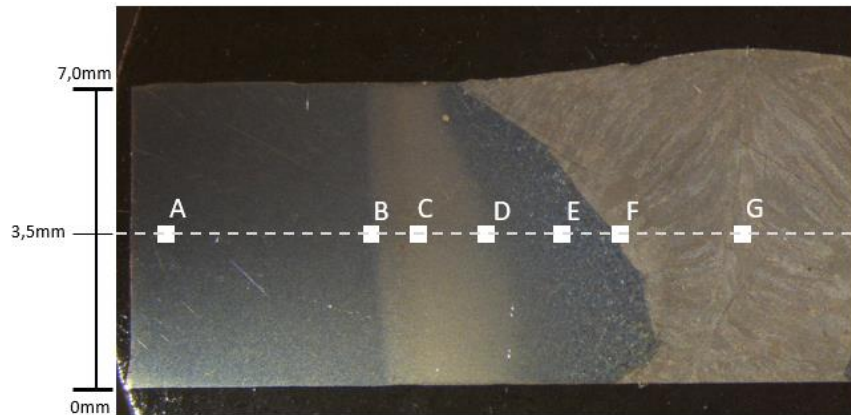
Para o material na condição como recebido, antes da estampagem a quente (A) e após o processamento, depois de estampado a quente (B), foram avaliados pontos aleatórios no material, tanto por MEV como por MO, para verificar as condições do material.

Para o material após a soldagem (C), a avaliação de MEV seguiu o seguinte esquema demonstrado na Figura 38, onde foram avaliadas 7 regiões:

- A – Subcrítica
- B – Transição subcrítica e intercrítica
- C – Intercrítica
- D – Transição intercrítica e refino de grãos
- E – Grãos grosseiros
- F – Transição grãos grosseiros e Metal fundido (MF)

G – Metal fundido (MF)

Figura 38 – Regiões onde foram realizadas as imagens por MEV e EDS.

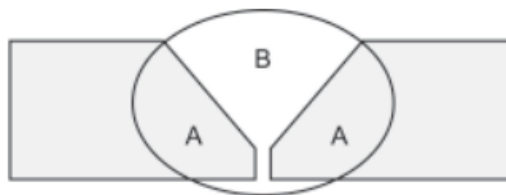


4.5.6 Diluição na soldagem

Na soldagem o termo diluição significa a parcela de metal de base que entra na composição da zona fundida. A porcentagem de diluição pode ser determinante na microestrutura e nas características mecânicas da junta de solda, pois essa região irá apresentar um comportamento misto, do metal de base e do arame de solda. Para realizar esta análise, foram utilizadas as macrografias de soldagem para determinar a área total da zona fundida e dimensionar a área do metal de base, para depois aplicar na Equação 10 (MARQUES, 2011), conforme o esquema mostrado na Figura 39.

$$Diluição (\%) = \frac{\text{Área A (metal de base)}}{\text{Área A+B (total)}} \quad (10)$$

Figura 39 - Esquema de uma junta topo para exemplificar as áreas para o cálculo de diluição na soldagem.



Foi utilizado o software *Image J* para realizar o cálculo da área total da zona fundida e aproximações, usando a escala da imagem para calcular a área total do metal de base presente na zona fundida.

4.6 RESUMO DAS CONDIÇÕES E ENSAIOS REALIZADOS

A fim de simplificar a visualização das condições que os materiais foram submetidos e os ensaios realizados em cada uma das condições, foi feito um esquema conforme a Figura 40, onde há a identificação da amostra, observações pertinentes, processos aos quais o aço foi submetido e os ensaios que foram realizados.

Figura 40 – Esquema simplificado da identificação das amostras, processos realizados e ensaios.

Identificação:	Observação:	Processos						Ensaio				
		Estampado a quente	Soldado	Sem pré-aquecimento	Pré aquecimento 50°C	Pré aquecimento 120°C	Pré aquecimento 210°C	Macrografia	Dobramento	Dureza	Tração	MO/MEV
SHF	Material sem hotforming e não soldado. Material conforme entregue.									X	X	X
HF	Material com hotforming e não soldado.	X								X	X	X
SHF_Soldado	Material sem hotforming e soldado.		X	X				X	X	X	X	X
HF_Soldado_AMB	Material com hotforming, soldado sem pré-aquecimento.	X	X	X				X	X	X	X	X
HF_Soldado_50	Material com hotforming, soldado com pré-aquecimento de 50°C.	X	X		X			X	X	X	X	X
HF_Soldado_120	Material com hotforming, soldado com pré-aquecimento de 120°C.	X	X			X		X	X	X	X	X
HF_Soldado_210	Material com hotforming, soldado com pré-aquecimento de 210°C.	X	X				X	X	X	X	X	X

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Neste capítulo, serão apresentados os resultados obtidos das análises química, macrografia de soldagem, dobramento transversal, dureza, resistência à tração e microscopia ótica e eletrônica de varredura, para todas as condições em que o aço foi submetido. Primeiramente, será realizada uma breve discussão sobre a caracterização do metal de base, ou seja, o material antes da soldagem, como recebido e estampado a quente, e em seguida, será realizada uma discussão abrangendo os resultados após a soldagem do material em suas diferentes condições.

5.1 CARACTERIZAÇÃO DO METAL BASE, SEM SOLDAGEM

5.1.1 Composição química e microestrutura

Os resultados da análise química do material de base estão apresentados na Tabela 10. O material tem sua composição química em acordo com o certificado do material enviado pela SSAB, presente na Tabela 5 desse trabalho, com desvios da média na ordem de milésimos. Trata-se de um aço baixa liga, com carbono superior a 0,2%, com boro em sua composição e microligado ao nióbio, molibdênio, com 0,040 e 0,157% em massa desses elementos, respectivamente, além de titânio e vanádio.

Tabela 10 - Resultado da análise de composição química (% em massa) do aço 22MnB5 com adições de Nb e Mo (o resultado é a média das 5 medições).

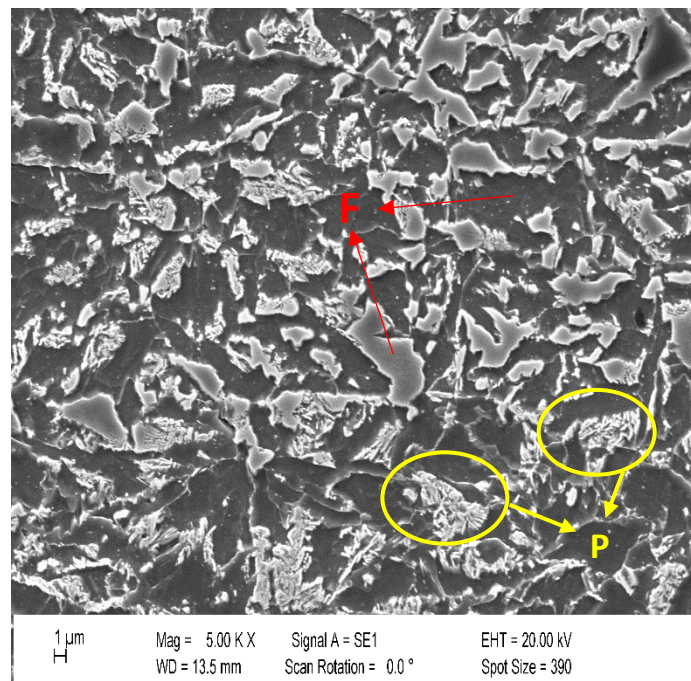
22MnB5 + NbMo (Esp. 7mm)								
<i>Simbolo:</i>	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Cr</i>	<i>Mo</i>	<i>Ni</i>
<i>Unidade</i>	%	%	%	%	%	%	%	%
<i>Média</i>	0,205	0,197	1,192	0,007	0,002	0,195	0,157	0,027
<i>Desvio padrão</i>	0,0064	0,0011	0,0034	0,0001	0,0001	0,0012	0,0009	0,0011
<i>Simbolo:</i>	<i>Al</i>	<i>Cu</i>	<i>Nb</i>	<i>Ti</i>	<i>V</i>	<i>B</i>	<i>N</i>	<i>Fe</i>
<i>Unidade</i>	%	%	%	%	%	%	%	%
<i>Média</i>	0,039	0,016	0,040	0,035	0,008	0,0015	>0,024	97,854
<i>Desvio padrão</i>	0	0	0,0005	0,0008	0,0001	0,0002	0	0,0055

O material em sua forma original, como entregue, possui uma microestrutura de ferrita pro-eutetóide (F) e perlita (P), conforme percebe-se na Figura 41, onde é mostrada uma microscopia ótica e na Figura 42, onde é destacada a microestrutura através de uma imagem por MEV.

Figura 41 - Microscopia ótica do aço 22MnB5 + Nb e Mo, conforme entregue.

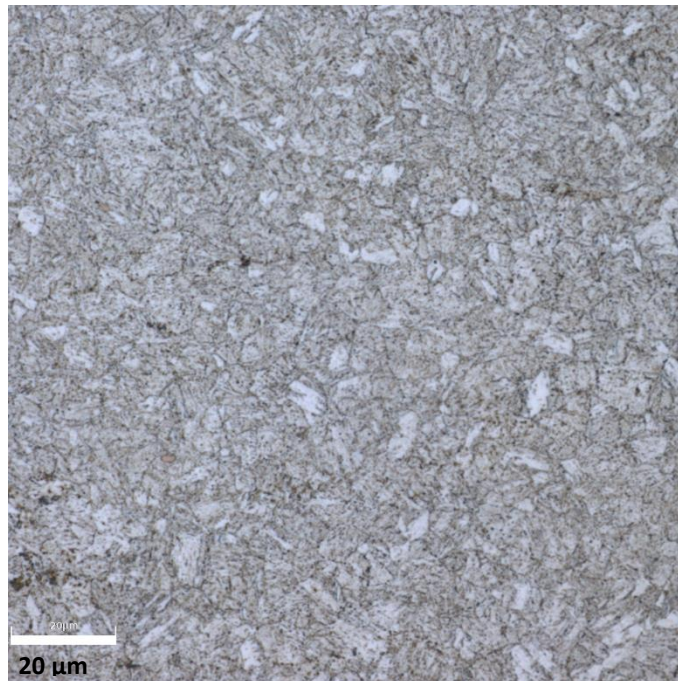


Figura 42 - MEV do aço 22MnB5 + Nb e Mo, conforme entregue.



Já o material após o processo de estampagem a quente, onde o aço foi aquecido até 950°C, ou seja, dentro do campo da austenita, e então resfriado por pressão durante a estampagem, com uma ferramenta refrigerada, projetada para atender uma taxa de resfriamento superior a 27°C/s em toda a extensão da peça, possui uma microestrutura predominantemente martensítica, no formato de ripas, característico de aço baixo carbono, como observa-se na Figura 43. É importante salientar que não houveram deformações plásticas no material decorrentes da estampagem, já que o projeto da ferramenta foi desenvolvido apenas para realizar a maior troca térmica possível com as chapas de aço, a perda de espessura observada no material é na proporção de décimos, logo todos os resultados de microestrutura provenientes do processo de estampagem a quente não possuem alterações por conta de deformação mecânica e sim, somente pelos ciclos térmicos a que o material foi submetido. O resfriamento praticado pelo processo de prensagem a quente foi suficiente para realizar tratamento térmico de têmpera, um dos mecanismos de endurecimento do aço.

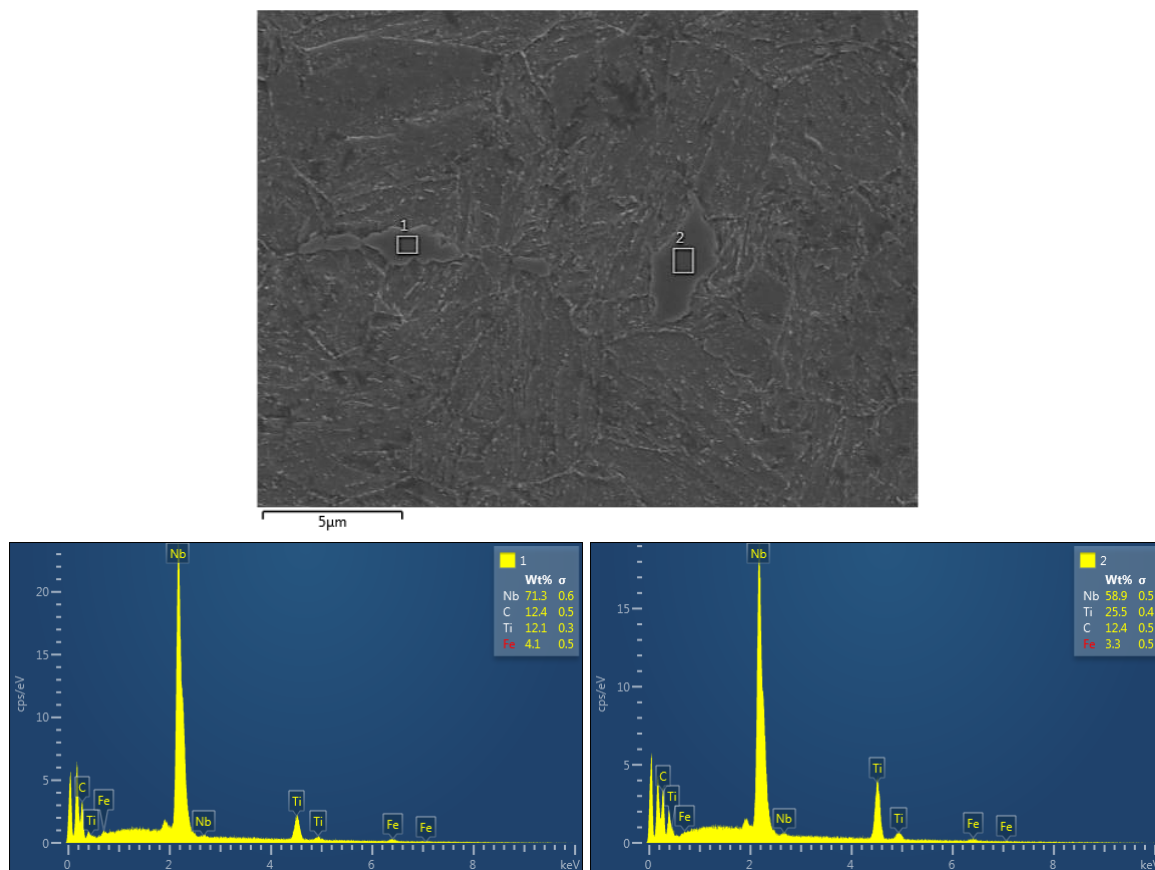
Figura 43 - Microscopia ótica do aço 22MnB5 + Nb e Mo após a estampagem a quente.



A Figura 44, apresenta com maior destaque a microestrutura predominantemente martensítica auto-revenida presente no material após a estampagem a quente, além de

trazer através do EDS informações de precipitados de carbonetos de nióbio e titânio presentes no material. É possível que o auto-revenimento da martensita nesse caso possa ter ocorrido durante o próprio processamento de estampagem a quente, já que o material é submetido a variações de temperatura durante o procedimento.

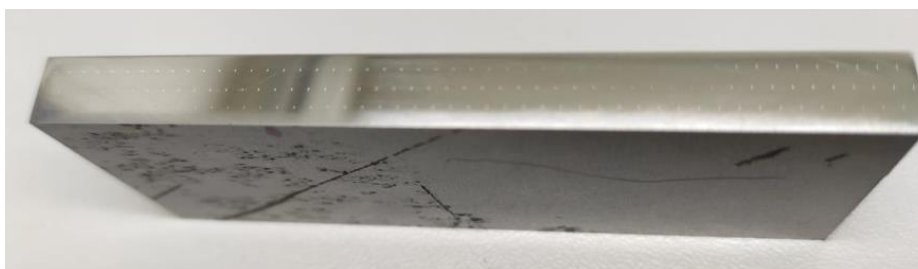
Figura 44 - Imagem de MEV do aço 22MnB5 após estampando a quente e EDS.



5.1.2 Propriedades mecânicas

O ensaio de dureza foi realizado em todas as condições que o material foi submetido, na forma como foi entregue, pós estampagem a quente e após a soldagem, a fim de verificar a variação dessa característica ao longo do processamento. Na condição como entregue (Figura 45) foram avaliados 147 pontos de dureza e a média foi de 262 HV e um desvio padrão de 6,7 HV. Não houve grandes diferenças entre as indentações realizadas às distâncias de 1,75, 3,5 e 5,25 mm da superfície do material.

Figura 45 – Perfil de endentações da amostra submetida ao ensaio de dureza Vickers.



Na condição pós-estampagem a quente, também foram avaliados 147 pontos de dureza e sua média foi de 443 HV e um desvio padrão de 18,0 HV, o que representa um aumento de 69% na dureza do material. As diferenças entre as endentações realizadas à distâncias de 1,75, 3,5 e 5,25 mm da superfície do material, nesse caso, também foram pequenas, o que sugere que o processo de endurecimento por estampagem a quente foi bastante eficaz ao longo da espessura do material.

A Tabela 11 mostra os resultados médios de dureza obtidos para as condições antes da estampagem a quente (SHF) e depois da estampagem a quente (HF).

Tabela 11 - Resultado do ensaio de dureza para as condições de material não estampado a quente (SHF) e após à estampagem a quente (HF).

	SHF	HF
Média Geral (HV)	262	443
Desvio Padrão Geral (HV)	6,7	18,0
Média à 1,75mm (HV)	263	443
Desvio Padrão 1,75mm (HV)	5,2	13,1
Média à 3,5mm (HV)	261	438
Desvio Padrão a 3,5mm (HV)	8,5	23,2
Média à 5,25mm (HV)	262	447
Desvio Padrão a 5,25mm (HV)	6,9	15,8

Para um aço 22MnB5 com 1,5 mm de espessura, Kim *et al.*, (2018) encontraram pontos de durezas de cerca de 446,7 HV, após a estampagem a quente, em regiões onde a temperatura da chapa chegou a 900°C e a fração total de martensita encontrada para essa região foi de cerca de 96,9%.

Com uma chapa de material 22MnB5, de 1,4 mm de espessura, fornecido pela ArcelorMittal, comercialmente conhecido como Usibor 1500, Cavusoglu (2020) mostrou atingir 516 HV através da têmpera a água a partir de uma temperatura de austenização de 900°C. Geralmente, peças feitas do material 22MnB5, endurecidas por pressão, atingem cerca de 50 HV menos de dureza do que peças de 22MnB5 temperados por água, devido a um auto revenimento da martensita, além é claro de outras condições como o tamanho de grão pré-austenítico, composição química do material, taxa de resfriamento, etc. (REITZ; GRYDIN; SCHAPER, 2020).

O ensaio de resistência à tração foi realizado para todas as condições do material proposta nesse trabalho, sendo seus resultados de tensão máxima de ruptura, tensão de escoamento e alongamento de grande importância para auxiliar nas discussões quanto à microestrutura obtida no material estampado a quente. Na Tabela 12, pode-se observar os resultados dos ensaios de resistência à tração do material 22MnB5 com adições de nióbio e molibdênio antes da estampagem a quente (SHF) e depois da estampagem a quente (HF). Verifica-se que houve um aumento substancial da resistência à tração após a estampagem, resultados esses que vão de encontro com os resultados de dureza já mencionados neste capítulo. O material que antes da estampagem possuía um limite de resistência de cerca de 769 MPa e um alongamento de 20,44%, após o processamento passou a ter um limite de resistência de 1465 MPa, cerca de 90% de ganho de resistência, e um alongamento de 10,26%, o que representa uma redução de quase 50% no alongamento.

A tensão máxima de ruptura do material 22MnB5, entre 1.300 e 1.500 MPa após a estampagem a quente, é encontrada em diversos trabalhos onde o material adquiriu uma microestrutura preponderantemente martensítica. Para um material 22MnB5 com 7 mm de espessura, endurecido por pressão, Sunderkötter (2017), encontrou um limite de resistência entre 1.420 e 1.541 MPa.

Tabela 12 - Resultado do ensaio de resistência à tração para as condições de material não estampado a quente (SHF) e após à estampagem a quente (HF): limite de resistência, limite de escoamento e alongamento.

	Limite de resistência [MPa]		Limite de Escoamento [MPa]		Alongamento [%]	
	SHF	HF	SHF	HF	SHF	HF
Amostra 1	769	1453	636	1075	20,18	9,98
Amostra 2	770	1475	651	1077	21,12	10,52
Amostra 3	769	1467	624	1073	20,02	10,28
Média	769,3	1465,0	637,0	1075,0	20,44	10,26
Desvio Padrão	0,58	11,14	13,53	2,00	0,59	0,27

Já em Cavusoglu (2020), as propriedades mecânicas de tensão de escoamento, tensão de resistência à tração, e alongamento do material 22MnB5 como recebido foram de 387 MPa, 567 MPa e 24,5%, respectivamente. Contudo, o fato do material na condição como entregue ter propriedades mecânicas inferiores ao deste trabalho é possivelmente por conta da adição de Nb e Mo presente no aço utilizado neste trabalho e o processamento do material na usina. Após a realização da têmpera em água, o aço atingiu um limite de resistência de 1.577 MPa, 1.167 MPa de limite escoamento e um alongamento abaixo dos 5%.

5.2 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL SOLDADO NAS DIFERENTES TEMPERATURAS DE PRÉ-AQUECIMENTO

5.2.1 Macro e microestrutura do aço soldado e diluição na soldagem

A seguir, são apresentados os resultados das macrografias de soldagem nas 5 condições do material soldado, propostas nesse trabalho. Na Tabela 13, encontra-se os resultados de macrografia para o material soldado sem a estampagem a quente (SHF_Soldado), estampado a quente e soldado à temperatura ambiente (HF_Soldado_AMB), estampado a quente e soldado com pré-aquecimento de 50°C (HF_Soldado_50), estampado a quente e soldado com pré-aquecimento de 120°C (HF_Soldado_120), estampado a quente e soldado com pré-aquecimento de 210°C (HF_Soldado_210). Nas imagens à direita na Tabela 13, deve-se ater as linhas de

medição que informam o tamanho do reforço e a dimensão total da penetração, as regiões do metal fundido e da zona termicamente afetada (ZTA), e a existência ou não de defeitos e descontinuidades de soldagem com base na ISO 5817:2014 critério nível “C” de qualidade. Em todas as juntas soldadas, verificou-se penetração total (sem excesso), ausência de defeitos ou descontinuidades de soldagem e os valores de reforço da solda estão atendendo os requisitos, e o ângulo do pé da solda está superior aos 110°, critério estipulado pelo nível C de qualidade.

Tabela 13 - Resultado do ensaio de macrografia e diluição na soldagem para as cinco condições do material soldado.

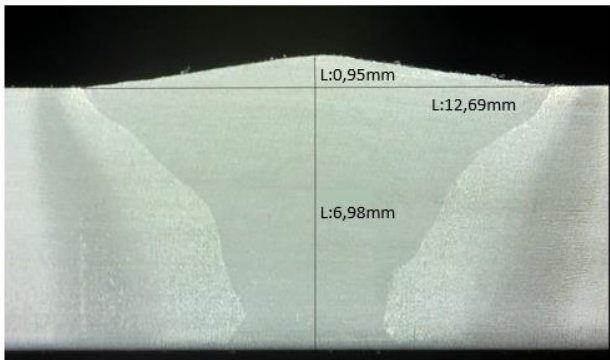
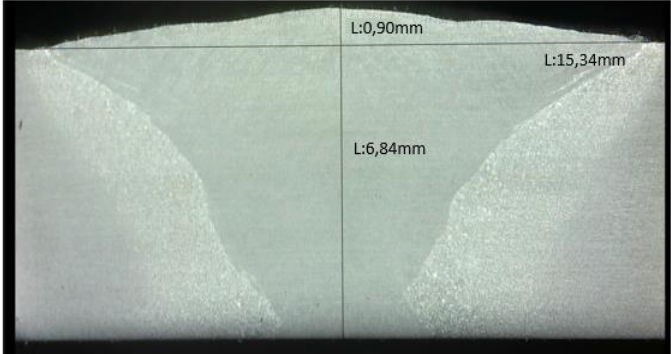
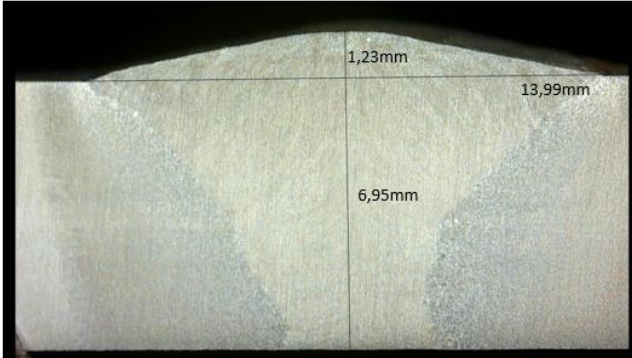
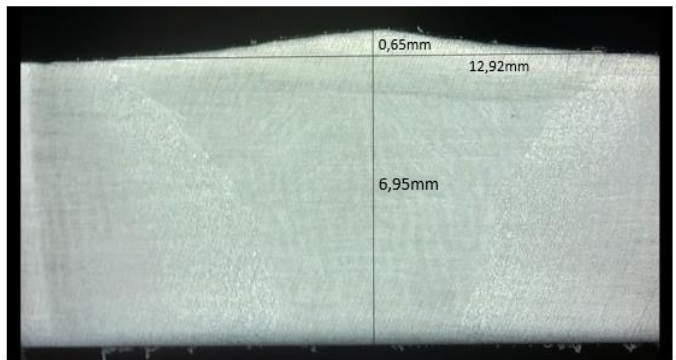
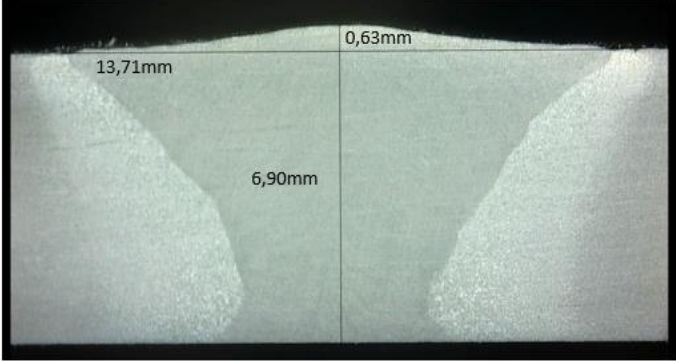
<ul style="list-style-type: none"> • Identificação: SHF_Soldado • Altura do reforço: 0,95 mm • Largura do reforço: 12,69 mm • Ângulo do pé da solda: > 110° • Diluição: 50,3% 	
<ul style="list-style-type: none"> • Identificação: HF_Soldado_AMB • Altura do reforço: 0,90 mm • Largura do reforço: 15,34 mm • Ângulo do pé da solda: > 110° • Diluição: 51,9% 	
<ul style="list-style-type: none"> • Identificação: HF_Soldado_50 • Altura do reforço: 1,23 mm • Largura do reforço: 13,99 mm • Ângulo do pé da solda: > 110° • Diluição: 48,2% 	

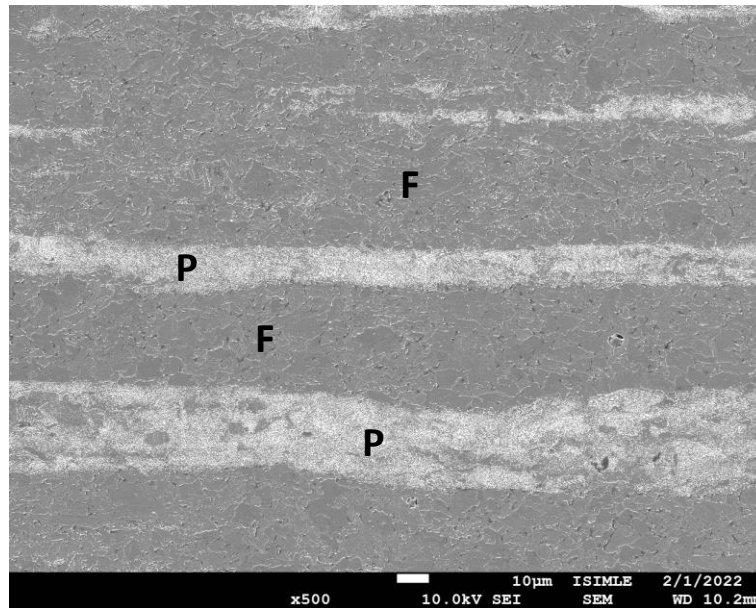
Tabela 14 – Conclusão resultado do ensaio de macrografia e diluição a soldagem para as cinco condições do material soldado.

<ul style="list-style-type: none"> • Identificação: HF_Soldado_120 • Altura do reforço: 0,65 mm • Largura do reforço: 12,92 mm • Ângulo do pé da solda: > 110° • Diluição: 55,9% 	
<ul style="list-style-type: none"> • Identificação: HF_Soldado_210 • Altura do reforço: 0,63 mm • Largura do reforço: 13,71 mm • Ângulo do pé da solda: > 110° • Diluição: 54,6% 	

Com base nos resultados apresentados acima, confirma-se que a união dos materiais atendeu a todos os requisitos necessários, assegurando assim uma soldagem de excelente qualidade e de forma íntegra, podendo desta forma avaliar o comportamento mecânico das juntas soldadas.

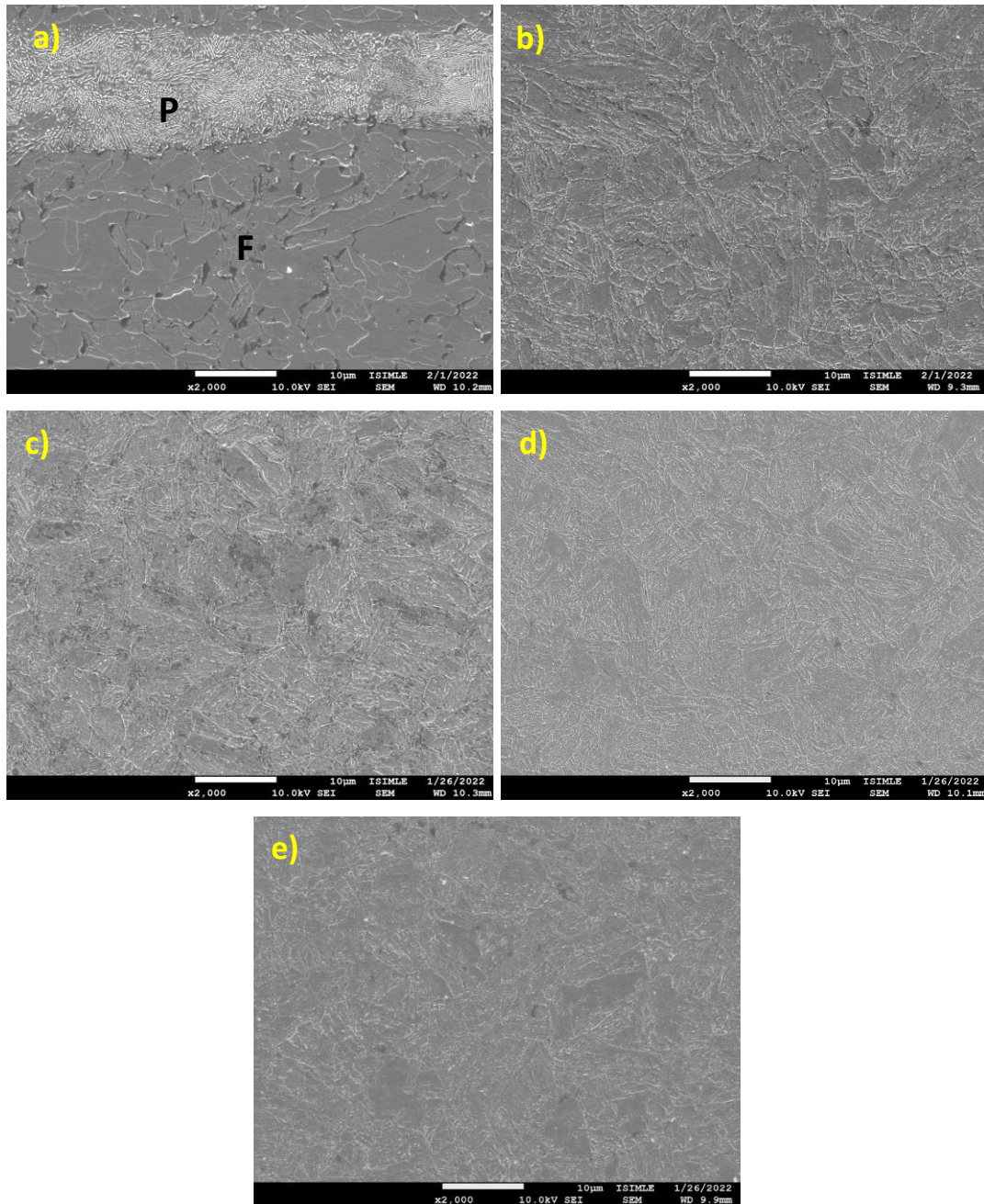
As amostras que serão apresentadas em seguida passaram por diversos ciclos térmicos que deixaram “marcas” no material, a começar pela sua fabricação, onde tanto aquecimento e resfriamento foram aplicados, quanto também uma laminação, ou seja, uma deformação plástica, foi empregada no material. A Figura 46, mostra a microestrutura da amostra SHF_Soldado na região A, conforme o esquema demonstrado na Figura 38, nela observa-se que o aço soldado, o qual não foi condicionado à estampagem a quente e nem qualquer tratamento térmico antes da soldagem, possui uma microestrutura ferrítica-perlítica, com uma morfologia bandeada, característica do processo de laminação.

Figura 46 – Imagem por MEV da amostra soldada sem estampagem a quente (SHF_Soldado), região A, onde está sinalizado “F” para ferrita e “P” para perlita.



Para as demais condições do aço soldado, estampado a quente, a microestrutura da região A é praticamente toda martensítica, como é observado na Figura 47, sendo que no caso da amostra soldada sem o processo de pré-aquecimento (HF_Soldado_AMB), tem-se uma martensita auto-revenida pelo ciclo térmico da soldagem. Já as demais amostras, que tiveram o pré-aquecimento antes da soldagem, tiveram uma microestrutura martensítica também auto revenida, mas tanto pelo processo de soldagem, quanto pelo processo de pré-aquecimento aplicado antes da soldagem, onde quanto mais alto foi a temperatura de pré-aquecimento, mais carbonetos de ferro são observados nos contornos de grão.

Figura 47 – Imagem por MEV da região A para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210.



Utilizando como exemplo o material estampado a quente e soldado à temperatura ambiente, observa-se através da Figura 48 que a martensita presente na região A, está revenida, com carbonetos maiores, com uma aparência esferoidal e mais presentes nos contornos de grão. A Figura 49 mostra uma avaliação por EDS para esta mesma região, do material HF_Soldado_AMB, onde percebe-se a presença desses carbonetos de ferro.

Figura 48 – Imagem por MEV da amostra soldada com estampagem a quente (HF_Soldado_AMB), região A.

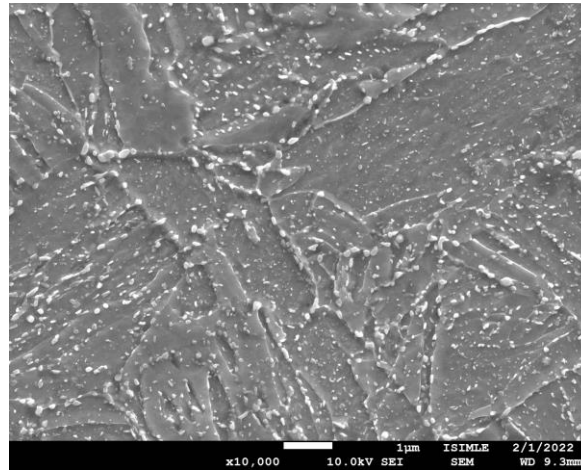
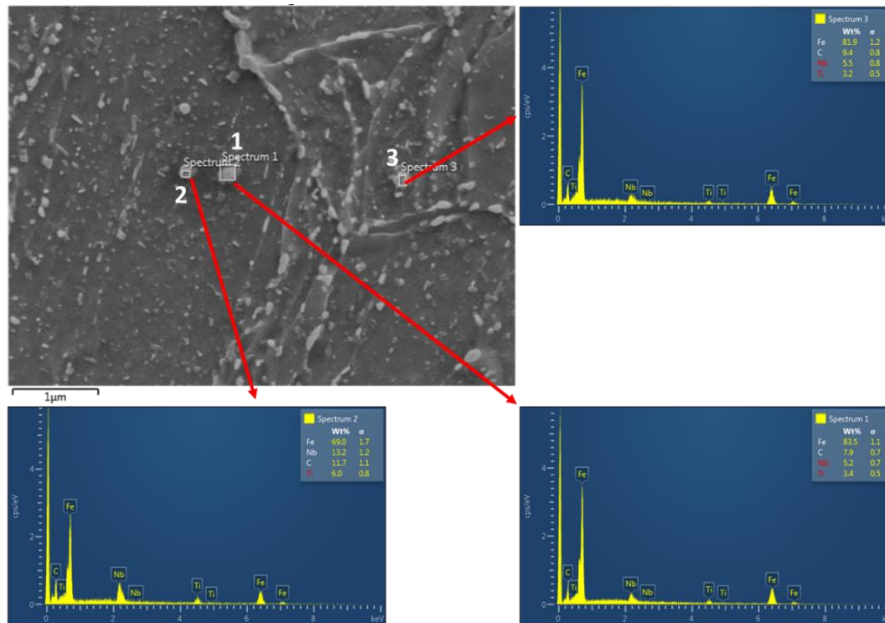
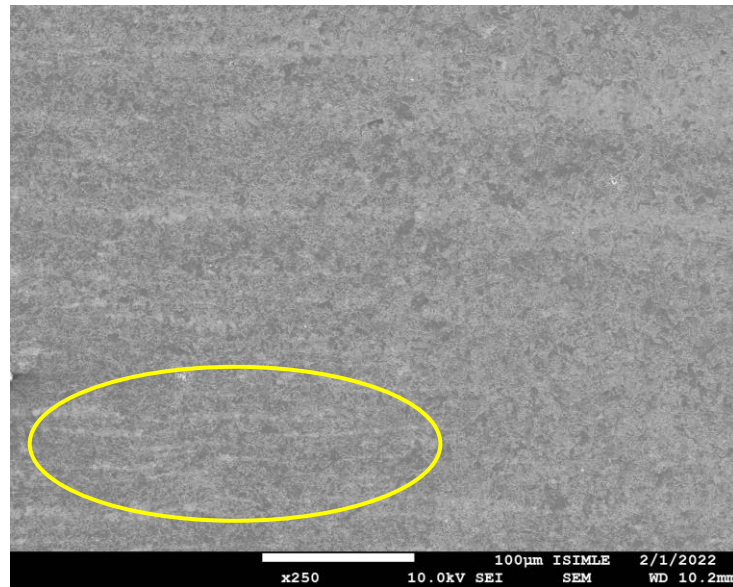


Figura 49 - Resultado de EDS para a região A, do material HF_Soldado_AMB.



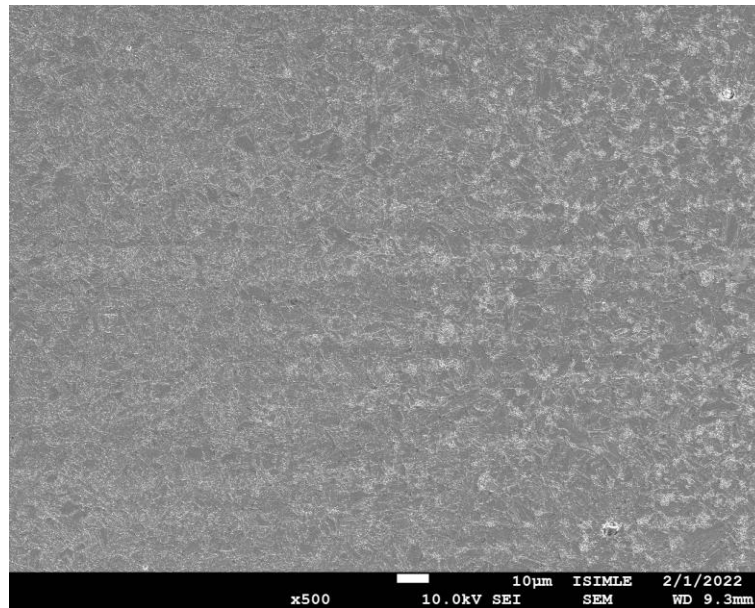
Deslocando-se para a direita nos corpos-de-prova de MEV, em direção à região B, existe a transição entre a região subcrítica, referente às imagens da Figura 46, e a região intercrítica. Para o aço não submetido à estampagem a quente, observa-se através da Figura 50 que há uma mudança da microestrutura bandada, simbolizada pela elipse em amarelo, para uma microestrutura mais homogênea, sem o bandamento, mas ainda assim presente uma microestrutura majoritariamente ferrita + perlita. Essa região chamada de intercrítica, tem parte da sua microestrutura austenitizada e parte não.

Figura 50 – Imagem por MEV da amostra soldada sem estampagem a quente (SHF_Soldado), transição entre as regiões sub-críticas e intercrítica.



Para os materiais que foram estampados a quente, essa região de transição entre subcrítica e intercrítica é caracterizada por um revenimento ainda mais presente por estar mais perto da fonte de calor, com muitos carbonetos de ferro nos contornos de grão da martensita. Nesse caso, a temperatura ainda não foi o suficiente para haver a austenitização, mas o suficiente para o revenimento em alta temperatura, pode-se inclusive verificar que uma parte da martensita já começa a perder um pouco da sua morfologia, por conta da intensa difusão do carbono, transformando-se em uma microestrutura mais ferrítica. A Figura 51 apresenta essa região de transição para o aço estampado a quente e soldado sem o pré-aquecimento, onde é observado no lado direito da imagem a presença maior de carbonetos, caracterizado pela cor branca. Para as demais condições, nas quais houve o pré-aquecimento para a soldagem, não há alterações significantes na microestrutura do aço nessa região, tendo o mesmo fenômeno ocorrido.

Figura 51 – Imagem por MEV da região B da amostra soldada (HF_Soldado_AMB), transição entre as regiões sub-crítica e intercrítica.



A região C é a região intercrítica, onde o aço durante a soldagem atinge temperaturas que provocam a transformação parcial da microestrutura do aço em austenita (no diagrama de fases ferro-carbono, temperaturas entre A1 e A3), e como já mencionado anteriormente, para o aço sem a estampagem a quente, há apenas uma certa “perda” da configuração bandeada, que era característica do processo de fabricação do aço. Já para os aços que foram estampados a quente, na região intercrítica, tanto há presença de bainita e martensita, proveniente do resfriamento da parte da região intercrítica que austenitizou, quanto uma microestrutura com um aspecto de ferrita, proveniente da martensita auto revenida em alta temperatura (pelo ciclo térmico de soldagem), que por sua vez, é oriunda da parte que não austenitizou. À medida que a temperatura de pré-aquecimento aumenta, observa-se (Figura 52) uma maior quantidade de ferrita e com tamanhos maiores. O resultado de EDS da região C para o HF_Soldado_AMB e HF_Soldado_210 está presente na Figura 53 e Figura 54, respectivamente. Em ambas se nota a presença dos carbonetos nessa região, uma diferença no refinamento da microestrutura, mais grosseira para o corpo-de-prova com pré-aquecimento de 210°C, e a microestrutura com aspecto mais ferrítico na amostra pré-aquecida a 210°C.

Figura 52 - MEV da região C para as condições a) HF_Soldado_AMB, b) HF_Soldado_50, c) HF_Soldado_120 e d) HF_Soldado_210.

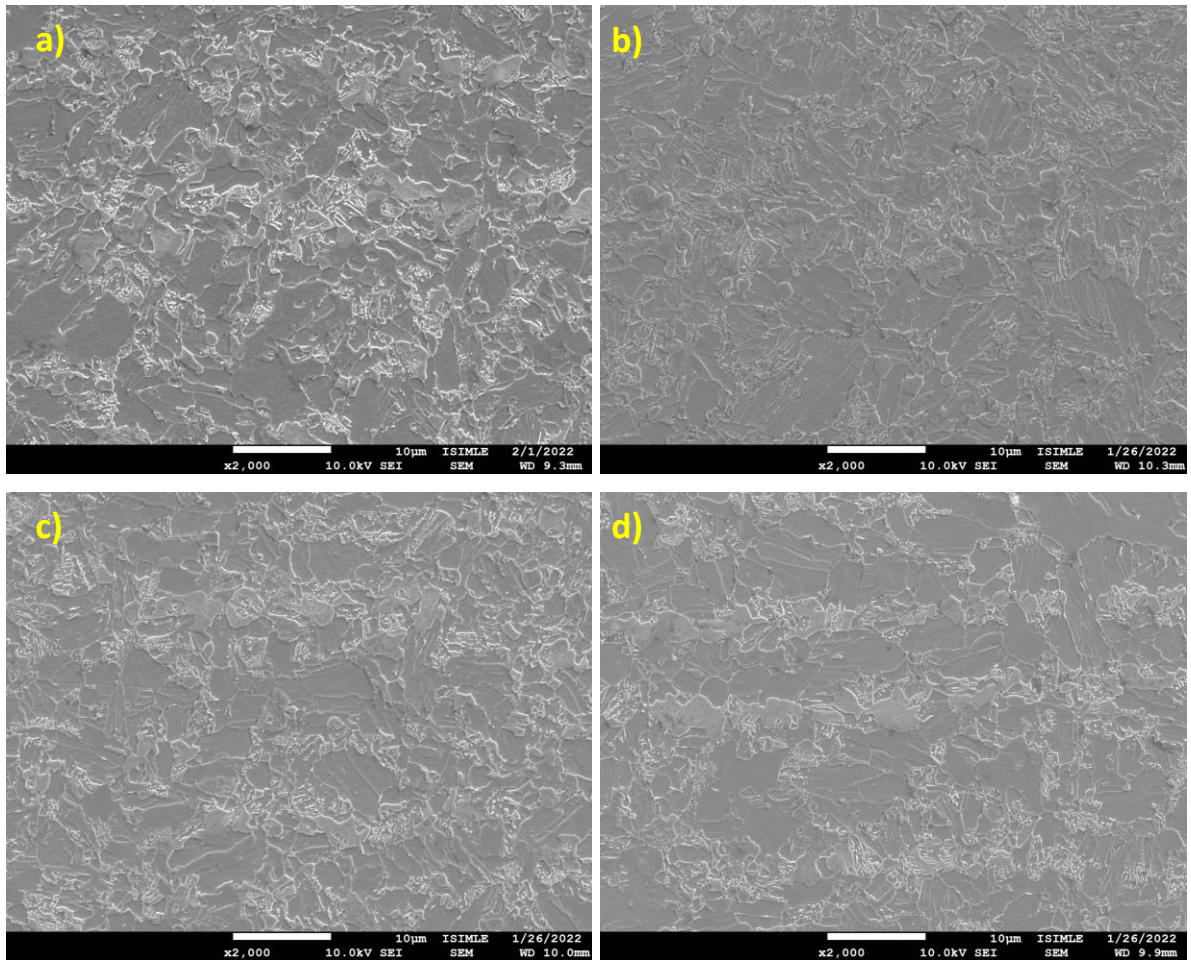


Figura 53 - Resultado de EDS para a região C, do material HF_Soldado_AMB.

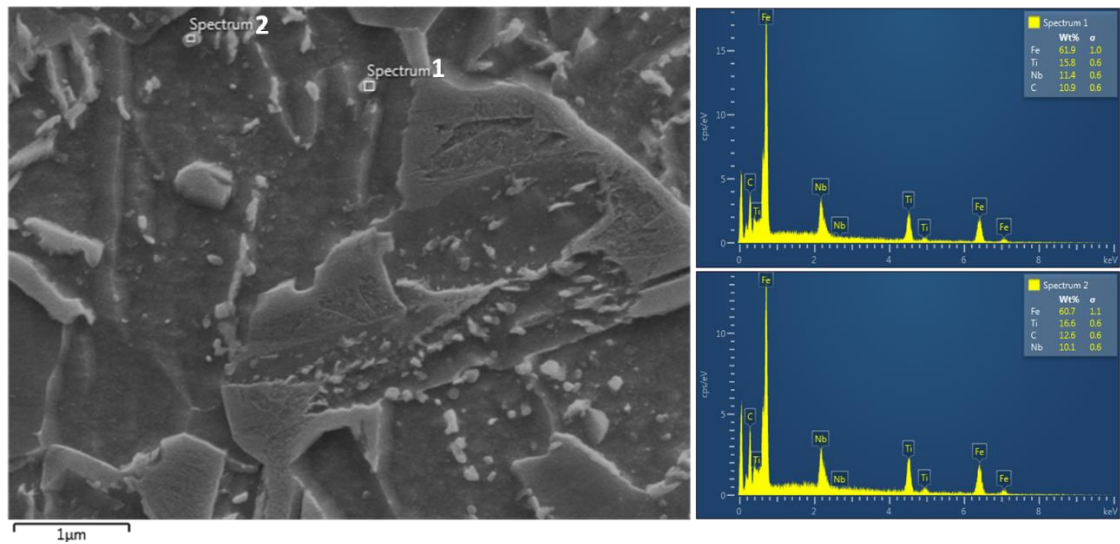
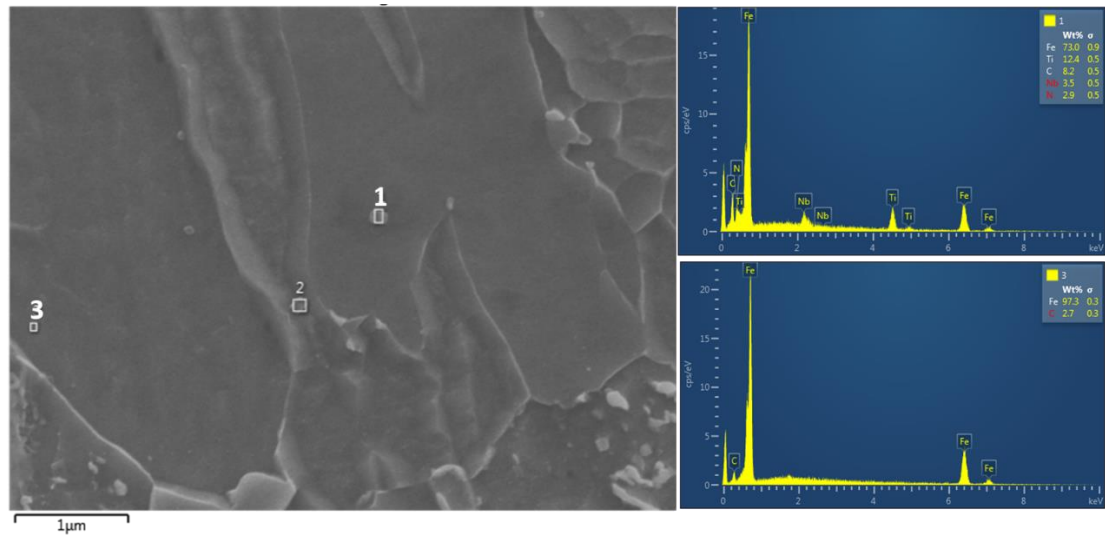
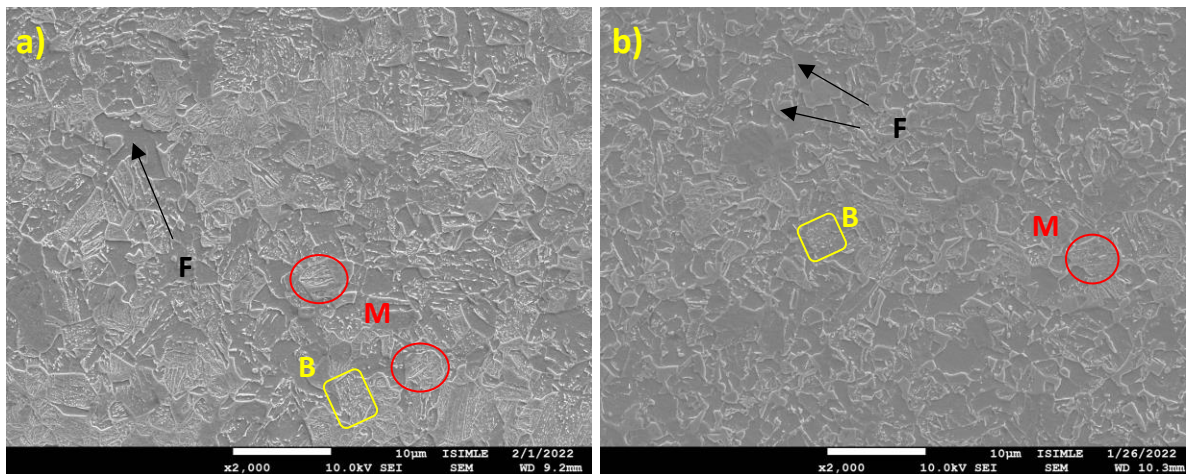


Figura 54 - Resultado de EDS para a região C, do material HF_Soldado_210.



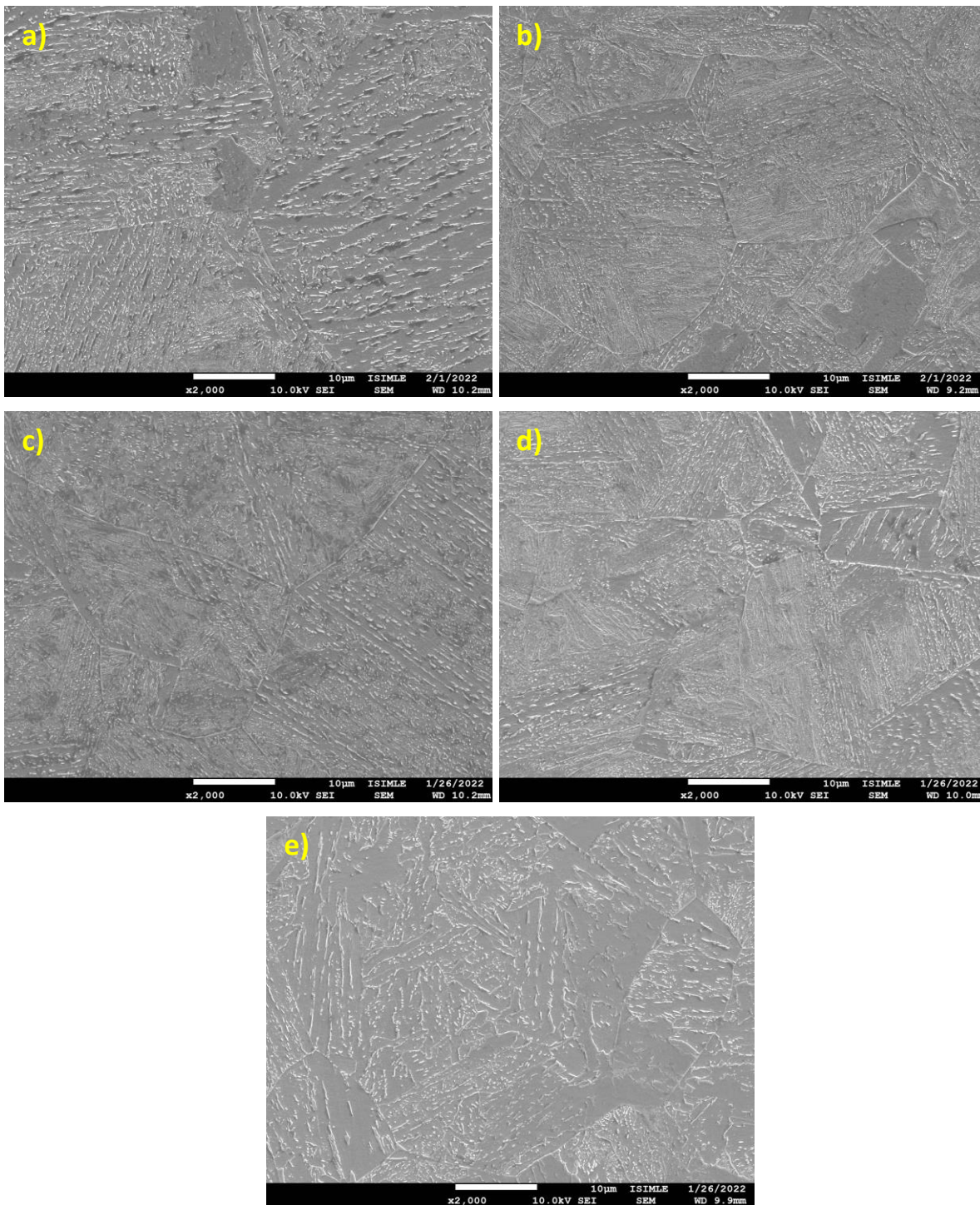
A região D, consiste em uma faixa um pouco mais estreita da ZTA, nela observa-se a transição entre as regiões intercrítica e de refino de grão. O que ocorre é que na região de refino de grão, que está mais próxima do metal de solda, há temperatura suficiente para austenitização completa do material durante a soldagem e então devido ao pico de temperatura e taxas de resfriamento na região, há formação de ferrita (F) + bainita (B) + martensita (M) durante o resfriamento, porém nessa temperatura não há crescimento exagerado do grão austenítico, o que ocorre na ZTA de grãos grosseiros. Verifica-se essas características através da Figura 55, para o material estampado sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 50°C, para as demais condições o comportamento foi o mesmo.

Figura 55 – Imagem por MEV da região D para as condições a) HF_Soldado_AMB, b) HF_Soldado_50.



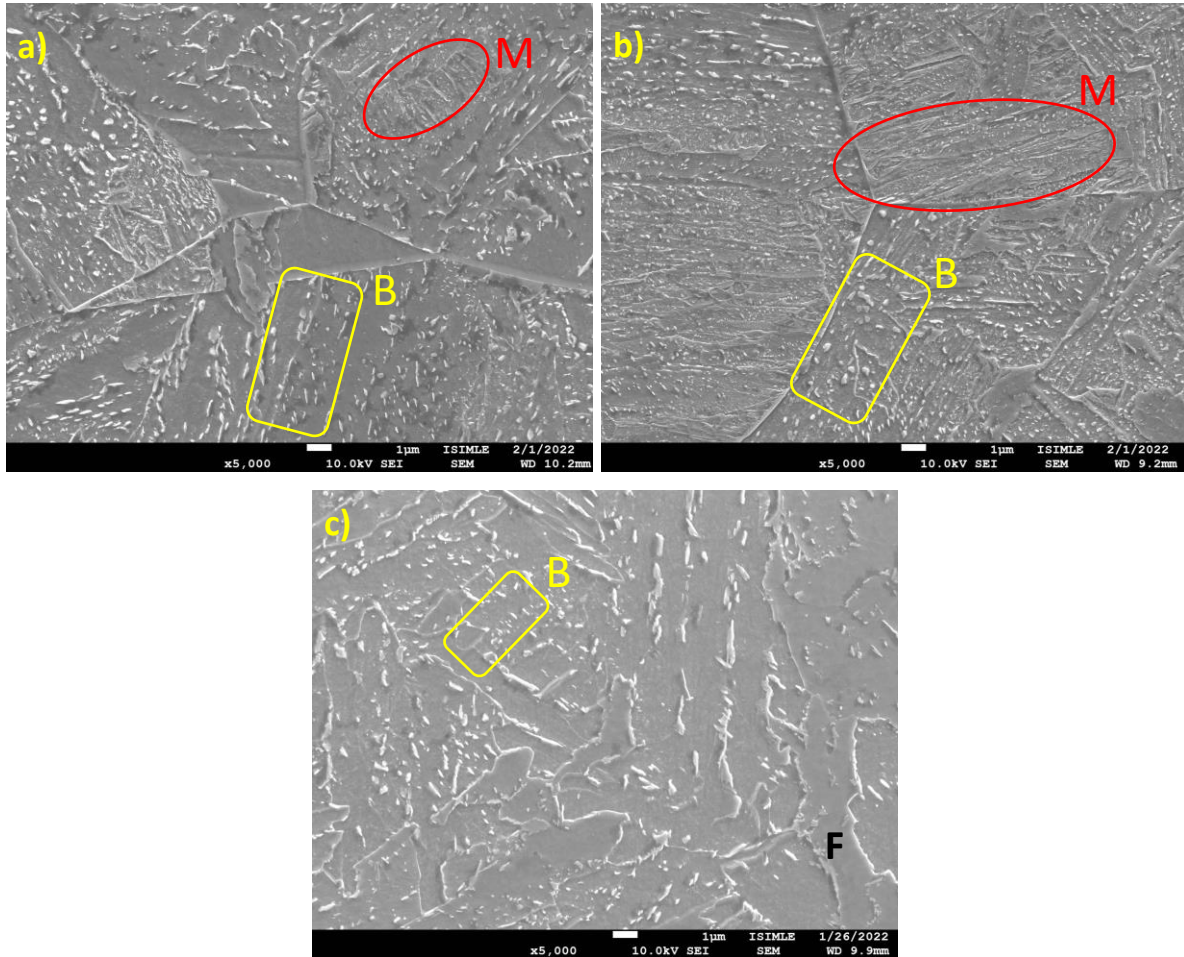
A região E é a chamada de grãos grosseiros, esse local foi completamente austenitizado em altas temperaturas durante a soldagem e então durante o resfriamento houve a formação de bainita + martensita, com um crescimento de grãos associado a esta alta temperatura e o tempo que a mesma ficou submetida ao ciclo térmico de soldagem. Nesse caso, percebe-se através da Figura 56, que não há diferenças quanto à microestrutura entre o material sem a estampagem a quente e o material com a estampagem, pois mesmo com as microestruturas antes da soldagem diferentes, ambos foram austenitizados em temperaturas elevadas e depois resfriados, tendo assim a formação de uma microestrutura final bainita + martensita. Através da comparação visual, pode-se observar que o tamanho do grão para o aço que não foi estampado está ligeiramente maior que os aços estampados e soldados sem pré-aquecimento, com aquecimento de 50 e 120°C. Quando comparado com o aço pré-aquecido a 210°C, este parece ter um tamanho de grão maior. Outra constatação é que à medida que a temperatura de pré-aquecimento aumenta, a microestrutura se torna mais grosseira, com grãos maiores, com a bainita mais presente e carbonetos maiores, isso se deve a uma menor taxa de resfriamento por conta da temperatura de pré-aquecimento.

Figura 56 – Imagem por MEV da região E para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210.



Na Figura 57, para os aços sem estampagem a quente, e com estampagem soldados à temperatura ambiente e com pré-aquecimento de 210°C são evidenciadas as morfologias de bainita e de martensita nessa região de grãos grosseiros.

Figura 57 – Imagem por MEV da região E para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB e c) HF_Soldado_210, onde martensita está representada pela letra “M”, bainita por “B” e Ferrita por “F”.



Na interface entre a região de grãos grosseiros e o metal solda, há uma mudança de microestrutura bastante relevante. Na Figura 58, onde está apresentado a microestrutura do material sem a estampagem a quente, observa-se a formação de bainita + martensita no lado esquerdo, correspondente à zona de grãos grosseiros, e a direita na imagem adentrando no metal de solda existe a formação de uma microestrutura predominantemente ferrítica. Observa-se esse mesmo comportamento na Figura 59, onde a amostra foi estampada à quente e soldada sem pré-aquecimento.

Figura 58 – Imagem por MEV da região F para a para a condição sem estampagem a quente (SHF_Soldado).

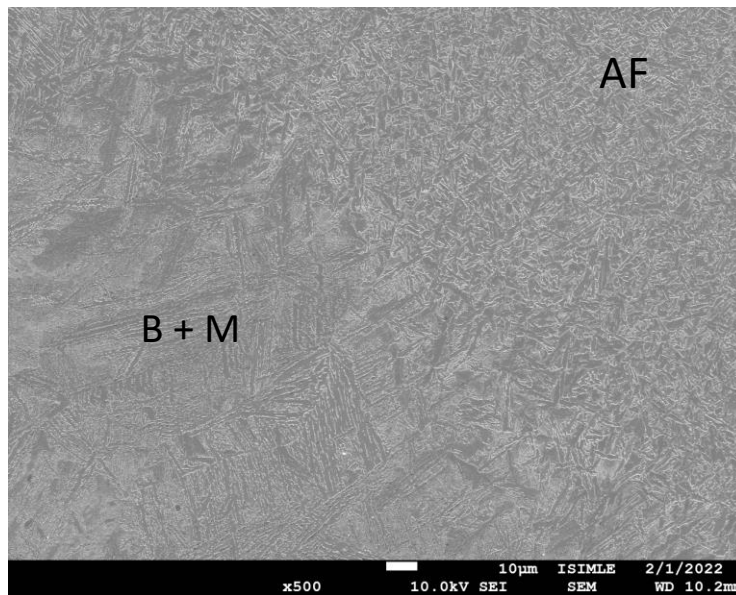
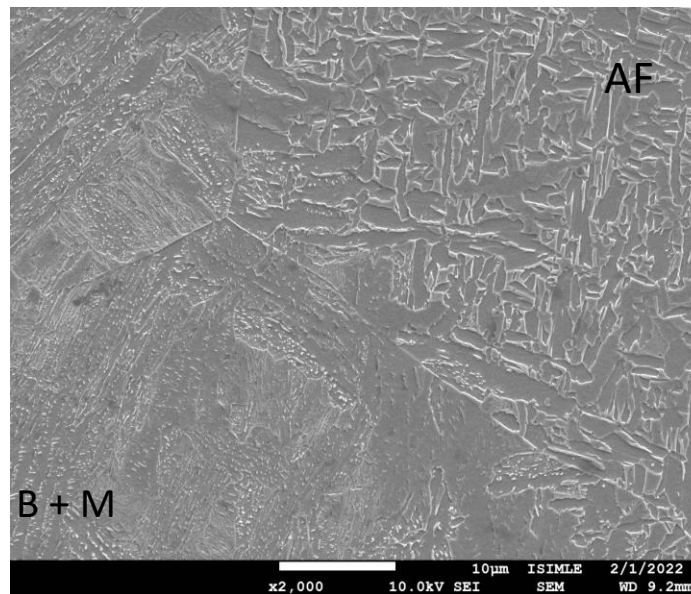


Figura 59 – Imagem por MEV da região F para as para a condição com estampagem a quente (HF_Soldado_AMB).



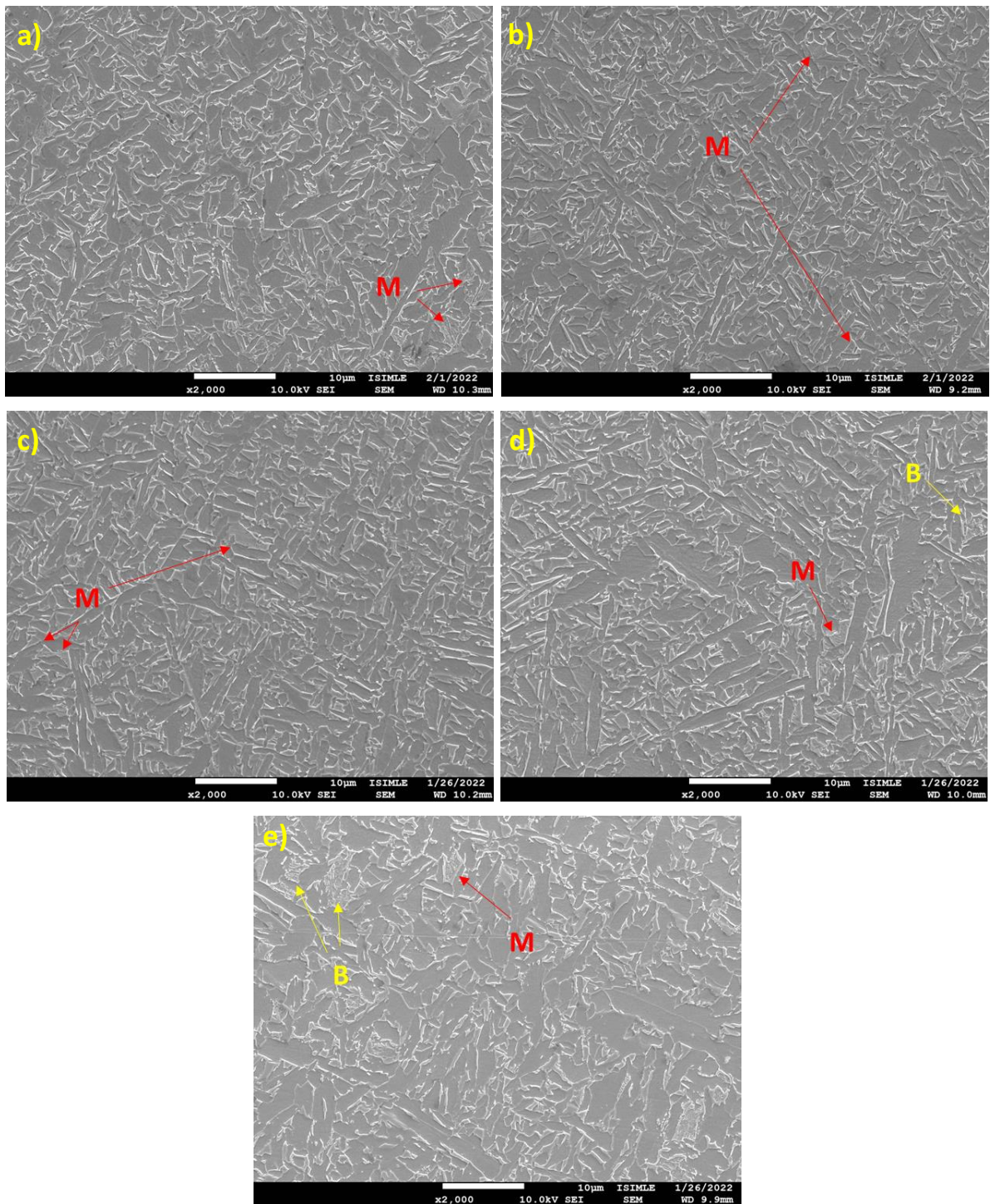
No metal de solda houve a fusão do aço 22MnB5 + Nióbio (Nb) e Molibdênio (Mo) e a mistura com o metal de adição proveniente do arame de solda. Devido a composição química dos dois e a diluição, a microestrutura final será influenciada por ambos e não é

possível basear-se somente pelo diagrama de transformação do aço 22MnB5. Conforme já apresentado em resultados anteriores a diluição foi de cerca de 50%.

Observando a Figura 60, a microestrutura final é composta predominantemente por ferrita acicular (AF) devido à composição química do metal de solda e taxas de resfriamento associados à sua solidificação e resfriamento, porém foram percebidas regiões bastante pontuais onde há formação de bainita e/ou martensita.

Esse padrão de microestrutura pode ser observado para todas as condições, porém percebe-se que com o aumento da temperatura de pré-aquecimento a microestrutura tende a ser mais grosseira; visualmente isso pode ser percebido com um aumento da área em “cinza” comparado à área em “branco”, sendo a microestrutura do aço HF_Soldado_AMB e HF_Soldado_50, quanto ao tamanho, muito similares uma da outra.

Figura 60 – Imagem por MEV da região G para as para as condições a) SHF_soldado, b) HF_Soldado_AMB, c) HF_Soldado_50, d) HF_Soldado_120 e e) HF_Soldado_210.



5.2.2 Propriedades mecânicas da junta soldada

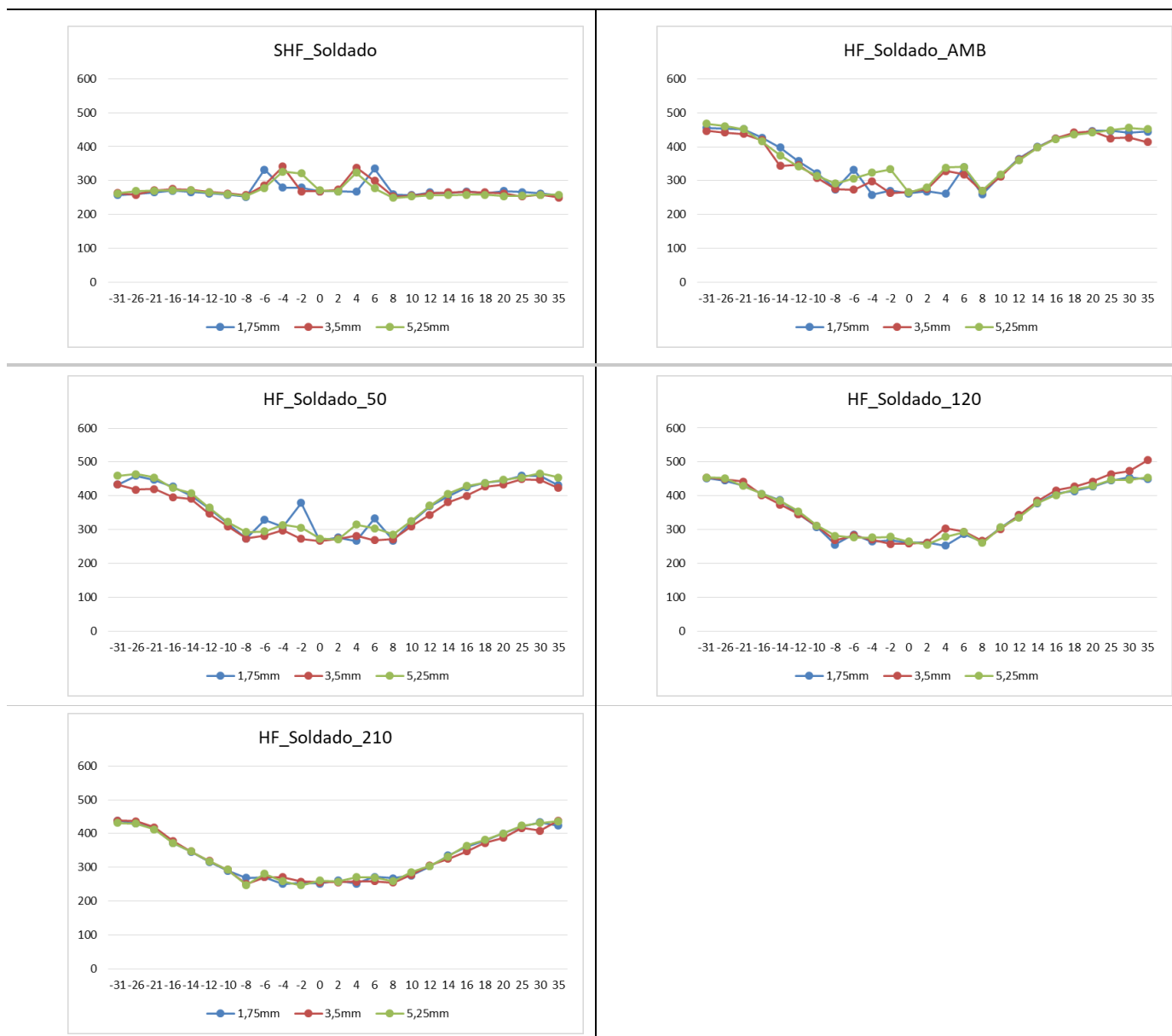
5.2.2.1 Dureza

Os gráficos com os resultados do ensaio de dureza Vickers para as 3 linhas de espessura do material são apresentados na Tabela 14, onde se observa uniformidade entre os valores, ou seja, os efeitos dos ciclos térmicos a que os materiais foram submetidos atingiram toda a espessura do material.

Tomando o centro do cordão de solda como o ponto 0 mm, para esquerda há pontos distantes até 31 mm e para a direita pontos distantes até 35 mm desse centro. Para uma apresentação mais simplificada e uma discussão mais detalhada, foi tomado como exemplo o perfil de dureza a 1,75 mm de distância da superfície do material, já que as demais linhas possuem praticamente o mesmo comportamento. A Figura 61 apresenta o perfil de dureza para a amostra SHF_Soldado, soldada sem estampagem a quente. O material possui sua dureza praticamente inalterada do extrema do corpo-de-prova (257 HV) até cerca de 8 mm de distância do centro da solda, quando há uma pequena queda e então um repentino aumento drástico na dureza para 332 HV. Esta região foi afetada termicamente, marcada por uma microestrutura bainita + martensita, após adentra-se na região da zona fundida onde a dureza novamente cai para uma dureza média de 272 HV, com pontos de dureza máxima de 279 HV, por conta de uma microestrutura mais ferrítica.

Já para o aço estampado a quente o comportamento do perfil de dureza é bastante diferente quando comparado ao não estampado, como pode ser visto na Figura 62, para o aço HF_Soldado_AMB. A partir do ponto mais extremo do gráfico, onde uma microestrutura martensítica auto revenida é encontrada, a dureza do material tende a ir diminuindo enquanto se aproxima do metal de solda, passando por microestruturas menos resistentes, como já mencionado anteriormente, até que o mesmo comportamento encontrado no material não estampado é percebido no estampado; uma elevação da dureza na região de grãos grosseiros onde a microestrutura predominante é bainita + martensita. No metal de solda, a dureza cai para um valor médio de 264 HV, com pontos máximos de 270 HV.

Tabela 15 - Perfis de dureza nas 3 diferentes espessuras das amostras.



Os comportamentos do perfil de dureza para as demais condições são similares, com diferenças na magnitude da dureza, assim como foi observado diferenças minuciosas na microestrutura do material a medida que o pré-aquecimento foi aplicado.

Figura 61 - Perfil de dureza para o aço SHF_Soldado, com indicação da microestrutura.

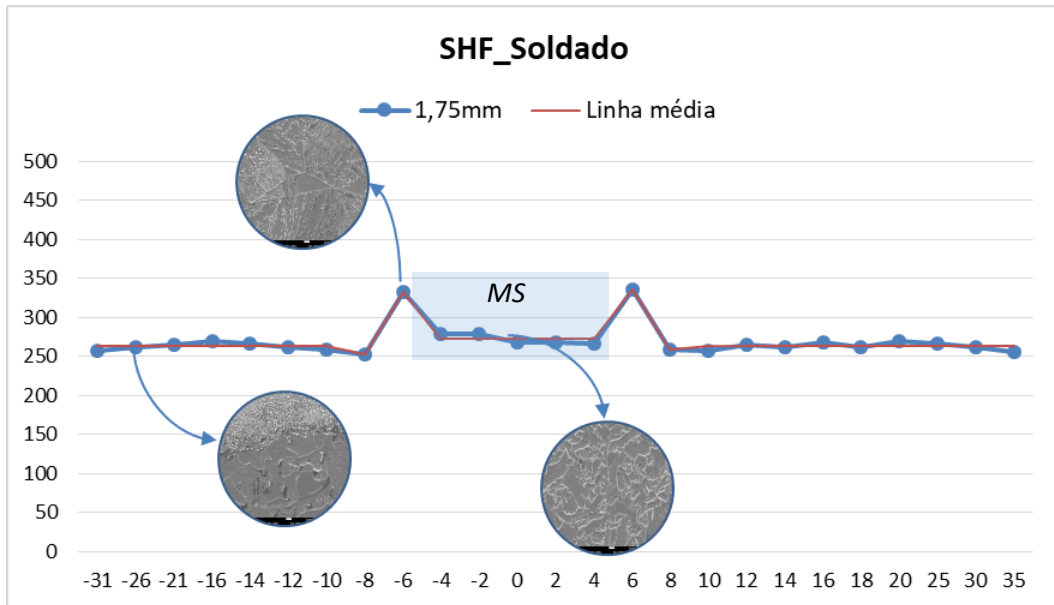
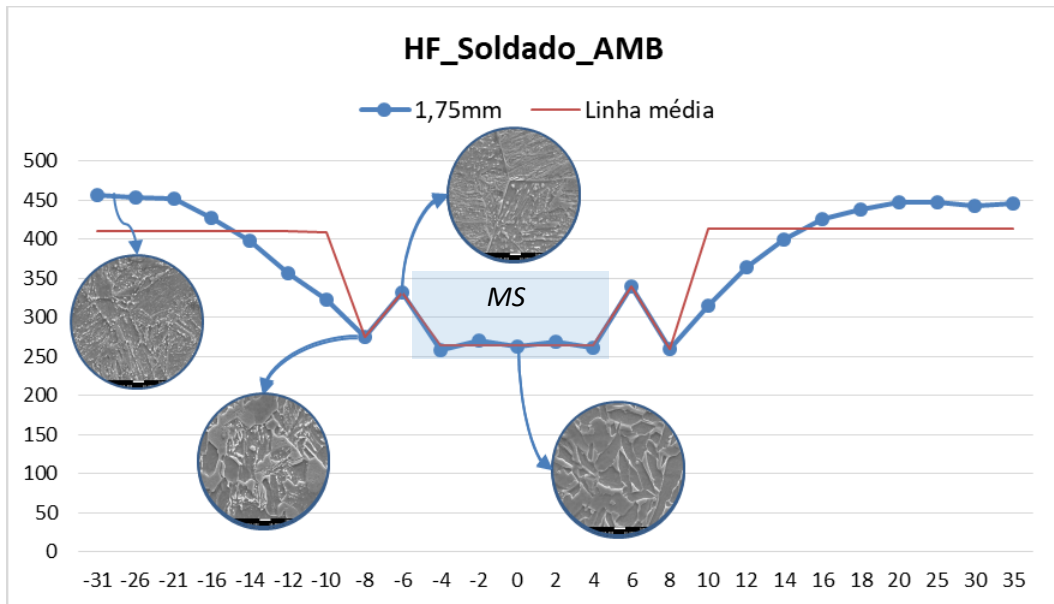


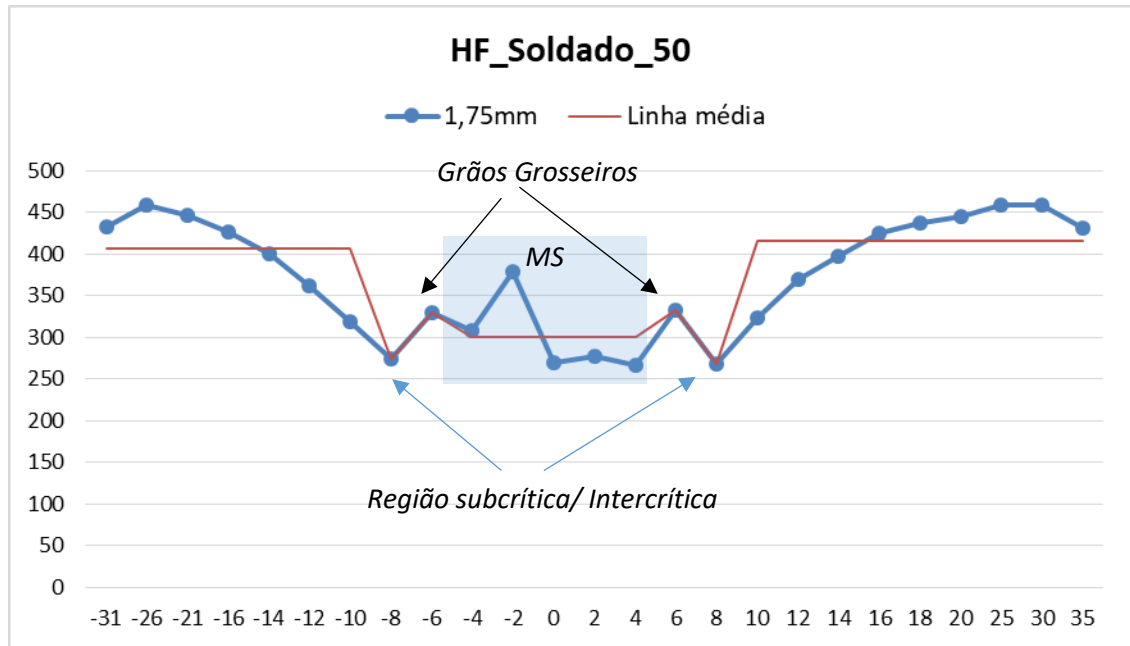
Figura 62 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_AMB, com indicação da microestrutura.



A Figura 63 mostra o perfil de dureza para o aço HF_Soldado_50, onde também há uma redução na dureza entre as regiões subcrítica e intercrítica, depois um aumento na região de grãos grosseiros e novamente uma queda na dureza na região de metal de solda. No metal de solda a dureza média foi de 300 HV, com ponto máximo de 379 HV,

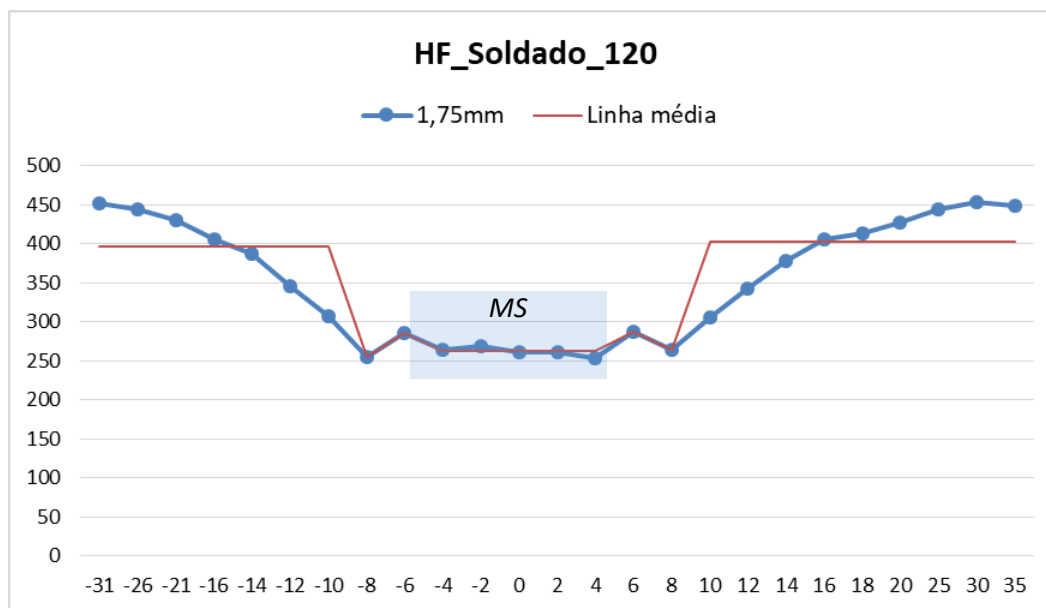
ponto esse que destoa dos demais; possivelmente nesse caso a endentação foi em uma microestrutura majoritariamente martensítica ou bainítica.

Figura 63 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_50, com indicação da microestrutura.



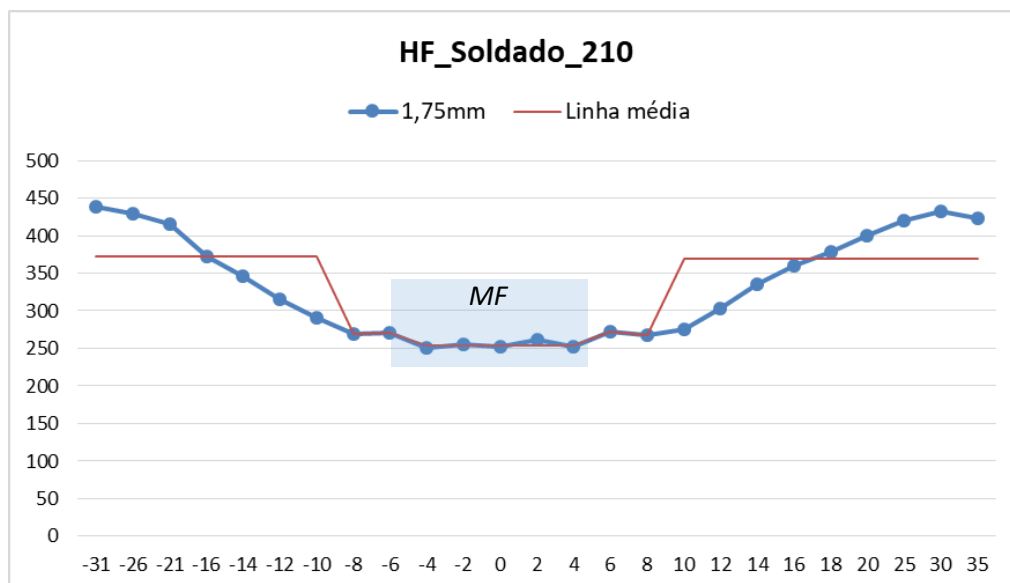
Para o aço HF_Soldado_120, observa-se o mesmo padrão de dureza dos demais aços estampados, porém com valores menores. A região intercrítica possui dureza média de 260 HV, já, na região de grãos grosseiros, também é percebido um aumento da dureza, porém em menor intensidade quando comparado com os anteriores. Isso deve-se, provavelmente, ao fato do pré-aquecimento gerar uma taxa de resfriamento menos agressiva e conseqüentemente uma microestrutura formada por mais bainita do que martensita. No metal de solda, a dureza média foi de 262 HV e o ponto de dureza máxima de 269 HV.

Figura 64 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_120.



Já para o aço HF_Soldado_210, a região intercrítica e de grãos grosseiros possuem praticamente os mesmos valores, não havendo um aumento substancial na região de grãos grosseiros como visto nas anteriores, porém o mesmo comportamento de diminuição da dureza no metal fundido é percebido, como pode ser visto na Figura 65. A região de grãos grosseiros nesse caso possui uma microestrutura similar à da região intercrítica, com uma maior presença de bainita do que martensita. Deve-se isso à temperatura de pré-aquecimento, que acaba reduzindo a taxa de resfriamento, e cumprindo com a sua finalidade, que é de reduzir a formação de uma microestrutura frágil, consequentemente, reduzindo assim a resistência do material e aumentando a sua tenacidade. É provável que a região de grãos grosseiros ainda tenha na sua microestrutura maior presença de martensita do que na região intercrítica, porém isso é compensado pela região intercrítica por conta da sua microestrutura mais refinada, o que resulta em durezas bastante próximas. No metal de solda a dureza média foi de 254 HV, sendo o ponto de dureza máxima de 261 HV.

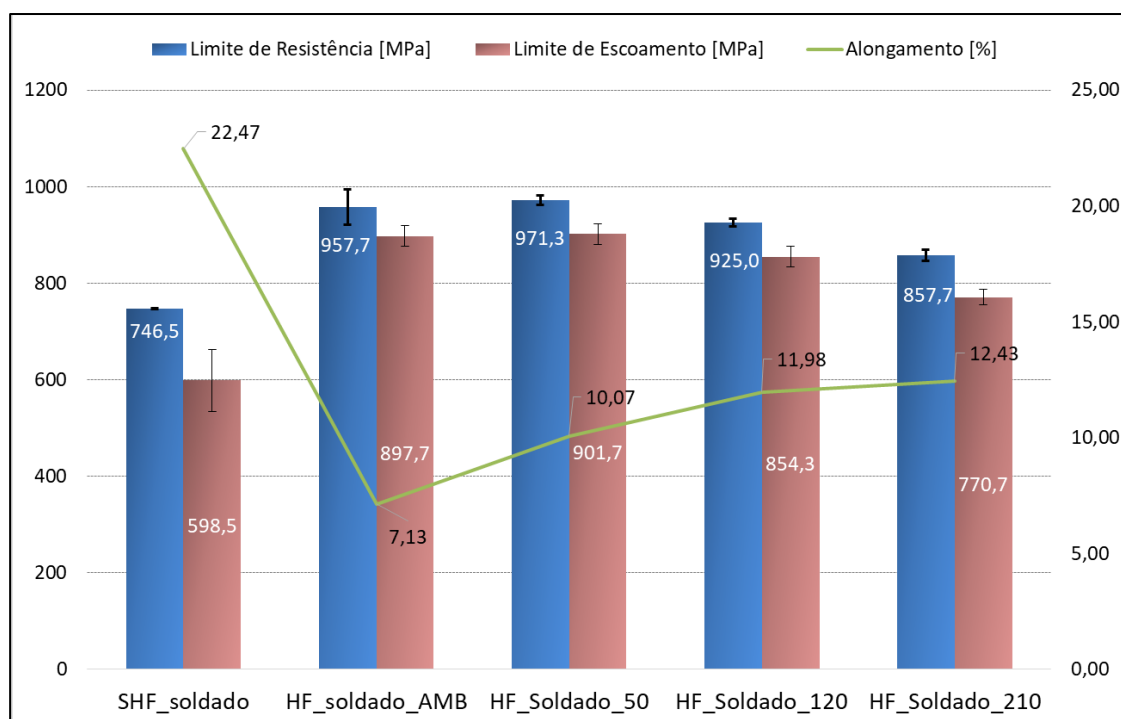
Figura 65 - Perfil de dureza para o aço HF_Soldado_210.



5.2.2.2 Resistência à tração

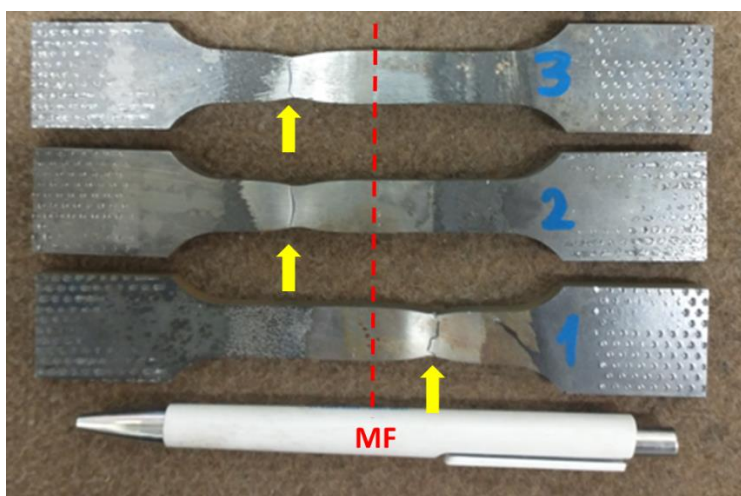
Os resultados para o ensaio de resistência à tração são apresentados na Figura 66 através das propriedades de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento.

Figura 66 - Resultado do ensaio de tração para as condições soldadas.



Para o material sem a estampagem a quente, o limite de resistência à tração médio foi de 747 MPa e um alongamento de 22,5%. Quando comparado ao material sem estampagem e não soldado, na condição de entrega, houve uma redução de cerca de 3% no limite de resistência e um aumento de 10% no alongamento, efeito esse causado pelo ciclo térmico da soldagem. Como pode ser visto na Figura 67, todos os corpos-de-prova utilizados no ensaio de resistência à tração romperam na zona termicamente afetada (ZTA), onde a microestrutura era ferrita + perlita, assim como na condição de entrega, porém devido à energia da soldagem, uma microestrutura mais grosseira foi obtida nessa região, quando comparado ao material na condição entregue.

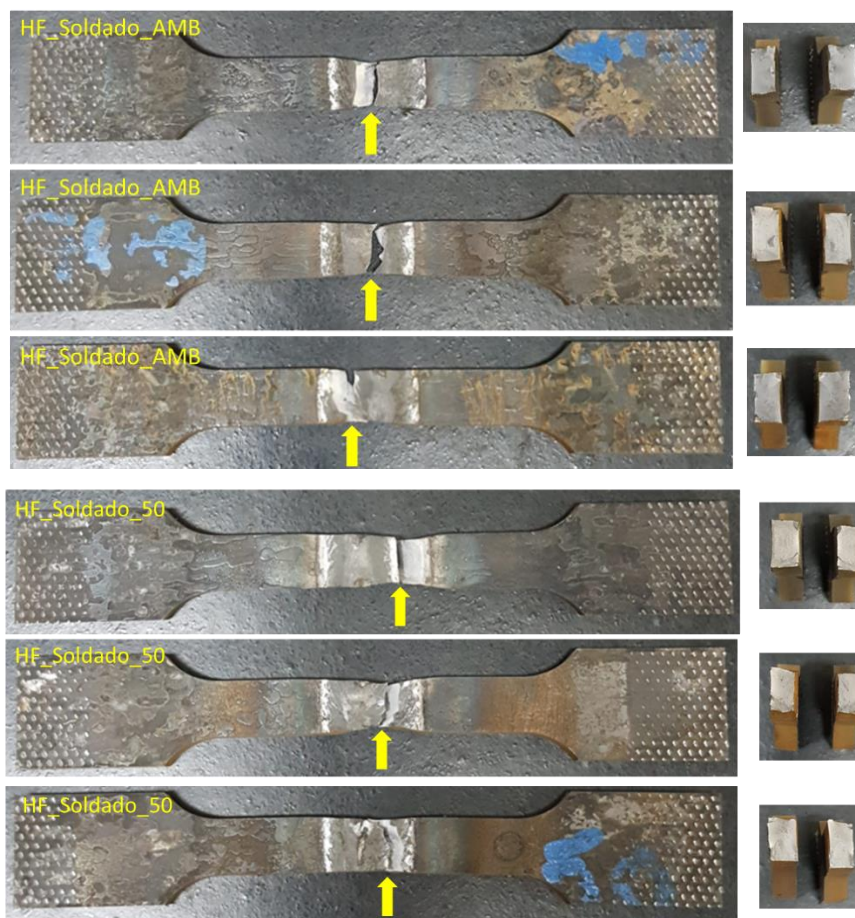
Figura 67 – Corpos-de-prova indicando o local de ruptura após o ensaio de resistência à tração para a condição SHF_Soldado.



Comparando as condições dos aços estampados a quente, soldado na temperatura ambiente e soldado com pré-aquecimento de 50°C, os resultados do limite de resistência e limite de escoamento foram bastante similares, sendo a média do limite de resistência do aço com o pré-aquecimento apenas 1,4% superior ao não pré-aquecido, acrescentando a isso o resultado do desvio padrão para essas duas condições, pode-se constatar que o pré-aquecimento de 50°C não teve impacto sobre a resistência do material, porém quando avaliado o resultado do alongamento para as duas condições, verifica-se um alongamento 40% maior na condição pré-aquecida, o que pode ser determinante na seleção de um material. Para essas duas condições todos os corpos-de-prova romperam no metal de solda, Figura 68, local de menor dureza e microestrutura

menos resistente, como já foi visto em resultados anteriores. A condição do aço pré-aquecido a 50°C, o qual teve o melhor resultado médio para o limite de resistência a tração, quando comparado ao material como entregue teve um aumento de cerca de 26% no limite de resistência a tração e uma redução de 50% no alongamento. Quando comparado ao aço estampado a quente sem soldagem, houve uma redução de aproximadamente 33% no limite de resistência e o alongamento praticamente se manteve o mesmo.

Figura 68 – Corpos-de-prova indicando o local de ruptura após o ensaio de resistência à tração para a condição HF_Soldado_AMB e HF_Soldado_50.



Para as condições com pré-aquecimento de 120 e 210°C, houve uma redução no limite de resistência quando comparados a soldagem sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento de 50°C. Nesses dois casos, o aumento da temperatura de pré-aquecimento resultou em um limite de resistência e escoamento menor e um

alongamento maior. Para essas duas condições, todas as amostras romperam no metal de solda, região de menor dureza e microestrutura menos resistente. O aço pré-aquecido a 120°C teve um limite de resistência de 925 MPa, 5% menor quando comparado ao aço pré-aquecido a 50°C, e um alongamento de 12%, 20% maior quando comparado ao aço pré-aquecido a 50°C. Para o aço pré-aquecido a 210°C, o limite de resistência foi de 858 MPa, 12% menor que o limite de resistência alcançado pelo aço pré-aquecido a 50°C, e um alongamento 24% maior.

Ainda que todos os materiais estampados a quente tenham rompido no metal de solda, o pré-aquecimento teve impacto relevante nas propriedades de resistência e alongamento dos aços. De maneira geral, pode-se dizer que com o aumento da temperatura de pré-aquecimento uma microestrutura mais dúctil é obtida, com maior alongamento e baixa dureza, devido a uma microestrutura menos refinada no MS (metal de solda) e possivelmente uma menor formação de martensita nessa região. Já para o limite de resistência a tração do material, o pré-aquecimento de 50°C não resultou em perda de resistência quando comparado ao HF_Soldado_AMB, porém para as condições pré-aquecidas a 120 e 210°C houve uma diminuição nessa propriedade em função da microestrutura mais grosseira encontrada no metal de solda.

5.2.2.3 Dobramento

Os resultados dos ensaios de dobramento serão apresentados em força (kgf), deformação (mm), além de análise visual dos corpos-de-prova. Os critérios de avaliação do teste de dobramento transversal guiado segundo a ASME BPVC seção IX:2019 são visuais, não podendo haver nenhuma descontinuidade de solda como falta de fusão, inclusão, porosidade, falta de penetração na raiz e nenhuma trinca com tamanho superior a 3 mm na região convexa da amostra, após o teste. Qualquer formação de trinca ou outra descontinuidade inferior a 3 mm é aceitável.

Todas as condições avaliadas apresentaram resultados satisfatórios nos ensaios de dobramento, conforme é possível observar na Tabela 15, com exceção da condição do material estampado a quente e soldado a temperatura ambiente (HF_Soldado_AMB). Neste caso, o material rompeu nos dois corpos-de-prova de dobramento de raiz.

Para a condição do material soldado sem pré-aquecimento, a trinca ocorreu logo no início do ensaio, conforme observa-se na Figura 69. Neste caso, o material soldado à temperatura ambiente possui uma microestrutura no metal de solda um pouco mais frágil quando comparado aos demais, com maior quantidade de martensita, mesmo que a microestrutura predominante seja ferrita acicular, assim como os demais. O resultado do ensaio de tração para a condição soldado à temperatura ambiente mostrou um alongamento menor que todas as demais condições, ou seja, uma capacidade menor de se deformar na região do cordão de solda.

Tabela 16 - Resultado do ensaio de dobramento para todas as condições do material soldado.





		<p>SHF_Soldado</p> <p>-Face Força média: 1940 kgf Deformação média: 45 mm</p> <p>-Raiz Força média: 2075 kgf Deformação média: 48 mm</p>
		<p>HF_Soldado_AMB</p> <p>-Face Força média: 3670 kgf Deformação média: 47 mm</p> <p>-Raiz Força média: 1232 kgf Deformação média: 14 mm</p>

Tabela 17 – Conclusão resultado do ensaio de dobramento para todas as condições do material soldado.

		<p>HF_Soldado_50</p> <p>✓</p> <p>-Face Força média: 3842 kgf Deformação média: 56 mm</p> <p>-Raiz Força média: 3712 kgf Deformação média: 49 mm</p>
		<p>HF_Soldado_120</p> <p>✓</p> <p>-Face Força média: 3647 kgf Deformação média: 46 mm</p> <p>-Raiz Força média: 3747 kgf Deformação média: 50 mm</p>
		<p>HF_Soldado_210</p> <p>✓</p> <p>-Face Força média: 4447 kgf Deformação média: 58 mm</p> <p>-Raiz Força média: 4026 kgf Deformação média: 56 mm</p>

Figura 69 - Ensaio de dobramento para o material estampado e soldado sem pré-aquecimento (HF_Soldado_AMB), e corpo-de-prova pós-ensaio.



6 CONCLUSÃO

A partir do trabalho experimental desenvolvido, é possível inferir as seguintes conclusões:

- O processo de estampagem a quente realizado no material 22MnB5 com adições de nióbio e molibdênio resultou em uma microestrutura majoritariamente martensítica, comprovada, tanto através da análise de microscopia, quanto através dos resultados de dureza e tração;
- O aquecimento do material a 950°C e o tempo de encharque de 5 a 6 minutos foram suficientes para a austenitização do material, bem como o sistema de prensagem com a ferramenta refrigerada atendeu a taxa mínima de resfriamento de 27°C/s;
- Foi possível realizar a união do material 22MnB5 + NbMo de 7 mm de espessura através do processo de soldagem MAG robotizada com um único passe, resultando em um cordão de solda íntegro, com penetração completa e ausente de descontinuidades de soldagem;
- Dentro das condições estudadas, o material soldado com pré-aquecimento de 50°C obteve a melhor resistência à tração e um bom alongamento (superior ao material soldado sem pré-aquecimento), associado ao alívio de tensão devido ao pré-aquecimento. Este resultado indica a importância do pré-aquecimento para o material 22MnB5 estampado à quente em baixas temperaturas quando a intenção seja manter uma resistência à tração mais elevada, e uma tenacidade razoável. Pré-aquecimento em temperaturas mais altas possuem uma tendência de diminuir consideravelmente a resistência mecânica do aço 22MnB5 e aumentar o alongamento. A não realização do pré-aquecimento pode implicar em baixa tenacidade, após a soldagem do aço 22MnB5 estampado a quente.
- A utilização apenas da equação do carbono equivalente e tabelas de temperatura de pré-aquecimento associado a esse cálculo, não oferecem resultados satisfatórios de temperatura. A definição da temperatura de pré-aquecimento através da norma BS EN 1011-2:2001, que não contempla todas as classes de aço e nem espessuras - sendo a equação da parcela da espessura (Equação 5) aplicada apenas para materiais com 10 mm ou mais de espessura e a equação final (Equação 8) para

materiais com limite de escoamento até 1000 MPa – resultou na melhor temperatura de pré-aquecimento para este material entre todas investigadas.

REFERÊNCIAS

Almeida, D. T. de, Souza, J. H. C. de, & Drunn, J. (2016). Investigação experimental da taxa de resfriamento no processo de presshardening em chapas de grande espessura em aço 22mnb5. *Tecnologia Em Metalurgia Materiais e Mineração*, 13(4), 346–355. <https://doi.org/10.4322/2176-1523.1088>

ArcelorMittal. (2018). *Outstanding abrasion resistance: Boron steel grades offer excellent resistance against abrasive wear. Durabor Boron Steels*. https://industry.arcelormittal.com/products-lutions/Products_in_the_spotlight/boronsteels

Billur, E. (2019). *Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels. In Hot Stamping of Ultra High-Strength Steels*. <https://doi.org/10.1007/978-3-319-98870-2>

Billur, E. (2021). *PHS in Automotive Applications: An Abridged History*. AHSS Insights. <https://www-ahssinsights-org.cdn.ampproject.org/c/s/www.ahssinsights.org/news/phs-in-automotive-applications-an-abridged-history/amp/>

Bréchet, Y. J. M., Hutchinson, C. R., Zurob, H. S., & Sinclair, C. W. (2007). *Effect of Nb on ferrite recrystallization and austenite decomposition in microalloyed steels. Steel Research International*, 78(3), 210–215. <https://doi.org/10.1002/srin.200705882>

BRITISH STANDARD. (2001). BS EN 1011-2:2001 - Welding — *Recommendations for welding of metallic materials — Part 2: Arc welding of ferritic steels*. In BS EN 1011-2 (Issue 1, p. 60).

Callister, W. D., & Rethwisch, D. G. (2012). *Ciência e Engenharia de materiais Uma Introdução*. LTC.

Castro, M. . (2017). *O efeito bake hardening na estampagem a quente e a estrutura veicular*. 98.

Chang, Y., Meng, Z. H., Ying, L., Li, X. D., Ma, N., & Hu, P. (2011). *Influence of hot press forming techniques on properties of vehicle high strength steels. Journal of Iron and Steel Research International*, 18(5), 59–63. [https://doi.org/10.1016/S1006-706X\(11\)60066-6](https://doi.org/10.1016/S1006-706X(11)60066-6)

Chang, Z. Y., Li, Y. J., & Wu, D. (2020). *Enhanced ductility and toughness in 2000 MPa grade press hardening steels by auto-tempering*. *Materials Science and Engineering A*, 784(March). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139342>

Cavusoglu, Onur *et al.* (2020). Microstructural features and mechanical properties of 22MnB5 hot stamping steel in different heat treatment conditions. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020; 9(5): 10901-10908. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.07.043>.

Chen, J., Li, X., & Han, X. (2014). Hot Stamping. *Comprehensive Materials Processing*, 5, 351–370. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00526-4>

Chiaverini, V. (2008). *Tratamentos Térmicos das Ligas Metálicas*. ABM.

CHIAVERINI, Vicente. *Aços e ferros fundidos: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. 7. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2006.

Deva, A., Jha, B. K., & Mishra, N. S. (2011). *Influence of boron on strain hardening behaviour and ductility of low carbon hot rolled steel*. *Materials Science and Engineering A*, 528(24), 7375–7380. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.06.030>.

DIN EN INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. (2012). *Specification and qualification of welding procedures for metallic materials – Welding procedure test – Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys (15614-1)*.

DIN EN ISSO. (2010). *Destructive tests on welds in metallic materials – Bend tests (ISO 5173:2009 + Amd. 1:2011)*.

DIN EN ISO. (2011). *Destructive tests on welds in metallic materials – Hardness testing – Part 1: Hardness test on arc welded joints (ISO 9015-1:2001) English translation of DIN EN ISO 9015-1:2011-05*.

Dos Santos, E. B. F., Pistor, R., & Gerlich, A. P. (2017). *High frequency pulsed gas*

metal arc welding (GMAW-P): The metal beam process. Manufacturing Letters, 11, 1–4. <https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2017.01.001>.

Drexler, A., Bergmann, C., Manke, G., Kokotin, V., Mraczek, K., Pohl, M., & Ecker, W. (2021). *On the local evaluation of the hydrogen susceptibility of cold-formed and heat treated advanced high strength steel (AHSS) sheets. Materials Science and Engineering A*, 800(June 2020). <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140276>.

ESAB, Fortes, C., & Vaz, C. T. (2005). Soldagem MIG / MAG. *Soldagem MIG/MAG*, 135.

FISCHER, Alexander. *Estudo da influência dos parâmetros no processo de soldagem gmaw- arco pulsado*. Tese de Doutorado - Processos de Fabricação, Universidade Federal do Rio Grande do Sul. Belo Horizonte. 2015.

Fuhr, T. A. *Avaliação Do Desempenho Mecânico De Juntas Soldadas Do Aço 22mnb5 + Nbmo De Grande Espessura*. Dissertação de Mestrado - Processos de Fabricação. Universidade de Passo Fundo. Rio Grande do Sul. 2018.

Funderburk, R. S. (1997). Fundamentals of Preheat. *Welding Innovation*, XIV(2), 16–17.

ISO Standard. (2016). *ISO 683-2:2016: Heat-treatable steels, alloy steels and free-cutting steels — Part 2: Alloy steels for quenching and tempering* (p. 40).

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. (2020). *Destructive tests on welds in metallic materials — Macroscopic and microscopic examination of welds (ISO/DIS 17639:2020)*.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION. (2014). *Welding — Fusion-welded joints in steel, nickel, titanium and their alloys (beam welding excluded) — Quality levels for imperfections (ISO 5817:2014)*.

INTERNATIONAL ORGANIZATION FOR STANDARDIZATION - ISO. (2012). *Destructive tests on welds in metallic materials — Transverse tensile test (ISO 4136:2012)*.

Järvinen, H., Isakov, M., Nyyssönen, T., Järvenpää, M., & Peura, P. (2016). The effect of initial microstructure on the final properties of press hardened 22MnB5 steels. *Materials*

Science and Engineering A, 676, 109–120. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.08.096>

Jo, M. C., Yoo, J., Kim, S., Kim, S., Oh, J., Bian, J., Sohn, S. S., & Lee, S. (2020). Effects of Nb and Mo alloying on resistance to hydrogen embrittlement in 1.9 GPa-grade hot-stamping steels. *Materials Science and Engineering A*, 789(February), 139656. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139656>

Junior Bonetti Zanini. (2020). *Investigação E Prospecções Para O Processo De Soldagem Híbrida Plasma-Mig Serial*. Universidade Federal De Santa Catarina.

Karbasian, H., & Tekkaya, A. E. (2010). A review on hot stamping. *Journal of Materials Processing Technology*, 210(15), 2103–2118. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2010.07.019>

Keeler, S., Kimchi, M., & Mooney, P. J. (2017). Advanced High-Strength Steels Guidelines Version 6.0. In *WorldAutoSteel* (Issue September). <https://www.worldautosteel.org/projects/advanced-high-strength-steel-application-guidelines/>

Kim, C., Kang, M. J., & Park, Y. D. (2011). Steels for hot stamping -Usibor®. *Procedia Engineering*, 10, 2226–2231.

Kim, Jae-Hong; Ko, Dae-Cheol; Lee, Seon-Bong; Kim, Byung-Min. (2018). Hardness Prediction in Hot Stamping Process by Local Blank Heating Based on Quench Factor Analysis. *Metals* 2019, 9, 29. doi:10.3390/met9010029.

Kuziak, R., Kawalla, R., & Waengler, S. (2008). *Advanced high strength steels for automotive industry: A review*. *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, 8(2), 103–117. [https://doi.org/10.1016/s1644-9665\(12\)60197-6](https://doi.org/10.1016/s1644-9665(12)60197-6)

Lin, L., Li, B. shun, Zhu, G. ming, Kang, Y. lin, & Liu, R. dong. (2018). *Effect of niobium precipitation behavior on microstructure and hydrogen induced cracking of press hardening steel 22MnB5*. *Materials Science and Engineering A*, 721(January), 38–46. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2018.02.021>

Machado, I. G. (1996). *Soldagem e Técnicas conexas: Processos*. Editado pelo Autor. Rio Grande do Sul.

Májlinger, K., Kalácska, E., & Russo Spena, P. (2016). Gas metal arc welding of dissimilar AHSS sheets. *Materials and Design*, 109, 615–621. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.07.084>

Marques, P. V., Modenesi, P. J., & Bracarense, A. Q. (2011). *SOLDAGEM FUNDAMENTOS E TECNOLOGIA*. UFMG.

Matayoshi, T. (2016). *Estampagem a quente do aço ao boro 22MnB5*. 90.

Mohrbacher, H. (2016). High-Performance Steels for Sustainable Manufacturing of Vehicles. *Green and Sustainable Manufacturing of Advanced Materials*, 135–163. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-411497-5.00006-0>

Mohrbacher, Hardy. (2019). Metallurgical effects of niobium and molybdenum on heat-affected zone toughness in low-carbon steel. *Applied Sciences (Switzerland)*, 9(9). <https://doi.org/10.3390/app9091847>

Naderi, M., Saeed-Akbari, A., & Bleck, W. (2008). The effects of non-isothermal deformation on martensitic transformation in 22MnB5 steel. *Materials Science and Engineering A*, 487(1–2), 445–455. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2007.10.057>

Naderi, Malek. Hot Stamping of Ultra High Strength Steels. (2007); Tese de doutorado. Teheran: Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen.

Naganathan, A., & Company, C. E. (2012). *Hot Stamping*.

Neto, A. O. (2015). Estudo do efeito da deformação plástica sobre a cinética de transformação de fase do aço 22MnB5 estampado a quente. *Journal of Chemical Information and Modeling*, 308.

Perez, F. R. da C. (2007). *A Influência Da Temperatura De Pré-Aquecimento E Tecimento Na Microestrutura E Propriedades Mecânicas Na Soldagem Mig/Mag*

Robotizada De Aços Sae 8620 Com Abnt Ln28. Universidade Estadual Paulista Julio de Mesquita Filho.

Ramakrishnan, P. (1972). Welding Metallurgy. In *Indian Welding Journal* (Vol. 4, Issue 3). <https://doi.org/10.22486/iwj.v4i3.150243>.

Reitz, A; Grydin, O, Schaper. (2020). Characterization of Phase Transformations During Graded Thermo-Mechanical Processing of Press-Hardening Sheet Steel 22MnB5. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS. 5628—VOLUME 51A, NOVEMBER 2020. <https://doi.org/10.1007/s11661-020-05976-x>.

Silva, Cláudio L. Jacintho da; Paranhos, Ronaldo. (2003). *Fissuração pelo Hidrogênio "Trincas a Frio"*. Infosolda. Rio de Janeiro. <http://www.infosolda.com.br/artigos/metsol07.pdf>.

SRIVASTAVA, B. K. (2010). A Review On Effect Of Preheating And/Or Post Weld Heat Treatment (Pwht) On Mechanical Behaviour Of Ferrous Metals. *International Journal of Research in Engineering and Technology*, 04(03), 625–631. <https://doi.org/10.15623/ijret.2015.0403096>.

Sunderkötter, C; Wollenberg, A; Pfeffer, C; Volkswagen, AG Wolfsburg, *et al.* (2017). Press hardening of truck chassis components.

Svoboda, H. G., & Nadale, H. C. (2015). Fatigue life of GMAW and PAW welding joints of boron microalloyed steels Heat input. *Procedia Materials Science*, 9, 419–427. <https://doi.org/10.1016/j.mspro.2015.05.012>.

Thesing, L. A. (2018). *Expansão De Furos Em Chapas De Aço Avançado De Alta Resistência (Docol 190m)*. Universidade Federal do Rio Grande do Sul.

Turetta, A. (2008). *Investigation Of Thermal, Mechanical And Microstructural Properties Of Quenchenable High Strength Steels In Hot Stamping Operations*. UNIVERSITA' DEGLI STUDI DI PADOVA.

Venturato, G., Novella, M., Bruschi, S., Ghiotti, A., & Shivpuri, R. (2017). *Effects of Phase Transformation in Hot Stamping of 22MnB5 High Strength Steel*. *Procedia*

Engineering, 183, 316–321. <https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.04.045>.

Zhu, C., Tang, X., He, Y., Lu, F., & Cui, H. (2018). Effect of preheating on the defects and microstructure in NG-GMA welding of 5083 Al-alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 251(August 2017), 214–224. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.08.037>.