

UNIVERSIDADE TECNOLÓGICA FEDERAL DO PARANÁ

STELLA MARIA GIONGO COLFERAI

**ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM AÇO DE BAIXA
LIGA E ALTA RESISTÊNCIA DOMEX 700**

GUARAPUAVA

2022

STELLA MARIA GIONGO COLFERAI

**ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM AÇO DE BAIXA
LIGA E ALTA RESISTÊNCIA DOMEX 700**

Study of thermal treatments on high strength low alloy steel DOMEX 700

Trabalho de conclusão de curso de graduação
apresentado como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica, da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Orientadora: Dra Viviane Teleginski Mazur

GUARAPUAVA

2022



[4.0 Internacional](https://creativecommons.org/licenses/by-nc-sa/4.0/)

Esta licença permite remixe, adaptação e criação a partir do trabalho, para fins não comerciais, desde que sejam atribuídos créditos ao(s) autor(es) e que licenciem as novas criações sob termos idênticos. Conteúdos elaborados por terceiros, citados e referenciados nesta obra não são cobertos pela licença.

STELLA MARIA GIONGO COLFERAI

**ESTUDO DOS EFEITOS DE TRATAMENTOS TÉRMICOS EM AÇO DE BAIXA
LIGA E ALTA RESISTÊNCIA DOMEX 700**

Trabalho de Conclusão de Curso de Graduação
apresentado como requisito para obtenção do título de
Bacharel em Engenharia Mecânica da Universidade
Tecnológica Federal do Paraná (UTFPR).

Data de aprovação: 17/junho/2022

Viviane Teleginski Mazur
Doutorado
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Henrique Ajuz Holmann
Mestrado
Universidade Tecnológica Federal do Paraná

Maurício Marlon Mazur
Doutorado
Universidade Estadual de Ponta Grossa

GUARAPUAVA
2022

AGRADECIMENTOS

É impossível contemplar a todos em meus agradecimentos, pois este trabalho é resultado de cada palavra de apoio e atitude de boa vontade das pessoas ao meu redor, porém, algumas pessoas precisam ser destacadas.

Agradeço a meus pais, Lindonês Antônio Colferai, e Deniza Inês Giongo Colferai, por terem sido meu maior exemplo de dedicação aos estudos, e por terem me fornecido todo o suporte durante a graduação, sem o apoio de vocês, nada disso seria possível.

A minha orientadora Doutora Viviane Teleginski Mazur, por toda a atenção, ensinamentos e suporte nesses dois anos de pesquisa. Você é uma grande inspiração como mulher e profissional. Obrigada por acreditar em mim durante todo esse processo.

A técnica de laboratório Adriana e Silva da Costa, por toda a presença, ensinamentos técnicos e diálogos.

A todos os professores ativos na minha graduação, esse trabalho tem uma porcentagem de cada um de vocês.

Aos colegas que dividiram casa, projetos e laboratórios. Mas em especial, a Laís Tussi, que esteve comigo durante toda a faculdade. A minha dupla de laboratório, Andressa de Lima, por cada risada trocada e ajuda mútua. Ao Eduardo Osovski, por ter estado ao meu lado durante cada parágrafo escrito.

Por fim, agradeço a meus amigos de longe e familiares pela presença de coração, vocês são parte essencial da minha vida.

RESUMO

O DOMEX 700 é um aço de baixa liga e de alta resistência mecânica. É amplamente utilizado por suas características mecânicas de dureza e de resistência na indústria automotiva, por exemplo. Porém, quando submetido ao processo de soldagem suas características mecânicas são reduzidas na zona termicamente afetada. Nesse trabalho são investigados os efeitos de tratamentos térmicos no DOMEX 700 após exposição em temperaturas de 850, 900 e 950°C durante 30 minutos e também após processo de soldagem TIG autógena manual. Foram avaliadas doze combinações de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento. Análises de dureza e da microestrutura resultante em cada caso foram comparadas as características do DOMEX 700 como recebido, sem tratamento térmico. A têmpera realizada a 950°C com posterior revenimento a 450°C mostrou-se um tratamento térmico adequado para restituir a microestrutura e dureza do aço após exposição em elevada temperatura. Após a soldagem apenas tratamento térmico não foi capaz de recompor a microestrutura de forma similar ao material como recebido, apresentando uma redução de dureza tanto na região do cordão de solda como no material base devido ao crescimento de grãos. A severa oxidação da superfície soldada ocorrida durante o tratamento térmico indicou que o material também ficou mais susceptível a oxidação após o processo de soldagem.

Palavras-chave: Aços de alta resistência; Soldagem; Microestrutura; Dureza.

ABSTRACT

DOMEX 700 is a low alloy steel with high mechanical strength. It is widely used in the automotive industry, for example, due to its high mechanical properties of hardness and resistance. However, when subjected to the welding process, its mechanical characteristics are reduced in the thermally affected zone. In this work, the effects of heat treatments on DOMEX 700 are investigated after exposure to temperatures of 850, 900 and 950°C for 30 minutes and also after manual autogenous TIG welding process. Twelve combinations of quenching and tempering heat treatments were evaluated. The hardness and the resulting microstructure were analyzed for each case, and were compared to the characteristics of the DOMEX 700 as received, without heat treatment. Quenching carried out at 950°C with subsequent tempering at 450°C proved to be an adequate heat treatment to restore the microstructure and hardness of the steel after exposure to high temperature. After welding, the heat treatment itself was not able to restore the microstructure in a similar way to the material as received, showing a reduction in hardness both in the region of the weld bead and in the base material due to grain growth. The severe oxidation of the welded surface that occurred during the heat treatment indicated that the material was also more susceptible to oxidation after the welding process.

Keywords: High strength steels; Welding; Microstructure; Hardness.

LISTA DE ILUSTRAÇÕES

Figura 1 – Curva T.T.T. para o aço AISI 4340.....	15
Figura 2 – Ilustração do processo de soldagem a arco elétrico com indicação de seus principais constituintes.....	17
Figura 3 – Variação da dureza de um HSLA com relação a corrente, voltagem, velocidade e vazão do gás.....	18
Figura 4 – Dureza Vickers para dois eletrodos diferentes.....	19
Figura 5 – Fluxograma de atividades do presente trabalho.....	20
Figura 6 – Fotografia do aço D700 como recebido, com a superfície oxidada.....	21
Figura 7 – Fotografia do aço D700 retificado, com identificação dos cortes realizados.....	21
Figura 8 – Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados.....	23
Figura 9 – Fluxograma de etapas do processo de Soldagem.....	25
Figura 10 - Pontos de indentações Vickers.....	26
Figura 11 – Micrografia do aço DOMEX 700: (a) visão geral e (b) a ampliação da região destacada, com o valor médio de dureza indicado (18 HRC).....	27
Figura 12 – Micrografia dos grãos ferríticos do material base do aço DOMEX 700 ..	28
Figura 13 – Gráfico de dureza em função da temperatura de têmpera.....	29
Figura 14 – Gráfico de dureza em função da temperatura de revenimento.....	30
Figura 15 – Comparação entre (a) MB, (b) T 850, (c) T 850+350, (d) T 850+400 e (e) T 850+450.....	32
Figura 16 – Comparação entre (a) MB, (b) T 900, (c) T 900+350, (d) T 900+400 e (e) T 900+450.....	33
Figura 17 – Micrografia dos grãos ferríticos do material T 900 +450.....	34
Figura 18 – Comparação entre (a) MB, (b) T 950, (c) T 950+350, (d) T 950+400 e (e) T 950+450.....	34
Figura 19 – Micrografia dos grãos ferríticos do material T 950 +450.....	35
Figura 20 – Micrografia transversal ao cordão de solda, sem tratamento térmico	36
Figura 21 – Dureza Vickers no Sentido Vertical do material base soldado.....	37
Figura 22 – Material base soldado sem tratamento térmico. (a) MB, (b) ZTA, (c) ZF38	
Figura 23 – Material base soldado com tratamento térmico.....	39
Figura 24 – Mudança de microestrutura MB-S-T. (a) ZF, (b) ZTA e (c) interface da ZTA com o MB.....	39
Figura 25 –Dureza Vickers no sentido vertical do material base soldado e do material base soldado e tratado termicamente.....	40

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 – Composição química do aço DOMEX 700, % em peso	13
Tabela 2 – Parâmetros de soldagem variados por Musa, Meleque e Ali (2018)	18
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem variados por Waghmare	19
Tabela 4 – Parâmetros de tratamentos térmicos.....	22
Tabela 5 – Parâmetros de Soldagem TIG Autógena utilizados.....	24
Tabela 6 – Nomenclatura das amostras soldadas	25

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
D700	DOMEX 700
HRC	Dureza Rockwell C
HSLA	High Strength Low Alloy
HV	Dureza Vickers
MB	Material Base
MB-S	Material Base Soldado
MB-S-T	Material Base Soldado com posterior tratamento térmico
NBR	Normas Brasileiras
TIG	Tungsten Inert Gas
T.T.	Tratamento Térmico
T.T.T.	Tempo, temperature e transformação (diagrama)
UTFPR	Universidade Tecnológica Federal do Paraná
ZF	Zona de Fusão
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

I	Corrente elétrica, em Amperes [A]
U	Tensão, em unidade de Volts [V]
V _m	Velocidade média de soldagem
D	Tamanho do cordão de solda, em milímetros
t	Tempo para soldagem
D _y	Distância entre pontos no eixo Y na análise de microdureza
D ₁	Comprimento da diagonal da marca de dureza no sentido vertical

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	13
1.1	OBJETIVO GERAL.....	14
1.2	OBJETIVOS ESPECÍFICOS	14
2	FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA	13
2.1	AÇO DOMEX 700.....	13
2.2	AUMENTO DA DUREZA EM AÇOS HSLA.....	14
2.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS: TÊMPERA E REVENIMENTO.....	14
2.4	SOLDAGEM TIG	16
2.5	SOLDAGEM EM AÇOS HSLA	17
3	ASPECTOS METODOLÓGICOS	20
3.1	PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS.....	20
3.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS.....	22
3.3	ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	23
3.4	ANÁLISE DE DUREZA ROCKWELL C	24
3.5	SOLDAGEM TIG AUTÓGENA MANUAL	24
3.6	ANÁLISE DE DUREZA VICKERS.....	25
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	27
4.1	CARACTERIZAÇÕES DO MATERIAL BASE (MB).....	27
4.2	TRATAMENTOS TÉRMICOS E MEDIÇÕES DE DUREZA ROCKWELL C 29	
4.3	TRATAMENTOS TÉRMICOS E ANÁLISES MICROESTRUTURAIS.....	31
4.3.1	Tratamento Térmico – T 850 e revenimento	31
4.3.2	Tratamento Térmico – T 900 e revenimento	32
4.3.3	Tratamento Térmico – T 950	34
4.3.4	Conclusões Preliminares.....	35
4.4	ANÁLISE DO MB APÓS PROCESSO DE SOLDAGEM	36
4.5	SOLDAGEM TIG AUTÓGENA	36
4.5.1	Material soldado - caracterizações	36
4.5.2	Material soldado - tratamento térmico	38
5	CONCLUSÕES	42
6	SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS	43
7	PUBLICAÇÕES E APRESENTAÇÕES	44
	REFERÊNCIAS	45

1 INTRODUÇÃO

Aços de baixa liga e alta resistência mecânica, do inglês *High Strength Low Alloy* (HSLA), vem sendo amplamente utilizados na indústria, especialmente na automotiva, onde inferem uma redução de peso aos automóveis, por terem melhor relação entre resistência mecânica e peso quando comparados aos aços convencionais. Além disso, apresentam maior conformabilidade, que é uma importante propriedade de fabricação para a indústria automotiva. Também são usados em componentes estruturais em outras indústrias, como transporte ferroviário e setores de construção civil por conta da alta resistência mecânica, de acordo com Afkhami (2018). Entretanto sua limitação reside na redução de propriedades mecânicas após processos de soldagem, pois a zona termicamente afetada (ZTA) formada pela exposição ao calor altera a microestrutura e portanto, propriedades como a dureza, sendo então necessários tratamentos térmicos para restituir suas propriedades (DENISA et al., 2021; PERINI, 2008).

Dependendo do tipo de processo de soldagem, o aporte térmico entregue durante o processo é diferente. Por exemplo, na soldagem a laser, o calor é concentrado, reduzindo as dimensões da poça de fusão e da ZTA. Já em processos a arco, como a TIG (*Tungsten Inert Gas*), tanto a poça de fusão como a ZTA são maiores (SANTOS, 2015).

Não apenas o tipo de processamento de soldagem, mas também a composição química dos aços HSLA tem papel importante no nível de alterações da ZTA e em suas propriedades mecânicas finais. Por exemplo, um baixo teor de carbono e micro-componentes químicos com um teor de até 0,15% implicam em uma microestrutura de grãos finos e boas propriedades mecânicas do aço (DENISA et al., 2021). Assim, para se conseguir definir as faixas de temperaturas adequadas para tratamentos térmicos, o tripé tradicional do estudo dos materiais precisa ser considerado: processamento → microestrutura → propriedades (CALLISTER, RETHWISCH, 2018).

Forouzan e seus colaboradores (FOROUZAN et al., 2017), assim como Chen et al. (2019) estudaram tratamento térmicos de aços HSLA e aços de ultra-alta resistência, respectivamente. Em ambos os casos, os trabalhos apresentam estudos para definição das faixas de temperaturas adequadas a cada tipo de material. Para a realização de tratamentos térmicos nas indústrias é necessário que as condições de

temperatura e resfriamento sejam definidas tecnicamente, ou seja, o conhecimento dos seus efeitos precisa ser mais estudado e elucidado.

Resultados satisfatórios para tratamentos térmicos dos aços de ultra-alta dureza foram encontrados dentro da faixa de 850°C e 1000°C por Chen et al. (2019) e em aço HSLA entre 850°C e 950°C por Colferai e Mazur (2020). Baseando-se nos resultados desses estudos, o presente trabalho buscou compreender os processos de tratamentos térmicos de têmpera e revenimento em um aço HSLA, o DOMEX 700. Foi realizada uma comparação entre os resultados de microestrutura e dureza do material no estado como recebido, o material submetido a elevadas temperaturas e após a soldagem autógena TIG. O desafio foi buscar faixas de temperaturas em que o DOMEX 700 apresentasse a restituição dos valores de dureza.

1.1 OBJETIVO GERAL

Determinar o impacto dos tratamentos térmicos de têmpera e revenimento na dureza do aço DOMEX 700 após soldagem autógena TIG.

1.2 OBJETIVOS ESPECÍFICOS

- Comparar as características de dureza do aço como recebido, pós processamento térmico e soldado;
- Analisar a zona termicamente afetada e poça de fusão gerada devido a soldagem TIG;
- Comparar os efeitos mecânicos dos tratamentos térmicos realizados em diferentes faixas de temperatura.

2 FUNDAMENTAÇÃO TEÓRICA

Para construção da metodologia do trabalho, é necessário entender as particularidades do aço DOMEX 700, as especificidades do tratamento térmico a ser aplicado assim como a identificação e seleção dos parâmetros.

2.1 AÇO DOMEX 700

O aço DOMEX 700 (D700) é um aço de alta resistência e de estrutura ferrítica. As chapas comerciais são laminadas a quente e apresentam bons resultados na conformação a frio e corte. O aço D700 possui composição química de acordo com a EN 10149-2, norma europeia para produtos planos laminados a quente, feitos de aços laminados termomecânicos de alta resistência ao escoamento para conformação a frio (SSAB, 2020). É um aço de baixa liga e alta resistência, que do inglês *High Strength Low Alloy*, vem a sigla HSLA. Segundo o fabricante, o DOMEX 700 tem limite de escoamento de 700 MPa e resistência a tração entre 750 MPa e 950 MPa (SSAB, 2020). A composição química deste aço é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química do aço DOMEX 700, % em peso

C [%]	Si [%]	Mn [%]	P [%]	S [%]	Al [%]	Nb [%]	V [%]	Ti [%]
0,12	0,21	2,10	0,02	0,01	0,015	0,09	0,2	0,15

Fonte: adaptado de SSAB (2020)

De acordo com a quantidade de carbono, os aços são classificados em aço de alto carbono ($0,5 < \% C \leq 2,11$), aço de médio carbono ($0,20 < \% C < 0,49$), aço de baixo carbono ($0,05 < \% C < 0,20$), aço de carbono extra baixo ($0,015 < \% C < 0,05$) e aço de carbono ultrabaixo ($< 0,015 \% C$). Considerando-se apenas o teor de carbono, o D700, que apresenta 0,12 %C pode ser classificado como um aço de baixo carbono. O carbono, aumenta a resistência dos aços e sua dureza, mas reduz a soldabilidade (Yi et al., 2008). Por isso, sua quantidade no aço D700 é baixa, favorecendo a soldabilidade do material.

Outros elementos de liga que são eficazes no processamento de aços tratáveis termicamente incluem cromo, níquel, molibdênio, manganês, silício e tungstênio. Devido a isso, no aço D700 há elementos de liga além do carbono, como o manganês

que é presente quantidade de 2,1%. Este elemento de liga aumenta a resistência do aço através dos mecanismos de solução sólida e endurecimento por transformação de fase na têmpera, mas reduz a soldabilidade (YI et al., 2008).

Há ainda no aço DOMEX 700 quantidades pequenas de Nb, Ti e V que são aplicados para se obter refinamento de grãos, endurecimento por precipitação de carbeto e endurecimento por formação de discordâncias (YI et al., 2008).

2.2 AUMENTO DA DUREZA EM AÇOS HSLA

O aumento da dureza e da resistência mecânica de aços HSLA é derivado da contribuição cumulativa de tamanho de grão fino, endurecimento por precipitação de carbeto, formação de solução sólida com carbono e manganês e endurecimento por formação de discordâncias no trabalho mecânico. A boa tenacidade se deve ao refinamento do tamanho do grão da ferrita (YI et al., 2008).

Hodgson, Hickson e Gibbs (1999) formaram grãos ultrafinos de ferrita em aço HSLA aquecendo acima da temperatura de austenitização, e laminando a quente. Os grãos ultrafinos se formaram nas regiões superficiais da chapa de aço, enquanto que grãos mais grossos (5–10 μm) e carbonetos foram produzidos no núcleo. Os autores chamam a atenção de que a têmpera causada pelos laminadores pode ter tido papel importante no aumento da resistência do material (HODGSON; HICKSON; GIBBS, 1999).

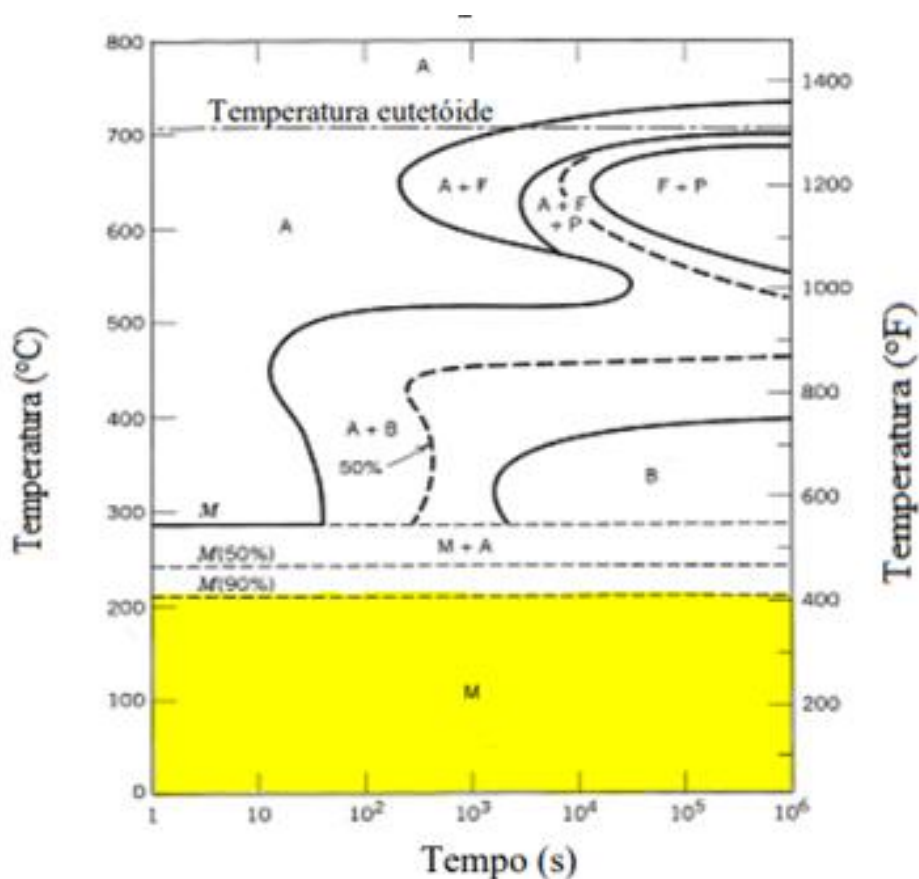
Após a têmpera, é comum a realização do revenimento para controlar melhor a dureza e evitar fragilidade excessiva. A máxima temperatura para alívio de tensões em aço DOMEX 700 não deve ultrapassar 580°C, caso contrário, o crescimento de grãos pode ser prejudicial as propriedades mecânicas (SSAB, 2020).

2.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS: TÊMPERA E REVENIMENTO

Os diagramas de transformação são utilizados para identificar as fases de transformação dos aços (CHIAVERINI, 2008). O diagrama tempo, temperatura e transformação (T.T.T.) da Figura 1, representa o aço de ultra-alta resistência AISI 4340 (NOGUEIRA, 2013). Este aço, assim como o DOMEX 700, apresenta alta

resistência mecânica, pouca quantidade de elementos de liga e presença de elementos como manganês e vanádio, diferenciando-se por uma composição de carbono média, de acordo com Yi, et al. (2008).

Figura 1 – Curva T.T.T. para o aço AISI 4340



Fonte: CALLISTER e RETHWISCH, 2018

O tratamento térmico de têmpera é realizado aquecendo-se o material até acima da temperatura de austenitização, e partir deste ponto, resfria-se subitamente o material em meios refrigerantes, como a água, óleo, salmoura ou ar (CHIAVERINI, 2008). A intenção da têmpera é obter o componente microestrutural martensita, que corresponde a região M destacada na Figura 1. A martensita possui elevada dureza, mas para promover sua formação a taxa de resfriamento precisa ser suficientemente alta para evitar processos de difusão dos elementos de liga presentes na solução sólida com a austenita.

Nos casos em que o aço possui uma porcentagem de carbono inferior a 0,25%, como no caso do DOMEX 700, a taxa de resfriamento necessária é alta (CALLISTER, RETHWISCH, 2018). Entretanto, os elementos de liga adicionados ao aço permitem a transformação martensítica, mesmo com quantidades reduzidas de carbono, permitindo atingir valores maiores de dureza. Esses elementos devem estar em solução sólida com a austenita no momento da têmpera (CALLISTER, RETHWISCH, 2018).

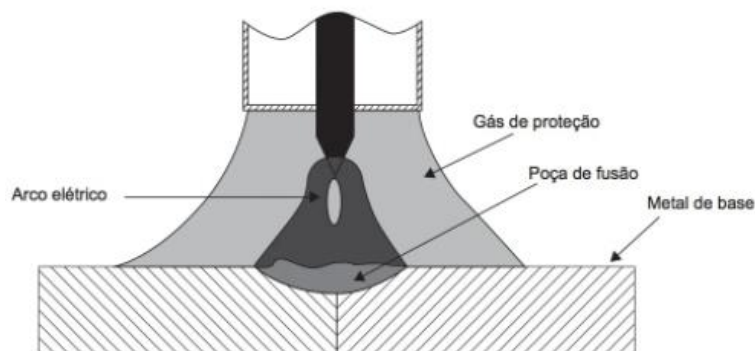
O processo de revenimento, quando feito entre 360°C e 730°C, tem alterações significativas tanto microestruturalmente como em termos de propriedades mecânicas. O fator para determinar qual a temperatura de revenimento deve ser utilizada varia de acordo com a composição química do aço e pode ser determinado experimentalmente, caso os diagramas T.T.T. não estejam disponíveis.

2.4 SOLDAGEM TIG

A soldagem TIG, do inglês *Tungsten Inert Gas*, utiliza um arco elétrico, onde a fonte energética cede elétrons a partir de uma corrente elétrica para um eletrodo de tungstênio, que vai de encontro com o metal a ser soldado, fazendo com que os elétrons de mesma polaridade do metal sejam repelidos para o lado contrário do ponto de solda, e os de polaridade diferente encontrem-se e ionizem-se (SANTOS, 2015).

O eletrodo de tungstênio utilizado para soldagem TIG não é consumível, ele atua apenas como condutor elétrico sob proteção de gases inertes como argônio ou hélio. Em casos de soldagem utilizando metais de adição, o cordão de solda gerado pode ter uma diluição de até 40%. Diluição é a mistura entre o material base e o metal de adição. No caso onde o cordão de solda é feito integralmente da fusão do material na junta soldada, sem material de adição, considera-se como uma solda autógena (SANTOS, 2015). Na Figura 2 pode-se observar o esquemático da soldagem via arco elétrico, onde a região de atuação do gás de proteção, a poça de fusão formada no metal de base e o arco elétrico são indicados.

Figura 2 – Ilustração do processo de soldagem a arco elétrico com indicação de seus principais constituintes.



Fonte: Santos (2015)

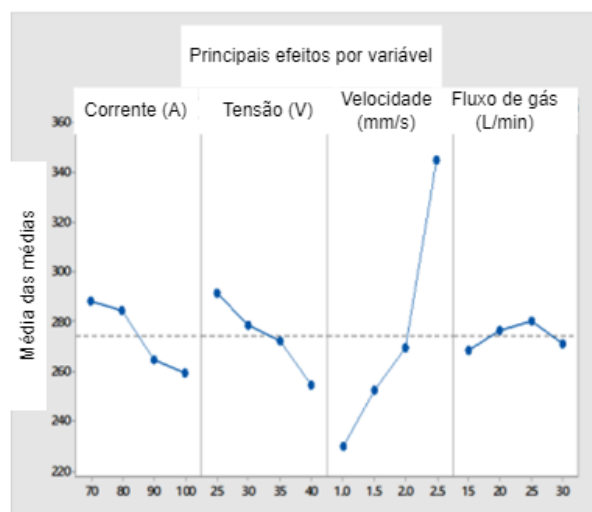
Os parâmetros de soldagem podem ser variados para identificar janelas de processamento adequadas a cada tipo de material e espessura. O comprimento do arco elétrico deve ser ajustado a ponto de não gerar descontinuidade da linha de solda. A corrente utilizada pode ser variada na fonte de energia e tem influência direta no aporte térmico, assim como na espessura e largura do cordão de solda. Já a velocidade de soldagem determinará a profundidade de penetração, largura e a eficiência do processo de soldagem. A inclinação da tocha deve ser ajustada de acordo com o tipo de união e por fim, a vazão do gás de proteção deve ser ajustada para proteger integralmente o cordão de solda (MARQUES, 2017).

2.5 SOLDAGEM EM AÇOS HSLA

Quando aços do tipo HSLA são soldados, a zona termicamente afetada (ZTA) costuma conter áreas não uniformes de aquecimento e resfriamento. Trata-se de uma zona suscetível a trincas a frio por estresse na junta soldada (MUSA; MALEQUE; ALI, 2018).

A literatura sobre aços HSLA com soldagem autógena é escassa. Desta forma, os trabalhos realizados utilizando metais de adição são relevantes para a obtenção de parâmetros experimentais iniciais, como por exemplo, a pesquisa de Musa, Maleque e Ali (2018). De acordo com esses autores e conforme mostra a Figura 3, o aumento da velocidade de soldagem causa um aumento significativo na dureza da área da ZTA, enquanto que com o aumento da tensão e da corrente, a dureza é reduzida. O fluxo do gás inerte tem baixa interferência na dureza dos aços HSLA.

Figura 3 – Variação da dureza de um HSLA com relação a corrente, voltagem, velocidade e vazão do gás



Fonte: Adaptado de MUSA, MALEQUE, ALI (2018), p. 4

Os parâmetros variados utilizados por Musa e colaboradores (2018) para corrente, tensão, velocidade de soldagem e fluxo de gás estão mostrados na Tabela 2. O aço utilizado pelos autores foi o L450 HSLA, com características similares ao D700, com espessura de 10 mm.

Tabela 2 – Parâmetros de soldagem variados por Musa, Meleque e Ali (2018)

Amostra	Parâmetros				Resultados	
	Corrente (A)	Voltagem (V)	Velocidade (mm/s)	Vazão de Gás (L/min)	Dureza na ZTA (Hv)	Largura da ZTA (mm)
1	70	25	1	15	249,30	1,39
2	70	30	1,5	20	280,20	1,20
3	70	35	2	25	289,50	0,75
4	70	40	2,5	30	333,90	0,70
5	80	25	1,5	25	283,70	1,52
6	80	30	1	30	243,60	1,19
7	80	35	2,5	15	354,90	0,85
8	80	40	2	20	256,30	1,15
9	90	25	2	30	282,00	1,30
10	90	30	2,5	25	339,60	0,84
11	90	35	1	20	218,50	1,67
12	90	40	1,5	15	219,20	1,84
13	100	25	2,5	20	350,70	1,12
14	100	30	2	15	251,28	1,57
15	100	35	1,5	30	225,90	1,41
16	100	40	1	25	209,00	2,04

Fonte: Adaptado de MUSA, MALEQUE, ALI (2018), p. 4

Na pesquisa de Waghmare e colaboradores (2019), foi utilizado o aço HSLA A588-B e os valores de corrente para soldagem TIG superiores a 100 A, como mostra a Tabela 3. Os autores variaram também o tipo do metal de adição, a tensão e a velocidade de soldagem (WAGHMARE et al., 2019).

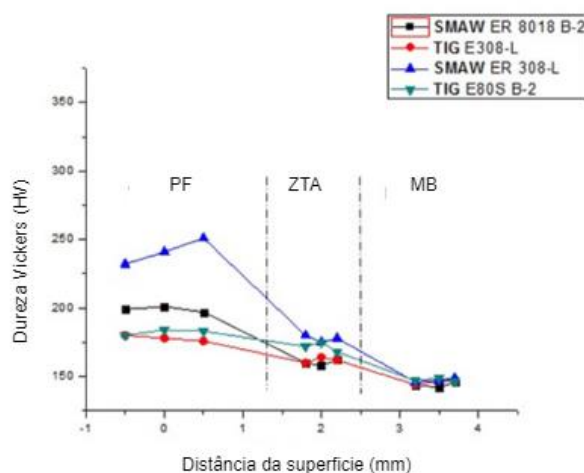
Tabela 3 – Parâmetros de soldagem variados por Waghmare

Metal de Adição	Corrente I (A)	Voltagem U (V)	Diâmetro do eletrodo (mm)	Velocidade de Soldagem (mm/s)
ER308L	114	12	2	1,214
ER80S B-2	118	12,9	2	1,209

Fonte: Adaptado de WAGHMARE et. al (2019), p. 3

Com o uso de dois tipos de metais de adição diferentes, podem ser visualizadas variações do resultado de dureza Vickers do aço HSLA, conforme mostra a Figura 4 (WAGHMARE et al., 2019).

Figura 4 – Dureza Vickers para dois eletrodos diferentes



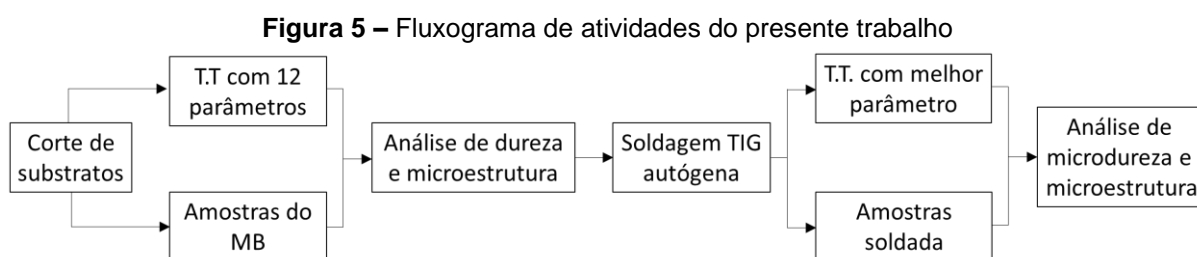
Fonte: Adaptado (WAGHMARE et. al (2019, p. 3))

As conclusões de Waghmare e colaboradores (2019) foram de que o melhor tipo de soldagem para o A588-B foi a TIG utilizando o metal de adição E308-L.

3 ASPECTOS METODOLÓGICOS

O presente trabalho foi realizado em duas fases, sendo a primeira delas a realização de tratamentos térmicos no DOMEX 700 (D700). A partir de medições de dureza Rockwell C e análises microestruturais foram determinados os parâmetros de tratamento térmico (T.T.) mais adequados para restituição dos valores de dureza observados no material como recebido.

Na segunda fase, o aço D700 foi submetido ao processo de soldagem TIG autógena e ao T.T. definido na primeira fase. Análises metalográficas e dureza Vickers foram realizadas no material base (MB), nas amostras soldadas com e sem tratamento térmico, conforme mostra o fluxo de atividades da Figura 5.



Fonte: Autoria Própria (2022)

3.1 PREPARAÇÃO DOS SUBSTRATOS

Os substratos foram preparados a partir de uma chapa de aço D700, com espessura de 6 mm. O D700 encontrava-se com sua superfície oxidada, conforme Figura 6.

Figura 6 – Fotografia do aço D700 como recebido, com a superfície oxidada



Fonte: Autoria Própria (2022).

A chapa foi retificada com rebolo de alumina em ambos os lados, utilizando 6 passadas, retirando 0,05 mm de espessura a cada passe. Após a retificação, a chapa foi seccionada utilizando esmerilhadeira e disco de corte para metais duros, como pode ser verificado na Figura 7.

Figura 7 – Fotografia do aço D700 retificado, com identificação dos cortes realizados



Fonte: Autoria Própria (2022)

As bordas com furo foram descartadas e da região central, foram então cortados substratos menores utilizando cortadora metalográfica, marca TECLAGO, modelo CM60, nas dimensões 20 x 20 x 6 mm.

3.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS

As temperaturas para tratamento térmico foram definidas com base nos trabalhos da literatura realizados com materiais similares, como nos trabalhos de Forouzan et al. (2017) e Chen et al. (2019). Foram estabelecidas as condições de têmpera e revenimento, como é mostrado na Tabela 4, onde também são mostradas as nomenclaturas adotadas para as amostras.

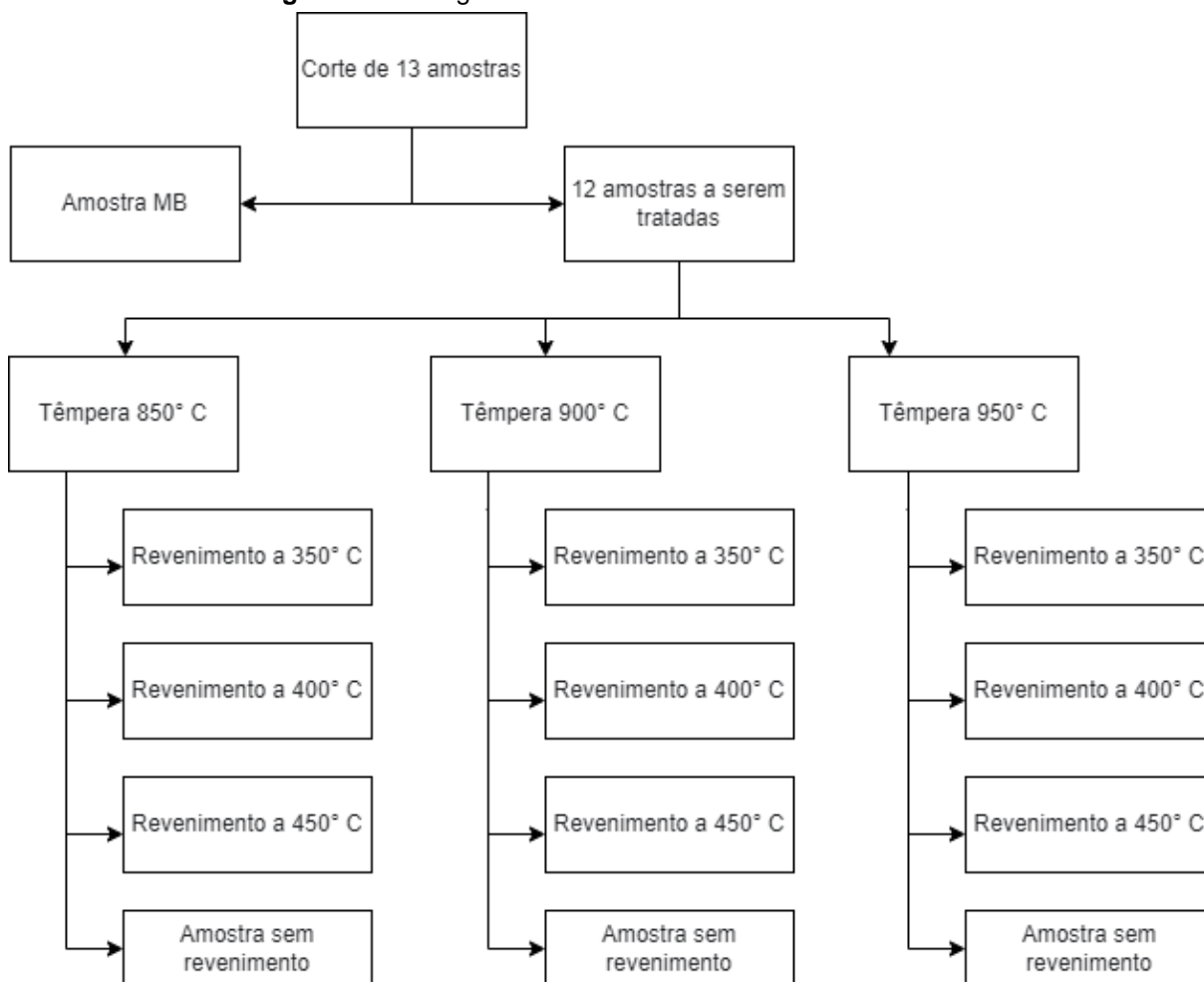
Tabela 4 – Parâmetros de tratamentos térmicos

Nomenclatura	Temperatura de realização da Têmpera	Temperatura de realização do Revenimento
T 850	850°C	Não realizado
T 850 + 350	850°C	350°C
T 850 + 400	850°C	400°C
T 850 + 450	850°C	450°C
T 900	900°C	Não realizado
T 900 + 350	900°C	350°C
T 900 + 400	900°C	400°C
T 900 + 450	900°C	450°C
T 950	950°C	Não realizado
T 950 + 350	950°C	350°C
T 950 + 400	950°C	400°C
T 950 + 450	950°C	450°C

Fonte: Autoria Própria (2022)

A têmpera foi realizada a partir do aquecimento nas temperaturas indicadas na Tabela 4 durante 30 minutos em um forno tipo mufla, marca ZEZIMAQ, modelo 2000D. Empregando-se uma tenaz, as peças foram removidas do interior do forno e rapidamente colocadas em uma peneira de metal mergulhada em óleo sem agitação, para realização têmpera. Após aproximadamente 1 minuto, as amostras foram retiradas do óleo e limpas com detergente e água corrente. Para o revenimento, o aquecimento e resfriamento foram aplicados considerando as temperaturas indicadas na Tabela 4.

Resumidamente, o fluxograma da Figura 8 mostra os tratamentos térmicos realizados e as respectivas temperaturas de têmpera e revenimento.

Figura 8 – Fluxograma dos tratamentos térmicos realizados

Fonte: Autoria Própria (2022).

3.3 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

A preparação metalográfica foi realizada tanto do MB como das amostras após os tratamentos térmicos de têmpera apenas e de têmpera + revenimento. Amostras com dimensões 6 x 4 mm foram seccionadas na região central das amostras utilizando uma cortadora metalográfica. Foi realizado o embutimento a quente em embutidora metalográfica marca Teclago, modelo EM30D Manual. A superfície das amostras foi lixada com lixas d'água de SiC (220, 600, 1200, 2000 e 2500#) e polida com alumina 1µm com pano de polimento, utilizando a politriz metalográfica marca TECLAGO, modelo PL02. Para revelar a microestrutura, as amostras foram atacadas com Nital 3% (3 ml HNO₃ + 97 ml metanol), durante cerca de 4 segundos. Depois foram limpas em água corrente e secas com soprador térmico.

As análises microestruturais foram realizadas com microscópio óptico (MO), marca Olympus, modelo UC30, com componentes de iluminação em LED para luz refletida, em campo claro.

3.4 ANÁLISE DE DUREZA ROCKWELL C

As análises de dureza foram realizadas de acordo com a norma dos ensaios de dureza ABNT NBR ISO 6508-1 (ABNT, 2016), utilizando um durômetro da marca Digimess, modelo Rocwell Normal/Brinel de bancada, com uma pré-carga de 150 kgf e com penetrador de diamante. Em todos os corpos de prova a dureza foi analisada em 3 pontos diferentes aleatórios. Após aferição dos valores de dureza Rockwell C, a média aritmética foi calculada conforme Equação 1.

$$Média = \frac{Medida\ 1 + Medida\ 2 + Medida\ 3}{3} \quad (1)$$

O desvio padrão dos valores medidos, utilizado como erro associado a cada medida, foi calculado segundo a Equação 2.

$$Desvio\ padrão = \sqrt{\frac{\sum(x_i - \bar{x})^2}{n - 1}} \quad (2)$$

3.5 SOLDAGEM TIG AUTÓGENA MANUAL

Os parâmetros de soldagem iniciais foram baseados nos trabalhos da literatura apresentados no capítulo de fundamentação teórica. Entretanto, os testes iniciais realizados na chapa de aço D700 mostraram a necessidade de ajuste para se obter melhor penetração e homogeneidade do cordão com a solda TIG autógena. Dessa forma, foram determinados experimentalmente os parâmetros empregados para a soldagem, conforme mostra a Tabela 5.

Tabela 5 – Parâmetros de Soldagem TIG Autógena utilizados

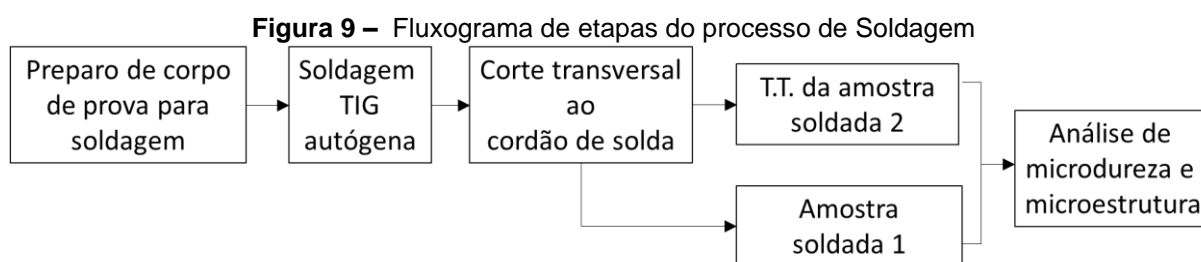
Material	Corrente I (A)	Tensão U (V)	Velocidade de soldagem (mm/s)	Gás de proteção
D700	129	220	6,1	Argônio

Fonte: Autoria Própria (2022)

Utilizou-se corrente contínua, com 129 A, tensão de 220V, com polaridade inversa, ou seja, o contato negativo no eletrodo e o positivo na amostra. O gás utilizado foi o argônio, e por ser uma solda do tipo TIG Autógena, foi utilizado eletrodo de Tungstênio, sem metais de adição. O cordão de solda foi realizado de forma manual, ou seja, a velocidade de soldagem foi calculada a partir do comprimento do cordão reto obtido pelo tempo necessário para a soldagem, conforme Equação 3.

$$V_m = \frac{D}{t} = \frac{54,9 \text{ mm}}{9 \text{ s}} = 6,1 \frac{\text{mm}}{\text{s}} \quad (3)$$

Resumidamente, o fluxograma da Figura 9 mostra o processamento a etapa de tratamento térmico de têmpera e revenimento realizado nas amostras soldadas.



Fonte: Autoria Própria (2022)

Na Tabela 6 são mostradas as nomenclaturas utilizadas para diferenciar as amostras e seus tratamentos térmicos.

Tabela 6 – Nomenclatura das amostras soldadas

Nomenclatura	Soldagem	Temperado e Revenido
MB-S	Sim	Não
MB-S-T	Sim	Sim

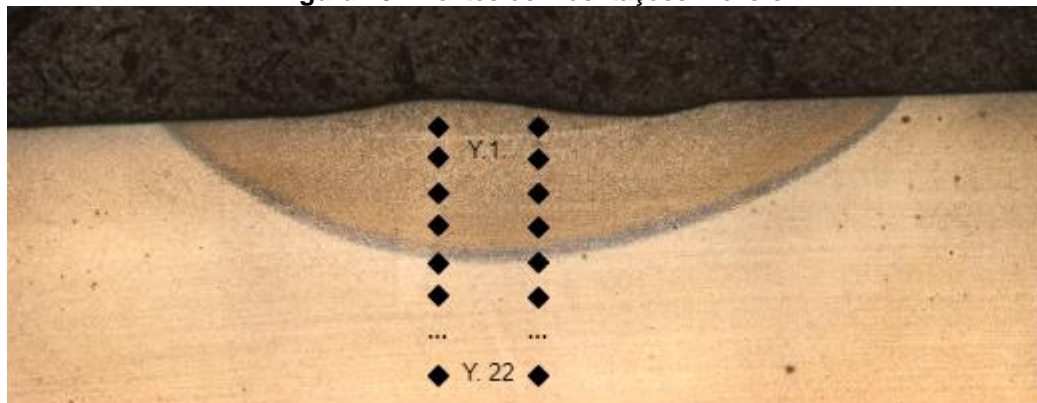
Fonte: Autoria Própria (2022)

3.6 ANÁLISE DE DUREZA VICKERS

As análises de dureza Vickers foram realizadas com microdurômetro marca DIGIMESS, modelo 400.310, com carga de 1kN, aplicada durante 10 segundos. Conforme mostra o esquemático da Figura 10, foram realizados dois pontos de

indentações para cada posição no cordão de solda, no sentido vertical, onde foram analisados um total de 22 pontos.

Figura 10 - Pontos de indentações Vickers



Fonte: Autoria Própria (2022)

Para o eixo Y, a distância entre as indentações foi de $5\mu\text{m}$ menos o tamanho D_1 da diagonal, sendo D_1 o tamanho no sentido vertical da diagonal, segue equação 4 que descreve tal.

$$D_y = 5 - D_1 \quad (4)$$

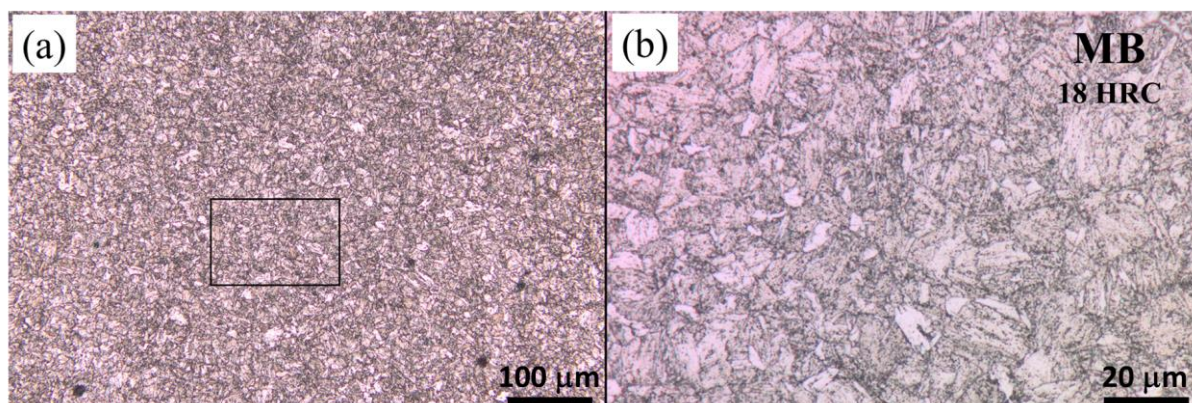
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

O capítulo de resultados e discussões foi separado em duas partes. Na primeira parte foram apresentados os resultados e as discussões referentes às características do material base (MB) em relação a microestrutura e dureza. Na sequência foram apresentados os resultados dos tratamentos térmicos do aço D700 em função das temperaturas de têmpera e revenimento. A segunda parte contempla os resultados e discussões referentes a soldagem do D700 e o tratamento térmico realizado com o melhor parâmetro selecionado na primeira parte.

4.1 CARACTERIZAÇÕES DO MATERIAL BASE (MB)

A medida de dureza Rockwell C foi realizada na amostra do MB, apresentando valor médio de $18 \pm 1,5$ HRC. A microestrutura ferrítica do MB pode ser visualizada na Figura 11, que mostra uma micrografia obtida por microscopia óptica. Observa-se uma distribuição homogênea de grãos ferríticos na Figura 11(a). O tamanho de grão pode ser melhor observado na micrografia com maior ampliação, mostrada na Figura 11(b), onde alguns grãos maiores de ferrita distribuídos aleatoriamente são observados.

Figura 11 – Micrografia do aço DOMEX 700: (a) visão geral e (b) a ampliação da região destacada, com o valor médio de dureza indicado (18 HRC).



Fonte: Autoria Própria (2022)

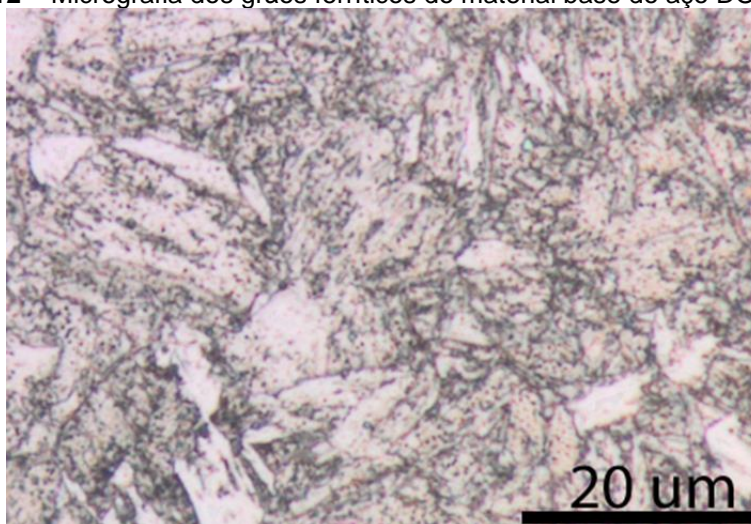
O fabricante indica que o aço DOMEX 700 é um aço laminado a quente (SSAB, 2020). Entretanto, na micrografia da Figura 11(a) não são observadas marcas de

laminação, sem indicativo de alongamento dos grãos ferríticos, como foi observado nos trabalhos de Yi et al. (2008). Possivelmente, o MB deste estudo sofreu alguma recristalização durante ou após a laminação a quente, pois sua microestrutura mostrada na Figura 11(b) apresenta grãos ferríticos equiaxiais, ou seja, o formato é similar em todas as direções e apresenta grãos maiores de ferrita que provavelmente se formaram devido a coalescência de vários grãos.

A Figura 12 mostra uma região do MB com ampliação maior, onde é possível notar pontos escuros nos grãos, possivelmente correspondentes aos carbeto de V, Ti ou Nb, pois estes são elementos de liga adicionados à liga justamente para aumentar a dureza por precipitação desses carbeto. Também é possível observar com mais detalhes os grãos maiores de ferrita que se formaram durante o processo de recristalização e que possuem menor quantidade de carbeto precipitados.

Para comparação dos tamanhos de grãos, foi utilizado o método de Heyn, que de acordo com a norma ASTM–E122–13 (ASTM, 2017), são necessárias pelo menos 50 intercessões para caracterizar uma análise consistente, sendo que intercessões são caracterizadas pelos pontos em um segmento de reta cortados pelos contornos de grão, a partir disso, o tamanho do grão do material base resultante, foi de aproximadamente 2,64 μm .

Figura 12 – Micrografia dos grãos ferríticos do material base do aço DOMEX 700



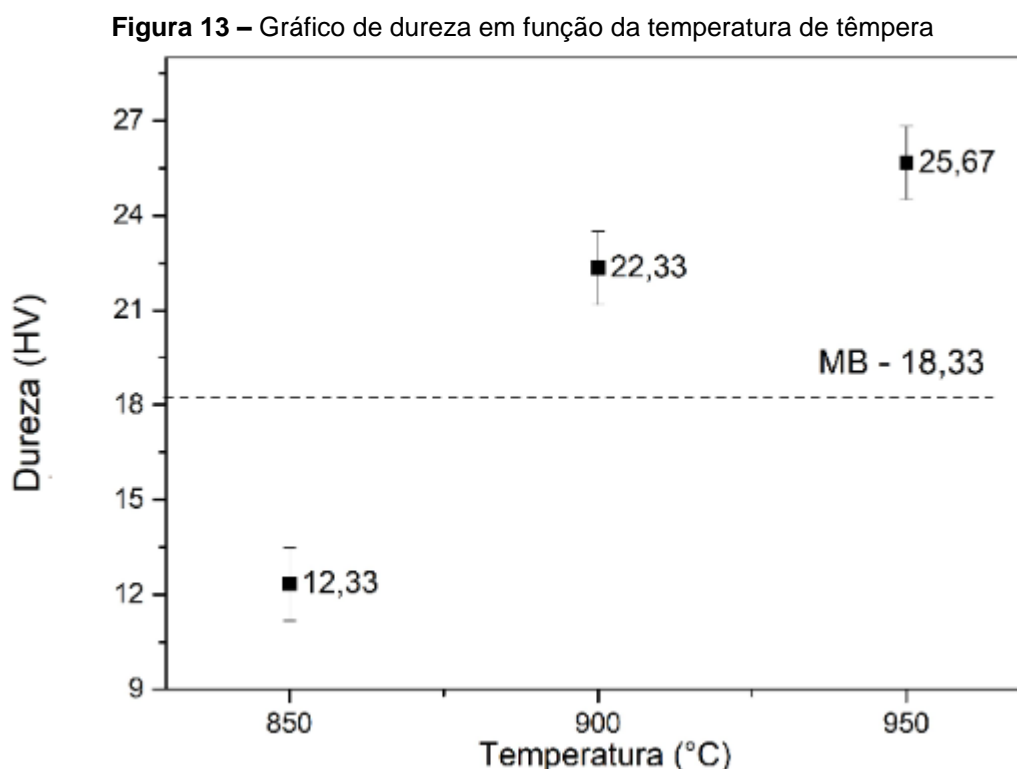
Fonte: Autoria Própria (2022)

A literatura indica que grãos ferríticos ultra finos são estáveis e não ocorre facilmente o fenômeno de coalescência, mas essa coalescência foi reportada para

grãos maiores que $5\mu\text{m}$, ou seja, pelo tamanho de grão resultante, não houve coalescência (HODGSON, HICKSON e GIBBS, 1999).

4.2 TRATAMENTOS TÉRMICOS E MEDIÇÕES DE DUREZA ROCKWELL C

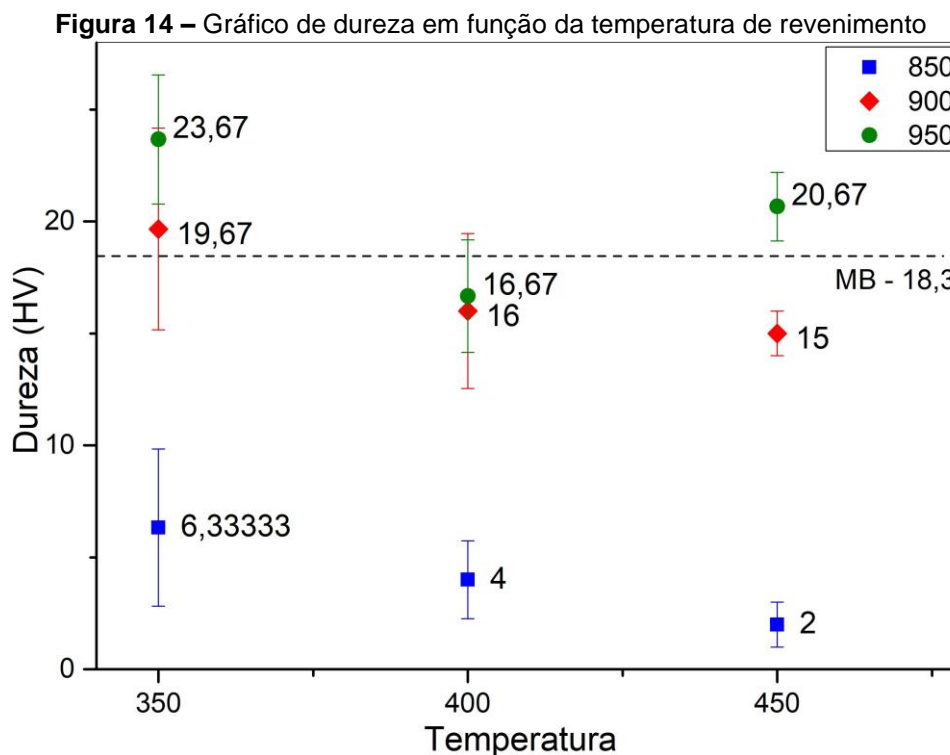
Após a realização dos tratamentos térmicos conforme as temperaturas de têmpera e revenimento já indicadas na Tabela 4, a dureza das amostras foi medida. A Figura 13 mostra uma comparação entre os resultados de dureza das amostras que foram apenas temperadas em função da temperatura.



A têmpera realizada à 850°C resultou em redução de dureza para 12,3 HRC. Isso indica que a têmpera não foi efetiva para restaurar as propriedades mecânicas do material após aquecimento a 850°C . Já a têmpera realizada com temperaturas de 900 e 950°C apresentou valores maiores de dureza do que o MB, que é indicado na Figura 13 como uma linha tracejada.

Após a têmpera, o tratamento térmico de revenimento foi aplicado para reduzir tensões e conseqüentemente a dureza também foi reduzida. Na Figura 14 são

mostradas as comparações da dureza medida para cada tratamento de revenimento em função da temperatura, considerando cada temperatura de têmpera.



O erro associado às medidas possuem máximo desvio padrão máximo de 4,51 para o material tratado a 900°C, com revenimento realizado a 350°C. Isso precisa ser considerado para as pequenas variações de médias observadas.

Com relação ao metal base, após o revenimento do MB (Figura 14), a dureza que já havia sido reduzida na têmpera foi reduzida ainda mais, de forma proporcional a temperatura, indicando que a essa faixa de temperaturas não é ideal quando se trata de aumentar/manter a dureza do D700.

A dureza resultante da têmpera realizada a 900°C promoveu um aumento de aproximadamente 18%. O revenimento promoveu a redução da dureza de forma diretamente proporcional a temperatura, mostrando que houve alívio de tensões. A amostra T 900 + 350 ficou com dureza ligeiramente acima da dureza do material base, mas em contraponto, as amostras T 900 + 400 e T 900 + 450 ficaram um pouco abaixo do MB.

A têmpera realizada a partir de 950°C teve dureza aumentada em aproximadamente 30%. O revenimento também reduziu a dureza, mas os valores médios de dureza não seguiram uma proporção tão clara, pois o desvio padrão das medidas foi maior. Pode-se notar que a amostra T 950 + 400 possui valores de dureza similares ao MB.

Um ponto em comum entre todas as análises de dureza, foi que quanto menor a temperatura de revenimento, maior o desvio padrão, indicando que temperaturas maiores de revenimento resultam em uma menor homogeneidade da amostra. Desta forma, a temperatura de tratamento térmico que mais se aproximou dos valores do metal base corresponde a temperatura de 950°C para têmpera e 450°C para o revenimento.

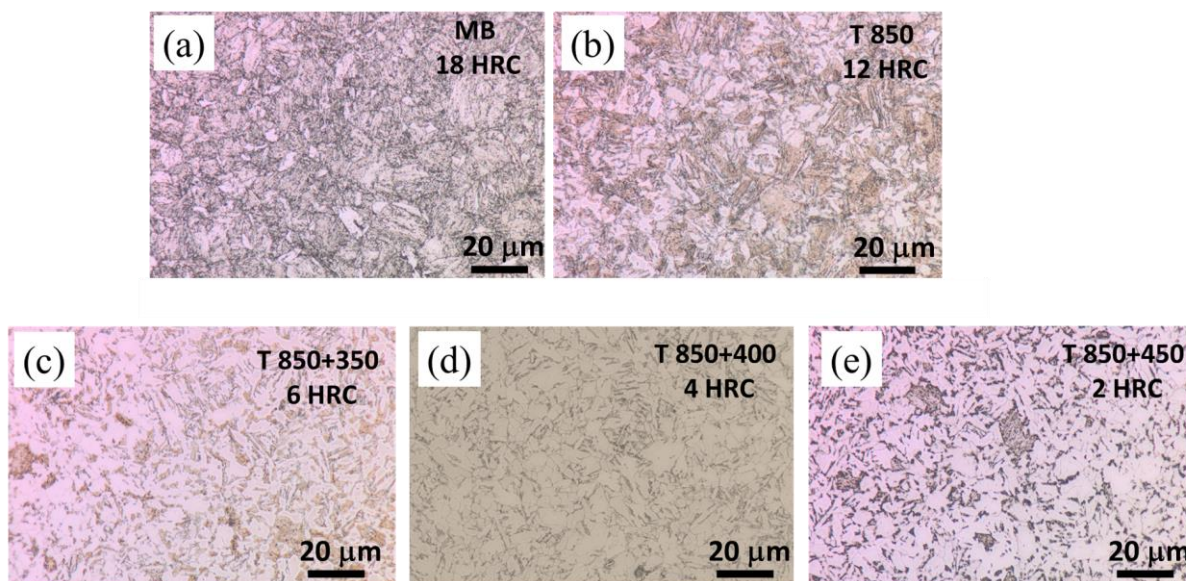
Análises microestruturais foram realizadas em cada amostra, evidenciando as modificações causadas pelos tratamentos térmicos e os resultados de dureza já apresentados foram incluídos nas imagens para facilitar as discussões subsequentes.

4.3 TRATAMENTOS TÉRMICOS E ANÁLISES MICROESTRUTURAIS

4.3.1 Tratamento Térmico – T 850 e revenimento

A Figura 15 mostra a microestrutura e os valores médios de dureza de forma a permitir a comparação entre o MB e os diferentes tratamentos realizados a partir da têmpera a 850°C.

Figura 15 – Comparação entre (a) MB, (b) T 850, (c) T 850+350, (d) T 850+400 e (e) T 850+450



Fonte: Autoria Própria (2022)

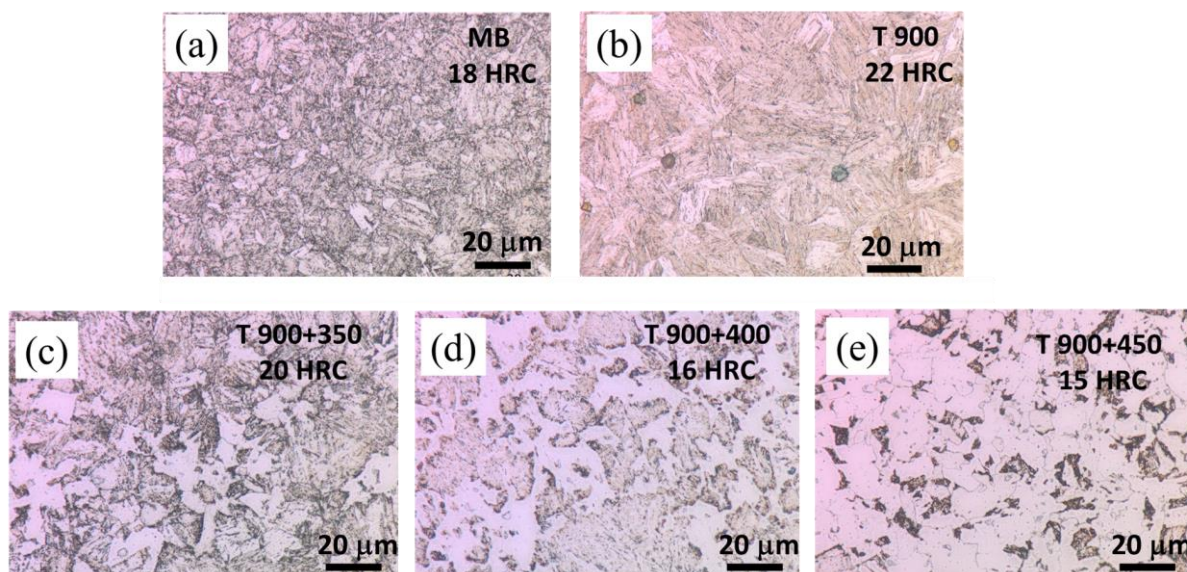
Para que possibilitar a realização da têmpera, no momento do resfriamento, os elementos de liga do aço que atuam reduzindo a taxa crítica de resfriamento devem estar em solução sólida com a austenita (CALLISTER, RETHWISCH, 2018). Como a dureza da amostra T 850 diminuiu para $12,3 \pm 1,15$ HRC, quando comparado ao MB com $18,3 \pm 1,15$ HRC, é muito provável que a temperatura de austenitização não tenha sido atingida. Dessa forma, o aço apenas perdeu suas propriedades mecânicas pelo aquecimento, causando a segregação dos precipitados e crescimentos dos grãos de ferrita, o que tornam o material mais macio e de menor dureza. As regiões mais escuras das micrografias da Figura 15 (c), (d) e (e) são regiões onde ainda há grãos refinados de ferrita.

4.3.2 Tratamento Térmico – T 900 e revenimento

A Figura 16 mostra a microestrutura e os valores médios de dureza de forma a permitir a comparação entre o MB e os diferentes tratamentos realizados a partir da têmpera a 900°C . Durante um aquecimento generalizado, os carbonetos finos se dissolvem acima da temperatura A3, que é a temperatura de austenitização. Para que seja possível que se formem novamente, há dependência da taxa de resfriamento. Observa-se na Figura 16(b), que nos grãos finos de ferrita há grande quantidade de

fases diminutas e escuras, possivelmente carbonetos, de forma similar ao MB. A diferença é que nas amostras tratadas termicamente houve a coalescência e crescimento de grãos de ferrita de tamanho acima de $5\mu\text{m}$. Apesar desses grãos maiores de ferrita, a dureza do aço temperado a 900°C foi de $22,3 \pm 1,15$ HRC, que é maior que o MB com $18,3 \pm 1,15$ HRC, devido à presença dos carbonetos.

Figura 16 – Comparação entre (a) MB, (b) T 900, (c) T 900+350, (d) T 900+400 e (e) T 900+450

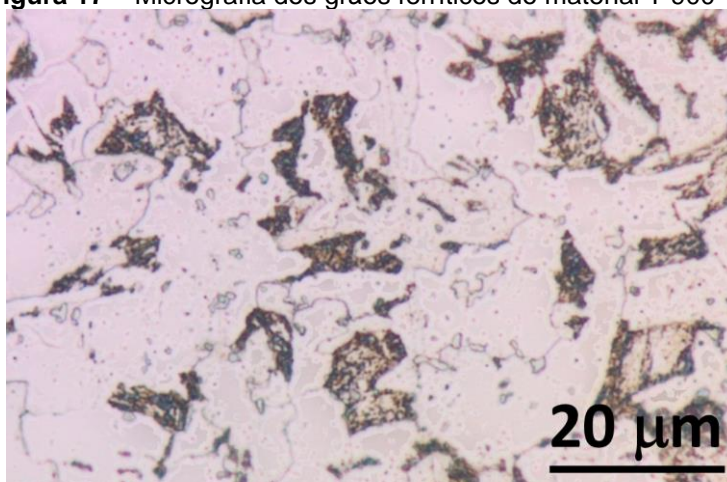


Fonte: Autoria Própria (2022)

Para promover alívio de tensões após o resfriamento rápido de 900°C , o material foi submetido a três temperaturas para revenimento e a microestrutura resultante de cada temperatura é mostrada nas Figura 16 (c), (d) e (e). Quanto maior a temperatura de revenimento, maior o tamanho dos grãos de ferrita e menor a quantidade de carbonetos. Observa-se que os grãos finos provenientes do MB continuam existindo, mas as altas temperaturas de revenimento favorecem a coalescência.

Mesmo no material revenido a 450°C ainda é possível se observar grãos refinados, como mostra em maior detalhe a Figura 17, corroborando com Hodgson, Hickson e Gibbs (1999) que afirmam que os grãos ferríticos ultra finos são estáveis e não ocorre facilmente a coalescência, mas essa coalescência é observada para grãos maiores que $5\mu\text{m}$.

Figura 17 – Micrografia dos grãos ferríticos do material T 900 +450

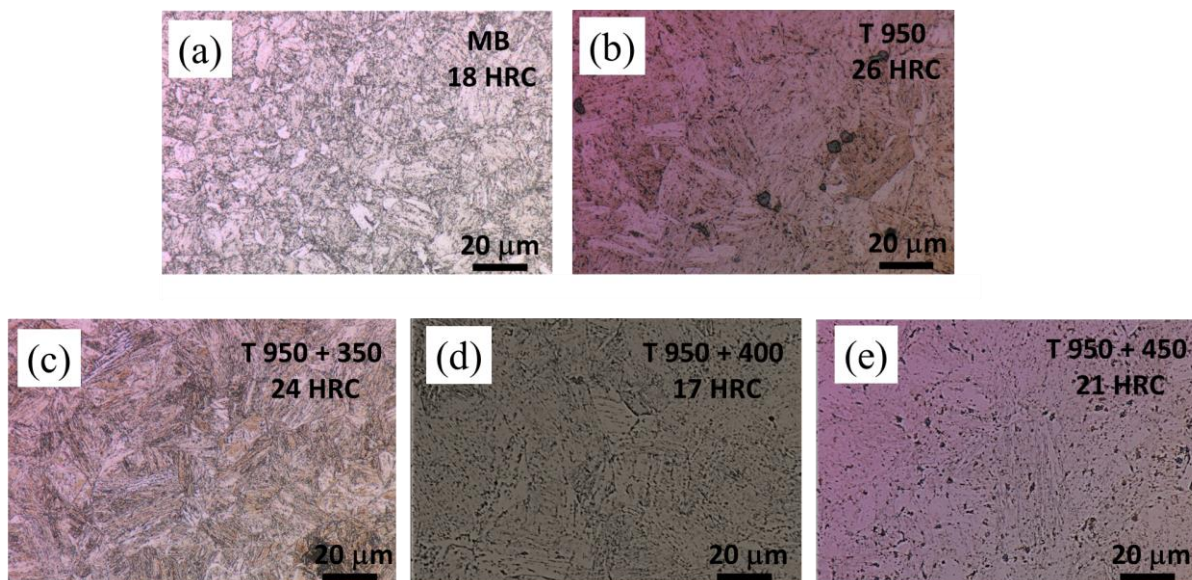


Fonte: Autoria Própria (2022)

4.3.3 Tratamento Térmico – T 950

O aço resfriado a partir de 950°C continuou apresentando quantidades significativas de carbeto em sua microestrutura, como pode ser observado na Figura 18.

Figura 18 – Comparação entre (a) MB, (b) T 950, (c) T 950+350, (d) T 950+400 e (e) T 950+450

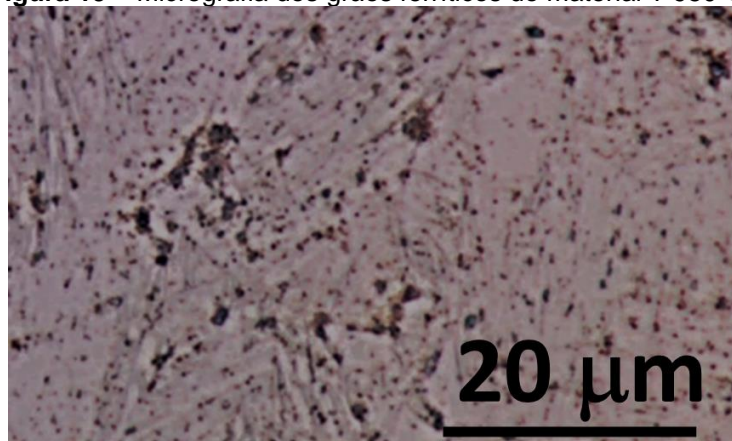


Fonte: Autoria Própria (2022)

A presença dos carbeto ocorre em todas as temperaturas de revenimento, mas as micrografias indicam sua redução conforme a temperatura aumenta. A Figura

19 mostra a amostra T 950+450, onde é interessante notar que mesmo nos grãos maiores de ferrita que coalesceram ainda há presença de grande quantidade de carbonetos, o que justifica sua dureza de $20,7 \pm 1,53$ HRC, comparável ao MB que tem $18,3 \pm 1,15$ HRC.

Figura 19 – Micrografia dos grãos ferríticos do material T 950 +450



Fonte: Autoria Própria (2022)

De acordo com a análise das propriedades mecânicas realizadas por Chen et al. (2019) em aços micro ligados, mas com elevado teor de carbono, a faixa ótima de temperatura de austenitização é $900 - 950^{\circ}\text{C}$, na qual os carbonetos na matriz estão quase completamente dissolvidos e os poucos carbonetos restantes inibiram o crescimento dos grãos de austenita durante a austenitização. Os resultados apresentados sugerem um comportamento similar para o aço DOMEX 700 quando submetido a tratamento térmico, o que corrobora com os resultados obtidos pela análise de dureza, indicando que a melhor faixa de temperatura para tratamento do D700 ocorre com têmpera a 950°C seguida de revenimento a 450°C (T 950+450).

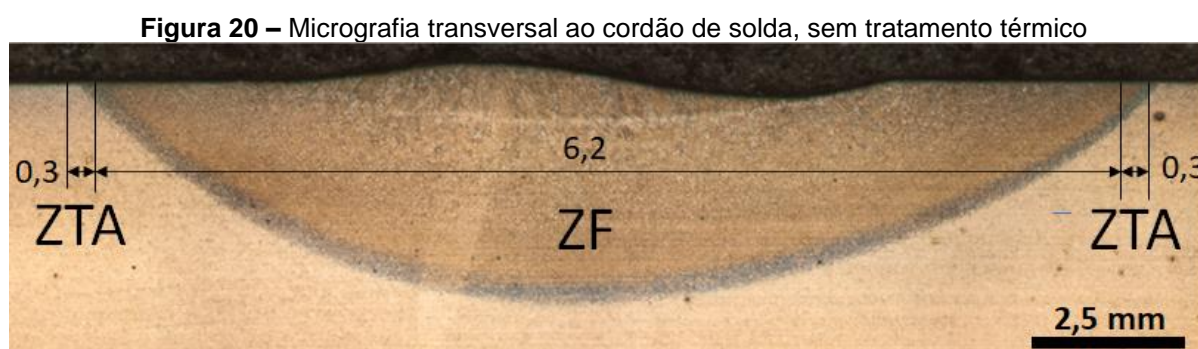
4.3.4 Conclusões Preliminares

- A temperatura de austenização para diluição dos carbonetos deve ser superior a 900°C ;
- Quando maior a temperatura de revenimento, mais macio o material se torna;

- Os tratamentos térmicos que resultam em uma dureza similar são a têmpera a 900°C e revenimento a 350°C, ou ainda a têmpera a 950°C com posterior revenimento a 450°C;

4.4 ANÁLISE DO MB APÓS PROCESSO DE SOLDAGEM

Para avaliação da dureza do aço após o processo de soldagem TIG autógena foi necessário realizar micro endentações Vickers, permitindo avaliar as diferentes regiões do cordão de solda. Assim, a preparação metalográfica foi realizada para identificar a zona fundida (ZF), a ZTA e o MB, conforme mostra a Figura 20. A zona fundida tem espessura de aproximadamente 6,2 mm e a ZTA de 0,3 mm.



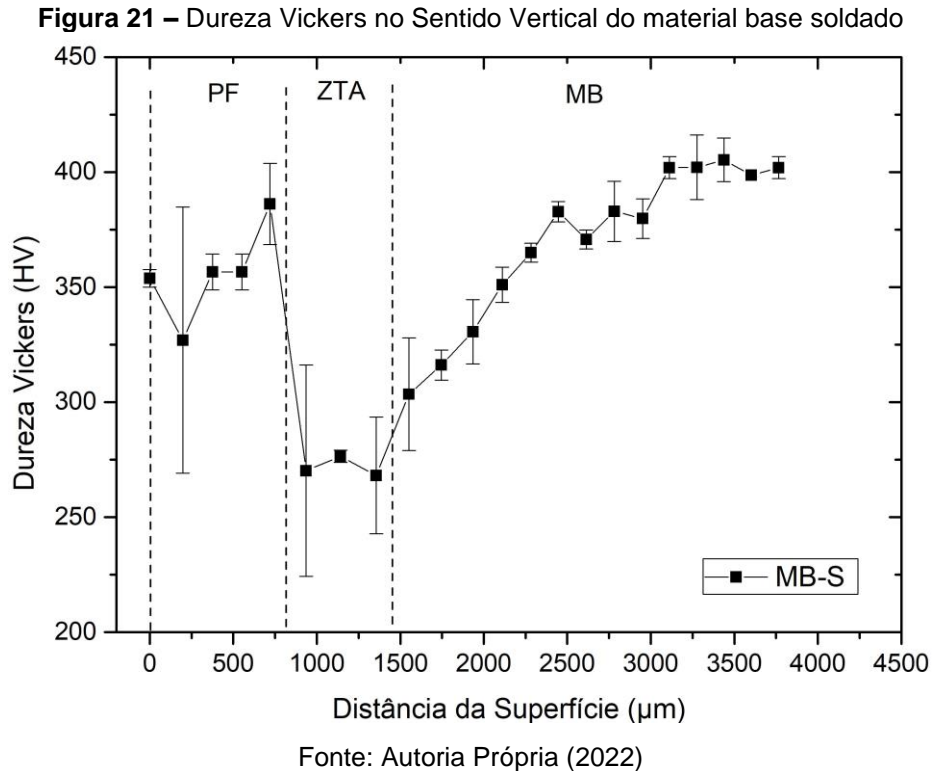
Fonte: Autoria Própria (2022)

4.5 SOLDAGEM TIG AUTÓGENA

Este capítulo contempla as discussões dos resultados da metalografia e dureza do aço após o processo de soldagem TIG autógena com e sem a aplicação do tratamento térmico T950+450, conforme definido anteriormente.

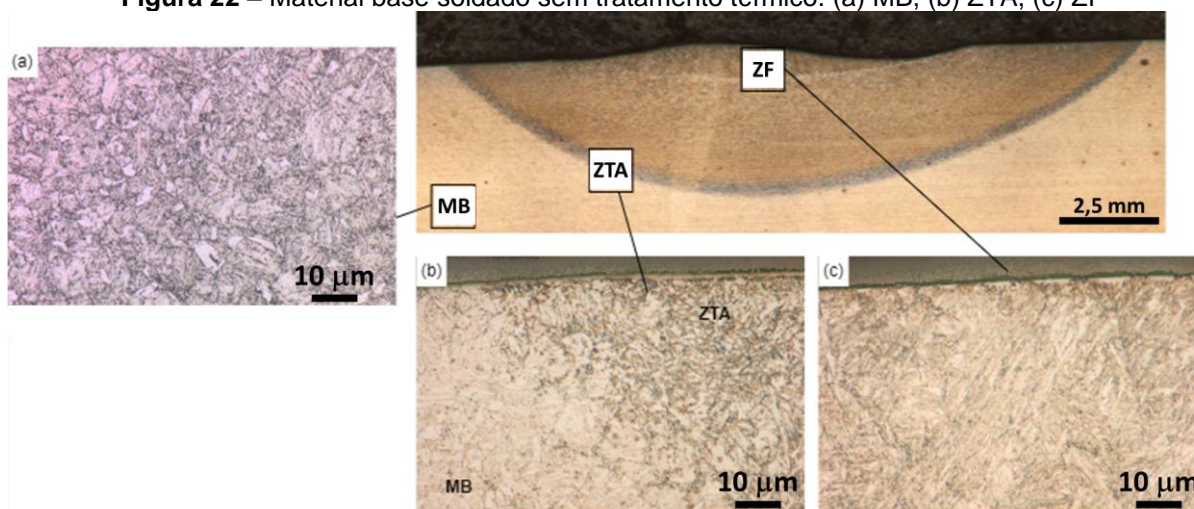
4.5.1 Material soldado - caracterizações

Na Figura 21 é mostrado o gráfico da dureza da região do cordão de solda, considerando a distância da superfície da poça de fusão no sentido vertical. A dureza indicada é a média dos pontos, calculada conforme Equação 2, e a barra de erro é o desvio padrão para cada ponto, calculado conforme Equação 3.



A dureza da região da ZF é $356 \pm 21 \text{ HV}_1$, apresentando uma redução de 11,4% em relação ao MB que tem dureza média de $402 \pm 2,3 \text{ HV}_1$. Entretanto, a ZTA apresentou dureza de $271,6 \pm 4,3 \text{ HV}_1$, reduzindo em 32% a dureza em relação ao MB. As mudanças microestruturais esperadas na ZF e ZTA promovem as alterações nos valores de dureza, o que vai de encontro com a literatura, que indica perda de propriedades mecânicas do material D700 na região de soldagem (PERINI, 2008). Para melhor elucidar essas mudanças, as regiões do cordão de solda mostradas na Figura 22 foram ampliadas e destacadas, como mostra a Figura 22(a) MB, Figura 22(b) ZTA e Figura 22(c) ZF.

Figura 22 – Material base soldado sem tratamento térmico. (a) MB, (b) ZTA, (c) ZF



Fonte: Autoria Própria (2022)

Observa-se que as mudanças microestruturais geradas pelo processo de soldagem correspondem às regiões de mudança de dureza observadas, devido ao aporte térmico que ocorreu no material durante a soldagem.

4.5.2 Material soldado - tratamento térmico

De acordo com os resultados apresentados anteriormente, o tratamento térmico escolhido para ser utilizado na amostra após a soldagem TIG autógena compreende aquecimento até 950°C por 30 minutos após a temperatura de pico ser atingida, com posterior resfriamento em óleo e revenido a 450°C por 30 minutos (T950+450). A micrografia obtida por microscopia óptica da região de soldagem após o T.T., incluindo as regiões da poça fundida, ZTA e metal base é mostrada na Figura 23.

Figura 23 – Material base soldado com tratamento térmico

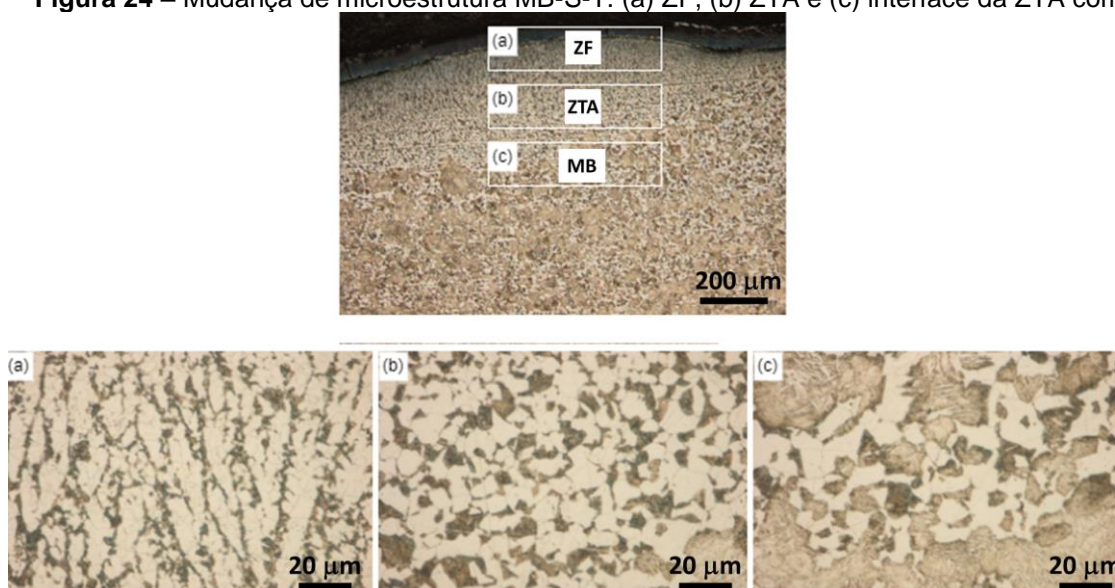


Fonte: Autoria Própria (2022)

Em comparação com Figura 22(a), a interface entre zona fundida, ZTA e MB são menos distinguíveis no material tratado termicamente apresentado na Figura 23. Também é possível observar uma camada de óxidos que se formou acima da zona fundida durante o tratamento térmico, ampliada na Figura 23, do lado esquerdo. Isto indica que devido às mudanças microestruturais geradas pela soldagem, o D700 ficou mais susceptível à oxidação, possivelmente por alguma mudança da composição da superfície.

Cada região do cordão de solda após o T.T. foi analisada por MO, como pode ser visualizado na Figura 24. Um aumento generalizado do tamanho de grãos foi observado, sendo que nesses grãos ferrítico há uma significativa redução na quantidade de carbeto, o que é indicativo de diminuição da dureza.

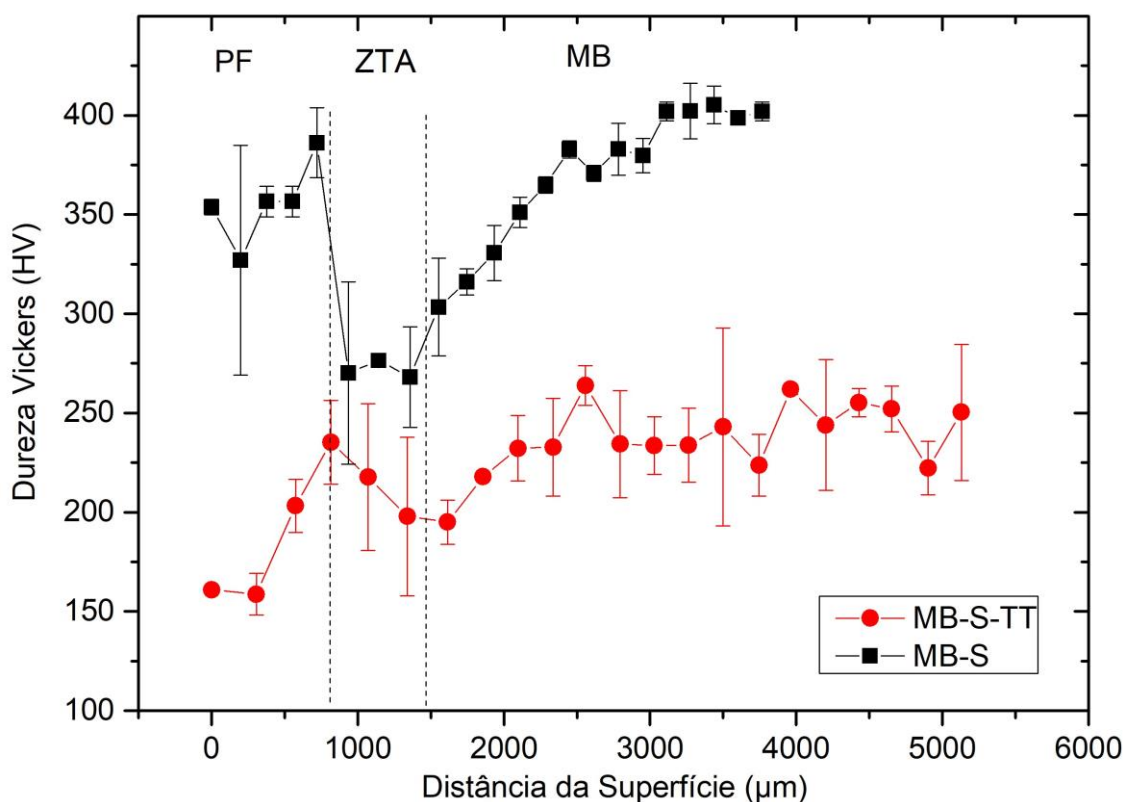
Figura 24 – Mudança de microestrutura MB-S-T. (a) ZF, (b) ZTA e (c) interface da ZTA com o MB



Fonte: Autoria Própria (2022)

Na Figura 25 são apresentados os gráficos de dureza do metal base soldado sem T.T. e após o T.T., para efeito de comparação.

Figura 25 –Dureza Vickers no sentido vertical do material base soldado e do material base soldado e tratado termicamente



Fonte: Autoria Própria (2022)

Os valores de dureza foram reduzidos significativamente em todos os pontos após o T.T quando comparados aos valores obtidos para a amostra apenas soldada. Entretanto, a discrepância entre os valores máximos e mínimos foi diminuída. Na região próxima à superfície, que corresponde a ZF, observa-se uma redução de dureza ainda mais significativa, sendo aproximadamente 57% menor. O MB também apresentou redução de 40% nos valores de dureza, devido ao crescimento do tamanho de grãos, passando a ser em média $241,63 \pm 16$ HV₁. Com relação aos desvios padrões, nota-se também que são maiores para a amostra tratada, o que indica que o tratamento térmico gerou uma baixa homogeneidade da peça.

Este resultado indica que devido as modificações microestruturais promovidas pelo processo de soldagem, os parâmetros ideais do T.T. não correspondem àqueles

observados para o aquecimento do material em forno. Trabalhos recentes da literatura indicam que para se obter a microestrutura do MB como recebido, é necessária uma combinação entre tratamentos térmicos e trabalho mecânico, os chamados tratamentos termomecânicos (DENISA et al., 2021).

5 CONCLUSÕES

Os efeitos dos tratamentos implementados no aço DOMEX 700 indicaram que a dureza foi restituída após aquecimento em forno com a combinação de têmpera e revenimento, desde que o aquecimento promovesse completa austenitização. A temperatura mínima de austenitização para o aço DOMEX 700 foi 900°C, para 30 minutos de aquecimento. Quanto maior foi a temperatura de revenimento, mais macio se tornou o material devido à diluição de carbonetos e aumento do tamanho dos grãos de ferrita. Os tratamentos que resultaram em dureza similar ao material como recebido foram a têmpera a 900°C seguida de revenimento à 350°C, ou ainda têmpera a 950°C e revenimento à 450°C.

O processo de soldagem TIG autógena promoveu modificações microestruturais significativas, gerando uma zona fundida e zona termicamente afetada que alteraram as condições necessárias para promover tratamento térmicos efetivos para restituir a dureza do aço DOMEX 700. Apenas o ciclo de tratamento térmico não foi capaz de recompor a microestrutura de forma similar ao material como recebido, apresentando uma redução de dureza tanto na região do cordão de solda como no material base devido ao crescimento de grãos. Severa oxidação da superfície soldada ocorreu durante o tratamento térmico indicando que o material também ficou mais susceptível a oxidação após o processo de soldagem.

6 SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- Realizar tratamento térmico no aço soldado utilizando temperaturas mais baixas, tais como têmpera a 900°C com revenimento a 350°C, buscando reduzir o crescimento dos grãos;
- Reduzir o tempo de aquecimento para o tratamento térmico de têmpera a 950°C com revenimento a 450°C, buscando reduzir o crescimento dos grãos;
- Investigar a combinação entre trabalho mecânico e tratamentos térmicos para retornar a microestrutura ao estado como recebido;
- Investigar possíveis alterações na composição química da região fundida e as causas da severa oxidação durante o tratamento térmico.

7 PUBLICAÇÕES E APRESENTAÇÕES

- COLFERAI, Stella Maria Giongo; MAZUR, Viviane Teleginski. Efeito de tratamentos térmicos na dureza e microestrutura do aço DOMEX 700. **Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR; XXV Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR**, Guarapuava, 2020. Disponível em: <https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=ir01449a&AN=pecutf.paper.6181&lang=pt-br&site=eds-live&scope=site>.
- COLFERAI, Stella Maria Giongo; MAZUR, Viviane Teleginski. Efeito de tratamentos térmicos na dureza e microestrutura do aço DOMEX 700. **APRESENTAÇÃO Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR; XXV Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR**, Guarapuava, 2020. Disponível em: <https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=ir01449a&AN=pecutf.paper.6181&lang=pt-br&site=eds-live&scope=site>.
- COLFERAI, Stella Maria Giongo; MAZUR, Viviane Teleginski. Efeito de tratamentos térmicos na dureza e microestrutura do aço DOMEX 700. **RELATÓRIO TÉCNICO**, Guarapuava, 2020. Disponível em: <https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=ir01449a&AN=pecutf.paper.6181&lang=pt-br&site=eds-live&scope=site>.

REFERÊNCIAS

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **ABNT NBR ISO 6508-1**: Materiais Metálicos – Ensaio de Dureza Rockwell. 2016.

AFKHAMI, Shahriar. **Weldability of cold-formed high strength and ultra-high strength steels**. 2018. Finlândia, 2018. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jcsr.2019.03.017>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0143974X18309350?via%3Di> hub. Acesso em: 23 nov. 2021.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E122-13**. Standard Practice for Calculating Sample Size to Estimate, With Specified Precision, the Average for a Characteristic of a Lot or Process. 2017.

CHEN, Kui; JIANG, Zhouhua; LIU, Fubin; YU, Jia; LI, Yang; GONG, Wei; CHEN, Changyong. Effect of quenching and tempering temperature on microstructure and tensile properties of microalloyed ultra-high strength suspension spring steel. **Materials Science and Engineering A**, Shenyang, v. 766, n. August, p. 138272, 2019. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138272>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S0921509319310585#:~:text=The%20results%20showed%20that%20an,%25%20and%2042.7%25%2C%20respectively>. Acesso em: 19 out. 2021.

CHIAVERINI, Vicente. **Tratamento Térmico das Ligas Metálicas**. 11. ed. São Paulo: ABM, 2008. v. 1

COLFERAI, Stella Maria Giongo; MAZUR, Viviane Teleginski. Efeito de tratamentos térmicos na dureza e microestrutura do aço DOMEX 700. **Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR; XXV Seminário de Iniciação Científica e Tecnológica da UTFPR**, Guarapuava, 2020. Disponível em: <https://search.ebscohost.com/login.aspx?direct=true&db=ir01449a&AN=pecutf.paper.6181&lang=pt-br&site=eds-live&scope=site>.

DENISA, Medvecká; MICHAL, Jambor; TIBOR, Varmus; LÝDIA, Fojtík Demčáková; FRANTISEK, Nový. Examination of fatigue life of HSLA Domex 700 MC welded joints. **SLOKAQUIA**, 2021. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S2352146521004142>.

FOROUZAN, Farnoosh; VUORINEN, Esa; MÜCKLICH, Frank. Post weld-treatment of laser welded AHSS by application of quenching and partitioning technique. **Materials Science and Engineering A**, Sweden, v. 698, n. February, p. 174–182, 2017. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2017.05.053>. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S092150931730669X>. Acesso em: 7 out. 2021.

HODGSON, P. D.; HICKSON, M. R.; GIBBS, R. K. Ultrafine ferrite in low carbon steel. **Scripta Materialia**, United States, v. 40, n. 10, p. 1179–1184, 1999. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1359-6462\(98\)00411-4](https://doi.org/10.1016/S1359-6462(98)00411-4). Disponível em: <https://www.osti.gov/biblio/361741-ultrafine-ferrite-low-carbon-steel>. Acesso em: 19 nov. 2021.

MARQUES, Paulo Villani. **Soldagem - Fundamentos e Tecnologia**. 4. ed. Rio de Janeiro, RJ: Elsevier Editora Ltda, 2017. Disponível em: [https://integrada.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788595156067/epubcfi/6/48\[%3Bvnd.vst.idref%3Dchapter13.xhtml\]!/4/2/48/2%4051:97](https://integrada.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788595156067/epubcfi/6/48[%3Bvnd.vst.idref%3Dchapter13.xhtml]!/4/2/48/2%4051:97). Acesso em: 31 out. 2021.

MUSA, M. H. A.; MALEQUE, M. A.; ALI, M. Y. An Investigation of TIG welding parameters on microhardness and microstructure of heat affected zone of HSLA steel. *In*: IOP CONFERENCE SERIES: MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING 2018, Melbourne. **Anais** [...]. Melbourne: Institute of Physics Publishing, 2018. DOI: 10.1088/1757-899X/290/1/012041. Disponível em: https://www.researchgate.net/publication/322783027_An_Investigation_of_TIG_welding_parameters_on_microhardness_and_microstructure_of_heat_affected_zone_of_HSLA_steel. Acesso em: 31 out. 2021.

NOGUEIRA, Rosiane de Castro. CARACTERIZAÇÃO MECÂNICA E ANÁLISE MICROESTRUTURAL COM A UTILIZAÇÃO DA TÉCNICA DE TRÍPLICE ATAQUE DO AÇO MULTIFÁSICO AISI 4350. 2013. Tese (Doutorado) – Curso de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual Paulista, Guaratinguetá, 2013.

PERINI, Felipe Gustavo. Propriedades mecânicas e microestruturais de aços de alta resistência e baixa liga soldados. Caxias do Sul, p. 97, 2008. Disponível em: <https://repositorio.ucs.br/handle/11338/315>.

SANTOS, Carlos Eduardo Figueiredo Dos. **Processos de Soldagem - Conceitos, Equipamentos e Normas de Segurança**. 1. ed. São Paulo: Editora Érica Ltda, 2015. Disponível em: <https://integrada.minhabiblioteca.com.br/reader/books/9788536520063/pageid/77>. Acesso em: 31 out. 2021.

SSAB. **Welding of DOMEX Advanced High Strength Steels**. 2020. Disponível em: <https://www.ssab.com.br/products/brands/strenx/products/strenx-700-mc>. Acesso em: 24 out. 2021.

WAGHMARE, Utkarsh; DHOBLE, A. S.; TAIWADE, Ravindra; VERMA, Jagesvar; VASHISHTHA, Himanshu. Prediction of heat affected zone and other mechanical properties of welded joints of HSLA A588-B of jet blast deflector. **World Journal of Engineering**, Nagpur, v. 16, n. 4, p. 438–444, 2019. DOI: 10.1108/WJE-08-2018-0281. Disponível em: <https://www.emerald.com/insight/content/doi/10.1108/WJE-08-2018-0281/full/html>. Acesso em: 26 nov. 2021.

CALLISTER, William D. Jr; RETHWISCH, David G. **Ciência e engenharia de materiais: uma introdução**. 8. ed. Rio de Janeiro: LTC, 2018.

YI, Hai-long; DU, Lin-Xiu; WANG, Guo-Dong; LIU, Xiang-Hua. Strengthening Mechanism of a New 700 MPa Hot Rolled High Strength Steel. **Journal of Iron and Steel Research International**, Liaoning, v. 15, n. 2, p. 76–80, 2008. DOI: 10.1016/S1006-706X(08)60036-9. Disponível em: <https://www.sciencedirect.com/science/article/abs/pii/S1006706X08600369>. Acesso em: 9 out. 2021.