



DISSERTAÇÃO DE MESTRADO

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DO AÇO MICROLIGADO DOMEX
460MC SOLDADO EM DIFERENTES CONDIÇÕES DE PRÉ-
AQUECIMENTO**

Por,

Vinícius Resende Rocha

Brasília, 27 de julho de 2018

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA

FACULDADE DE TECNOLOGIA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

UNIVERSIDADE DE BRASÍLIA
Faculdade de Tecnologia
Departamento de Engenharia Mecânica

**ANÁLISE DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E
MICROESTRUTURAIS DO AÇO MICROLIGADO
DOMEX 460MC SOLDADO EM DIFERENTES
CONDIÇÕES DE PRÉ-AQUECIMENTO**

Vinícius Resende Rocha

DISSERTAÇÃO DE Mestrado submetida ao Departamento de Engenharia Mecânica da Faculdade de Tecnologia da Universidade de Brasília, como parte dos requisitos necessários para a obtenção do grau de Mestre em Ciências Mecânicas.

APROVADA POR:

Prof. Daniel Monteiro Rosa, D.Sc. (ENM/UnB - PCMEC)
(Orientador)

Prof. Jorge Luiz de Almeida Ferreira, D.Sc. (ENM/UnB - PCMEC)
(Examinador Interno)

Prof. Guilherme Caribé de Carvalho, D.Sc. (ENM/UnB - PPMEC)
(Examinador Externo)

Brasília/DF, 27 de julho de 2018.

FICHA CATALOGRÁFICA

ROCHA, VINÍCIUS RESENDE

Análise das Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Microligado DOMEX 460MC Soldado em Diferentes Condições de Pré-aquecimento. [Distrito Federal] 2018. xiii, 108 p., 210 x 297 mm (ENM/FT/UnB, Mestre, Ciências Mecânicas, 2018)

Dissertação de mestrado – Universidade de Brasília.

Faculdade de Tecnologia.

Departamento de Engenharia Mecânica.

1. Metalurgia

2. Propriedades Mecânicas

3. Soldagem MIG

4. Aço DOMEX 460MC

I. ENM/FT/UnB

II. ENM.DM-210A/2018

REFERÊNCIA BIBLIOGRÁFICA

ROCHA, V. R., (2018) Análise das Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Microligado DOMEX 460MC Soldado em Diferentes Condições de Pré-aquecimento. Dissertação de mestrado, Publicação ENM.DM-294/2018, Departamento de Engenharia Mecânica, Universidade de Brasília, DF, 108 p.

CESSÃO DE DIREITOS

AUTOR: Vinícius Resende Rocha.

TÍTULO: Análise das Propriedades Mecânicas e Microestruturais do Aço Microligado DOMEX 460MC Soldado em Diferentes Condições de Pré-aquecimento.

GRAU: Mestre

ANO: 2018

É concedida à Universidade de Brasília permissão para reproduzir cópias desta dissertação de mestrado e para emprestar ou vender tais cópias somente para propósitos acadêmicos e científicos. O autor reserva outros direitos de publicação e nenhuma parte dessa dissertação de mestrado pode ser reproduzida sem autorização por escrito do autor.

Vinícius Resende Rocha
Avenida Afonso Queiroz, 1194 Apto 01, B. Sebastião Amorim
38705-301 Patos de Minas – MG – Brasil.

Dedicatória

Dedico este trabalho a minha família por todo o apoio e a meus professores que se tornaram parte do meu crescimento.

Agradecimentos

Agradeço a Deus pela vida e por todas as oportunidades proporcionadas, a minha família que sempre esteve comigo em toda minha caminhada com todo o suporte e carinho possíveis, a meu orientador, aos docentes e colegas da UnB pelo ambiente de aprendizado, ao Centro Universitário de Patos de Minas – Unipam pela disponibilização de laboratório e equipamentos e a empresa Trucks Hélio Manfil – Patos de Minas pela disponibilização das chapas e de mão de obra para produção das amostras.

Resumo

Este trabalho mostra uma análise microestrutural e de propriedades mecânicas de um aço de alta resistência e baixa liga de nomenclatura DOMEX 460MC sujeito a três processos de pré-aquecimento prévio e solda MIG nas amostras. Inicialmente definem-se conceitos importantes para a compreensão do aço relacionados à metalurgia de metais e a propriedades da soldagem MIG. Para o processo de soldagem foram realizados pré-aquecimentos de 700, 580 e 400°C em chapas do aço para fabricação de corpos de prova de tração. São fabricados 15 corpos de prova segundo a norma ASTM E8M-04 com um cordão de solda mig por chanfro X unindo-os através de um passe de solda em cada superfície logo após o processo de pré-aquecimento tanto para as amostras pré-aquecidas quanto para sem tratamento térmico prévio. A partir de amostras usinadas foram realizados ensaios de dureza Brinell e também produzidas amostras para análise microestrutural em cortes lateral e transversal das chapas. Os resultados da metalografia mostraram que a estrutura do aço sem nenhum tratamento ou solda é martensítica, exceto a amostra CTS700 que ocorre dissolução da martensita com o tratamento térmico de 700°C por conta da recristalização da microestrutura do aço. A microestrutura das soldas possuem majoritariamente bainita e ferrita. Os ensaios de dureza e tração mostraram que o tratamento de 700°C e 580°C provocou uma redução da resistência mecânica das amostras, reduzindo os valores de dureza e módulo de Young dos materiais, enquanto as amostras CTS400 e SS apresentaram comportamento similar, com uma redução menor das propriedades mecânicas. Todas as fraturas ocorreram na região de menor dureza das amostras. Uma fractografia foi realizada em amostras com e sem repetitividade nos ensaios de tração, onde foi constatada a presença de poros, inclusões e uma diferença de penetrações da solda que causaram esforço cisalhante nas amostras com deformações totais menores.

Palavras – Chave: Metalurgia, Propriedades Mecânicas, Soldagem MIG, Aço DOMEX 460MC.

Abstract

This work shows a microstructural and mechanical properties analysis of a high strength low alloy steel named DOMEX 460MC subjected to three pre-heating treatment and MIG welding process in the samples. Firstly are defined important concepts for the understanding of steel related to metal metallurgy and the properties of welding. For the welding process, pre-heating of 700, 580 and 400 ° C were made in steel plates for the production of traction test specimens. 15 specimens were made conforming to ASTM E8M-04 with a MIG weld double bevel edge by joining them through a weld pass on each surface immediately after the preheating process for both the preheated samples and for the sample with no previous heat treatment. Brinell hardness tests were carried out from the machined samples and these samples were also produced for microstructural analysis in lateral and transverse sections of the plates. The results of the metallography showed that the structure of the steel without any treatment or welding is martensitic, except the sample CTS700 that recrystallize the martensite with the heat treatment of 700 ° C due to the recrystallization in the microstructure of the steel. The microstructure of the welds has mostly bainite and ferrite. Hardness and tensile tests showed that the treatment of 700 ° C and 580 ° C caused embrittlement of the samples, reducing the values of hardness and Young's modulus of the materials, while the CTS400 and SS samples presented similar behavior, with a smaller reduction mechanical properties. All fractures occurred in the region of minimum hardness of the samples. A fractography was performed in samples with and without repeatability in the tensile tests, where it was verified the presence of pores, inclusions and a difference of penetrations of the welding process that caused shear stress in the samples with smaller total deformations.

Key – Words: Metallurgy, Mechanical Properties, MIG Welding, DOMEX 460MG Steel.

Lista de Figuras

Figura 1. Classificação dos Metais. Callister, 1991.....	5
Figura 2. Interação entre a classificação dos aços. Caruso, 2001.	6
Figura 3. Principais técnicas de fabricação de metais.	8
Figura 4. Processos de conformação mecânica de metais.....	9
Figura 5. Microestruturas dos aços. a) Ferrita b) Austenita c) Cementita d) Perlita e) Bainita f) Martensita.	13
Figura 6. Formação teórica de uma solda pela aproximação das superfícies das peças. Fonte: Modenesi et al, 2012.....	25
Figura 7. Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico. A - ZF, B - ZTA, C - MB.	26
Figura 8. Diagrama esquemático das várias regiões da ZTA de um aço com 0,15% C. Fonte:	27
Figura 9. Representação da ZF e ZTA com: a) um passe b) vários passes.....	27
Figura 10. Processo de Soldagem MIG/MAG.	29
Figura 11. Evolução do uso de processos de soldagem na Europa.	30
Figura 12. Modos de transferência de metal no processo MIG/MAG.	31
Figura 13. Influência dos gases de proteção no cordão de solda..	32
Figura 14. Diagrama Tensão x Deformação convencional e real para material dúctil (aço) (sem escala).....	35
Figura 15. Fase elástica de uma curva de ensaio de tração.	36
Figura 16. Processo de medição de dureza Brinell.	38
Figura 17. Desenho esquemático com medidas para CP do ensaio de tração segundo a norma ASTM E8M-04.	44
Figura 18. Fluxograma de procedimentos experimentais.....	45
Figura 19. Chanfros em "X" nas amostras.....	46
Figura 20. Forno Jung utilizado nos tratamentos térmicos.....	47
Figura 21. Gabarito de solda.	48
Figura 22. Posicionamento das amostras no gabarito.	48
Figura 23. Processo de soldagem das amostras.	50
Figura 24. Processo de Corte. a) Medida da chapa b) Fixação da Chapa c) Corte d) Peça Finalizada.	51
Figura 25. Processo de fresamento.	52
Figura 27. OLS 4000. Fonte: Olympus.....	53
Figura 28. Amostra para o ensaio de dureza.	54
Figura 29. Sentido de corte das amostras metalográficas.	55
Figura 30. Microestrutura da amostra CR - Corte Lateral.	58
Figura 31. Microestrutura da amostra CR - Corte Transversal. a) Amostra Domex 460MC b) Amostra de Amaral et al, 2017.....	58
Figura 32. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.....	59
Figura 33. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.....	60
Figura 34. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.....	60
Figura 35. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.....	61
Figura 36. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.	61
Figura 37. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.	62
Figura 38. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.	62
Figura 39. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.	63
Figura 40. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Lateral.	63
Figura 41. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Lateral.	64
Figura 42. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Lateral.	64
Figura 43. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Lateral.	65
Figura 44. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Transversal.....	65
Figura 45. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Transversal.....	66
Figura 46. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Transversal.....	66
Figura 47. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Transversal.....	67
Figura 48. Microestrutura amostra CTS580 - Corte Transversal.....	67

Figura 49. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.	68
Figura 50. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.	69
Figura 51. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.	69
Figura 52. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.	70
Figura 53. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.	71
Figura 54. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.....	71
Figura 55. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.....	72
Figura 56. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.....	72
Figura 57. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.....	73
Figura 58. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.	73
Figura 59. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.	74
Figura 60. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.	75
Figura 61. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.....	75
Figura 62. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.....	76
Figura 63. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.....	76
Figura 64. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.....	77
Figura 65. Defeito na macroestrutura da amostra SS – Corte Transversal.....	77
Figura 66. Dureza Brinell da amostra CTS700.	79
Figura 67. Dureza Brinell da amostra CTS580.	80
Figura 68. Dureza Brinell da amostra CTS400.	81
Figura 69. Dureza Brinell da amostra SS.	82
Figura 70. Relação de durezas no MB das amostras de acordo com a temperatura de aquecimento.	83
Figura 71. CP's rompidos no ensaio de tração.	84
Figura 72. Curva Tensão x Deformação amostra CR.	85
Figura 73. Curva Tensão x Deformação amostra CTS700.	86
Figura 74. Curva Tensão x Deformação amostra CTS580.	87
Figura 75. Curva Tensão x Deformação amostra CTS400.	88
Figura 76. Curva Tensão x Deformação amostra SS.	89
Figura 77. Superfície fraturada da amostra CTS700 - A3.	91
Figura 78. Superfície fraturada da amostra CTS700 - A3.	92
Figura 79. Superfície fraturada da amostra CTS580 - B1.	93
Figura 80. Superfície fraturada da amostra CTS580 - B3.	94
Figura 81. Superfície fraturada da amostra CTS400 – C1.	95
Figura 82. Superfície fraturada da amostra CTS400 – C3.	96
Figura 83. Superfície fraturada da amostra SS – D2.	97
Figura 84. Superfície fraturada da amostra SS – D3.	98

Lista de Tabelas

Tabela 1. Propriedades Mecânicas DOMEX 460MC.....	16
Tabela 2. Composição química percentual máxima do DOMEX 460MC..	16
Tabela 3. Carbono equivalente típico do DOMEX 460MC.	17
Tabela 4. Composição Química do Arame WELD S6. Fonte:.....	33
Tabela 5. Tratamento das amostras.	46
Tabela 6. Tempos e temperaturas dos tratamentos térmicos.....	47
Tabela 7. Dados do processo de soldagem das amostras.	49
Tabela 8. Resultado da dureza Brinell média da amostra CR.	78
Tabela 9. Resumo do ensaio de dureza Brinell nas amostras.	82
Tabela 10. Resultados dos Ensaios de Tração das Amostras.	90

Lista de Símbolos

Símbolos Latinos

A	Área transversal
d	Diâmetro médio do grão
d	Diâmetro da Impressão
D	Diâmetro da esfera
E	Módulo de Young
F	Força de tração aplicada
HB	Hardness Brinell
K	Fator que representa a resistência do contorno de grão
P	Carga aplicada da esfera
T_c	Temperatura crítica
T_f	Temperatura de fusão
T_p	Temperatura de pico
t	Tempo

Símbolos Gregos

α	Ferrita alfa
δ	Ferrita delta
γ	Austenita
ε_l	Deformação longitudinal
ε_t	Deformação transversal
σ	Tensão
σ_e	Tensão de escoamento
σ_i	Tensão de escoamento do monocristal
σ_u	Tensão última

ν Coeficiente de Poisson

Siglas

ARBL	<i>Aços de alta resistência e baixa liga</i>
ASTM	<i>American Society for Testing and Materials</i>
BA	Bainita
CEV	Carbono Equivalente
CP	Corpo de Prova
FA	Ferrita Acicular
FW	Ferrita de Widmanstätten
GGZTA	Região de grãos grosseiros
GMAW	Gás Metal Arc Welding
GRZTA	Região de grãos refinados
I	Inclusões
ICZTA	Região de grãos intercríticos
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Resistência
MA	Martensita
MAG	Metal Active Gas
MB	Metal base
MIG	Metal Inert Gas
TIG	Tungsten Inert Gas
SBZTA	Região de grãos subcríticos
ZF	Zona fundida
ZTA	Zona termicamente afetada

Sumário

1	Introdução	1
1.1	Objetivo	3
1.2	Objetivos Específicos	3
1.3	Organização do trabalho	3
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
2.1	Propriedade dos Metais	5
2.1.1	Aços	5
2.1.2	Processos de Fabricação do Aço	7
2.1.2.1	Conformação Mecânica	7
2.1.3	Constituintes do Aço	9
2.2	Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)	14
2.2.1	DOMEX 460MC	15
2.3	Efeitos de Adição de Ligas no Aço	17
2.4	Tratamentos Térmicos	21
2.5	Soldagem	24
2.5.1	Macroestrutura de Solda	25
2.5.2	Soldagem MIG	28
2.5.2.1	Transferência de Metal	30
2.5.2.2	Gás de Proteção	31
2.5.2.3	Arame	32
2.6	Ensaio em Aços	33
2.6.1	Ensaio de Tração	33
2.6.2	Ensaio de Dureza Brinell	38
2.6.3	Fratografia	40
2.6.4	Micrografia	41
3	MATERIAIS e MÉTODOS	44
3.1	Tratamento Térmico	45
3.2	Soldagem	48
3.3	Usinagem dos Corpos de Prova	50
3.4	Ensaio de Tração	52
3.5	Análise Fratográfica	53
3.6	Ensaio de Dureza	54
3.7	Metalografia	55
4	RESULTADOS E DISCUSSÕES	57
4.1	Metalografia	57
4.2	Dureza	78
4.3	Tração	84
4.4	Fractografia	91
5	CONCLUSÃO	102
5.1	Sugestões de trabalhos futuros	103
	Referências bibliográficas	104

1 Introdução

Na indústria mecânica cada vez mais é importante o desenvolvimento de novos aços com propriedades melhores e específicas para seus usos. Por ser um material de custo baixo e com constituintes em abundância na crosta terrestre, o aço se torna essencial em diversos setores da indústria.

A fim de atender demandas da indústria por materiais mais resistentes com boas propriedades mecânicas e custo moderado, foram desenvolvidos os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), onde o aumento de sua resistência mecânica não ocorre pela adição de um maior teor de carbono, mas sim pela adição estritamente controlada de elementos de liga e também por um processo de fabricação minuciosamente controlado. Isto produz um aço com alta ductilidade, diferentemente dos aços com alto teor de carbono que são, em geral, frágeis (Infomet, 2018).

O aço DOMEX 460MC é um exemplo de aço de alta resistência e baixa liga. Geralmente, no Brasil, este aço é cortado ou conformado em suas dimensões para uso na indústria automotiva por meio de um alto aporte térmico, geralmente por oxicorte ou plasma. Isto faz com que o material sofra um tratamento térmico indesejável que pode ocasionar na perda de suas propriedades e características, sendo estas essenciais ao projeto. A fabricante SSAB garante as propriedades do material até temperaturas de 580 °C, mas os processos de corte e solda chegam a temperaturas bem maiores em regiões localizadas (SSAB, 2018).

A indústria procura em novos materiais a possibilidade de redução de peso. Isto implica em um componente mais leve com resistência mecânica similar ou maior do que os fabricados em aços convencionais.

Aços de alta resistência e baixa liga vêm sendo implantados na indústria brasileira de veículos pesados para fins de elevação de resistência, diminuição de custos e peso dos veículos. Tais aços são utilizados principalmente em componentes sujeitos à grandes esforços, onde os

projetos dos componentes são controlados por condições de contorno severas, por exemplo, como em caçambas de pedreiras ou mineradoras (Seyfried et al., 2015).

Um dos recursos mais utilizados na indústria mecânica é o processo de soldagem. Sendo este caracterizado por ser um método prático e rápido para união de peças e ainda possui um custo final baixo. Entretanto, seu uso de forma indiscriminada gera mudanças nas características das peças soldadas, reduzindo sua resistência e provocando falhas nos casos mais graves (Neris, 2012).

Desconsiderar as implicações que o processo de solda causa no material pode resultar em falhas inesperadas e em alguns casos, graves prejuízos. Isto pode refletir em gastos extras, perda de materiais e nos casos mais graves, na perda de vidas (Modenesi et al, 2012).

Pelos motivos enumerados por Modenesi et al. (2012) e importância deste processo na indústria, se faz então necessário estudar a influência de processos de aporte térmico como soldagem e tratamentos térmicos nos aços de alta resistência e baixa liga. Isto para que se possam garantir as melhores condições de projeto para produção de equipamentos cada vez mais eficientes.

Em algumas aplicações como tubos para combustíveis, o processo de pré-aquecimento e pós-aquecimento é extremamente necessário para evitar o surgimento de trincas por hidrogênio na estrutura da solda dos componentes. A escolha correta das temperaturas dos tratamentos térmicos na solda pode oferecer melhores propriedades mecânicas ao componente (Nebhnani et al., 2001).

Sendo os aços ARBL proeminentes na indústria assim como métodos de união como a soldagem, o estudo do efeito deste processo nas propriedades do aço se torna algo de suma importância para a realização de um bom projeto, onde o máximo possível de variáveis é abordado.

1.1 Objetivo

O objetivo deste trabalho consiste em analisar a influência nas características microestruturais e resistência mecânica de corpos de prova do aço DOMEX 460MC submetidos à soldagem MIG com três condições distintas de pré-aquecimento prévio e uma sem pré-aquecimento.

1.2 Objetivos Específicos

Para atingir o objetivo principal descrito acima, foram determinados os seguintes objetivos específicos para este estudo:

- Fabricação de corpos de prova do aço DOMEX 460, segundo a norma técnica ASTM E8M-04;
- Soldagem dos corpos de prova em quatro condições de pré-aquecimento: sem pré-aquecimento e com pré-aquecimento nas temperaturas 400°, 580° e 700° C imediatamente antes das soldagens.
- Realização de ensaios metalográficos e mecânicos para a determinação das propriedades do material
- Registro e análise das fractografias após os ensaios mecânicos.

1.3 Organização do trabalho

O presente trabalho é dividido em cinco capítulos de acordo com os temas abordados.

O capítulo um trata-se da introdução, pois aborda assuntos como a motivação e justifica a elaboração do projeto. É definida a área do estudo por meio de discussões iniciais sobre a importância dos temas relacionados a aços microligados e soldas para a indústria.

No capítulo dois apresenta-se a revisão bibliográfica, trata de situar o trabalho de acordo com os estudos dos principais trabalhos da literatura. Definem-se ainda tópicos importantes para a compreensão e apresentação dos resultados referentes à análise do aço e solda em estudo.

O capítulo três, de materiais e métodos, apresenta-se a metodologia de trabalho adotada, mostrando como os ensaios e procedimentos foram realizados.

O capítulo quatro, dos resultados, expõe e discute os resultados de cada ensaio utilizado e descrito no capítulo de materiais e métodos. Nele, é possível verificar os resultados de conceitos definidos no capítulo anterior além de comparações feitas com resultados de outros autores também referenciados no capítulo três.

O capítulo cinco apresenta as conclusões. Ele demonstra o que foi possível inferir de toda a análise realizada e uma sugestão de trabalhos futuros.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Propriedade dos Metais

As ligas metálicas são comumente classificadas quanto a sua composição, entre ligas ferrosas e não ferrosas. A liga ferrosa tem como característica ter o ferro como componente principal, onde se incluem o aço e ferro fundido. A figura 1 mostra a classificação das ligas metálicas quanto à suas composições.

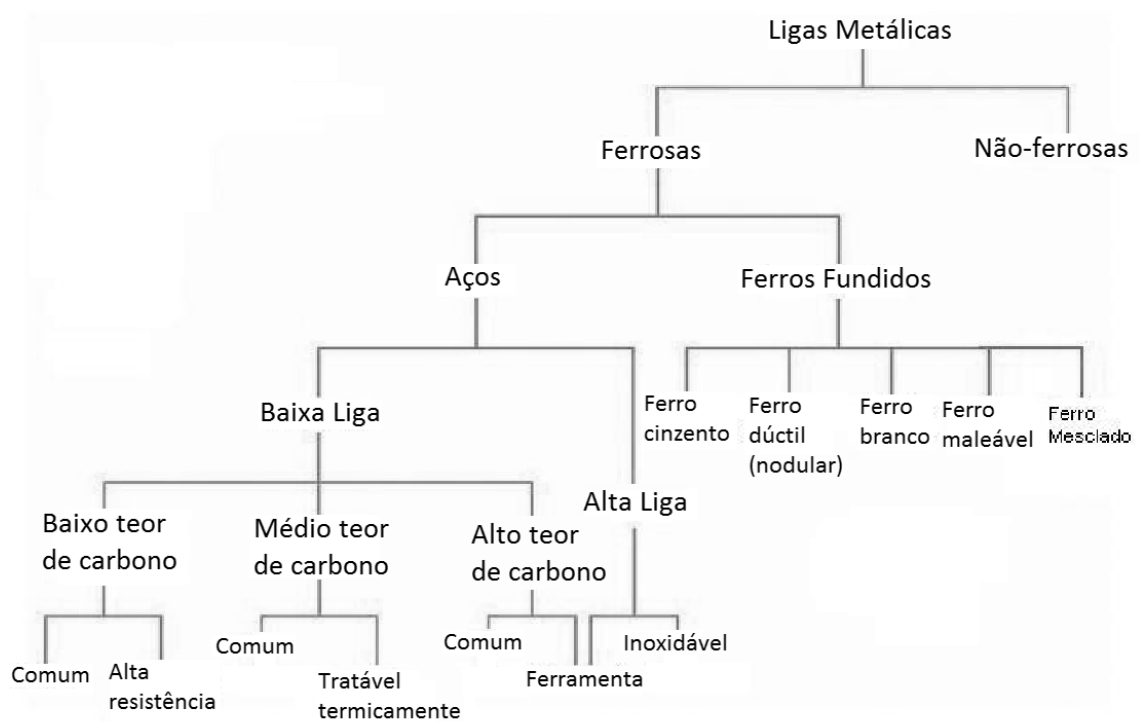


Figura 1. Classificação dos Metais. Callister, 1991

2.1.1 Aços

Aços são definidos como uma liga de ferro-carbono possuindo uma concentração percentual de carbono de até aproximadamente 2,11%. Acima do teor de 2,11% de carbono o material passa a se chamar ferro fundido. O limite inferior de aproximadamente 0,001% de carbono é definido pela máxima capacidade de solubilização do carbono em um aço em

temperatura ambiente. Já o limite superior é definido como a máxima solubilização de carbono na temperatura de 1140°C (Chiaverini, 1986).

Sua utilização é amplamente difundida, sendo o ferro o elemento mais explorado no planeta. Suas aplicações vão à indústria de construção civil, indústria automotiva, dentre diversas outras. Ele é caracterizado por ser um componente extremamente vantajoso, pois possui boas qualidades de resistência mecânica e um bom custo em comparação à alternativas de mesma resistência. Sua produção é feita por um processo relativamente simples e econômico. Há também a produção por reciclagem de sucata, que é um processo mais econômico e de maior consciência ambiental.

Os aços podem ser classificados quanto a sua composição entre aços carbono e aços ligados, quanto ao seu processamento, sua microestrutura, sua finalidade e na indústria, sua classificação mais comum é quanto ao seu teor de carbono. A figura 2 mostra a interação entre tais métodos de classificação nos aços.

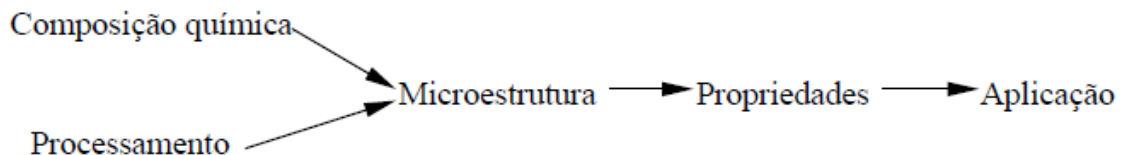


Figura 2. Interação entre a classificação dos aços. Caruso, 2001.

Quanto a sua composição, os aços podem conter outros elementos em sua liga como Cr, Mn, Si, Mo, V, Nb, W, Ti, Ni e além de outros elementos resultantes do processo de fabricação. Tais aços ligas podem ser divididos em aços de baixa liga (<5% de elementos de liga) e aços de alta liga (>5% de elementos de liga) (Ashby & Jones, 1992).

2.1.2 Processos de Fabricação do Aço

Os aços possuem diversas formas de fabricação, variando-se de acordo com a facilidade do processo para produção da peça desejada e também pelos custos envolvidos no processo. Para que metais e suas ligas sejam conformados ou manufaturados em peças específicas é necessário antes ocorrer processos de refinamentos, formação de ligas e também em alguns casos a aplicação de tratamentos térmicos para adquirir propriedades requeridas em projeto (Callister, 1991).

Nos diversos métodos de conformação de aços e metais existem várias classificações tais como: fundição, metalurgia do pó, usinagem e soldagem. Para a devida escolha do método de conformação leva-se em conta fatores diversos como as propriedades do metal, o tamanho e forma da peça finalizada e principalmente, o custo (Callister, 1991).

O item a seguir descreve métodos de conformação mecânica para metais e conseqüentemente aços, sendo importante para o entendimento de como são produzidas as amostras estudadas neste trabalho.

2.1.2.1 Conformação Mecânica

Operações de conformação são aquelas que a forma da peça metálica é alternada sob a imposição de uma deformação plástica, assim como o forjamento, laminação, estiramento e extrusão. A deformação na peça é induzida por uma força externa que gera uma tensão superior ao limite de escoamento do material. Para aços e metais dúcteis tais métodos de conformação são possíveis, pois o material é capaz de sofrer alguma deformação permanente sem a formação de trincas ou a ocorrência de fraturas. Já em materiais extremamente frágeis tais processos não são interessantes, pois o material não resiste a deformações plásticas (Callister, 1991).

Quando a deformação é obtida em temperatura acima da temperatura de recristalização do aço tal processo é conhecido como trabalho a quente. Deste modo, a energia requerida no processo é menor e o aço pode sofrer grandes deformações sucessivamente, ainda mantendo-se mole e

dúctil. Alguns materiais sofrem oxidação superficial, que resulta em perda de material e um acabamento superficial pobre. Já o processo de trabalho a frio ocorre em temperaturas menores que a temperatura de recristalização, onde a ductilidade é reduzida, as propriedades mecânicas melhoram assim como o acabamento superficial da peça (Callister, 1991).

A figura 3 mostra a classificação das principais técnicas de fabricação de metais.

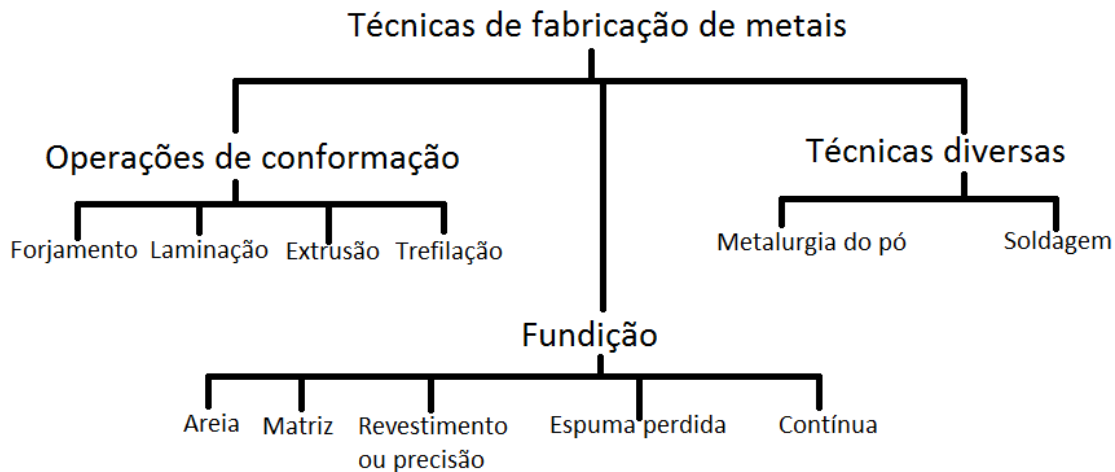


Figura 3. Principais técnicas de fabricação de metais. Fonte: Adaptado de Callister, 1991.

A laminação consiste na passagem do material por cilindros, reduzindo então a espessura do material inicial. Este é o processo de conformação mecânica mais utilizado, pois apresenta alta produtividade e um controle dimensional do produto acabado que pode ser bastante preciso além de um ótimo acabamento superficial nas peças laminadas a frio. No processo de laminação o material é submetido a tensões compressivas elevadas que são resultantes da ação de prensagem dos rolos e a tensões cisalhantes superficiais, resultantes do atrito entre os rolos e o material. Podem ser fabricados, por exemplo, chapas, placas, trilhos, perfis diversos, tubos e anéis através deste processo de conformação mecânica (CIMM, 2018).

A figura 4 mostra o princípio básico de funcionamento da laminação de conformação mecânica abordado neste item.

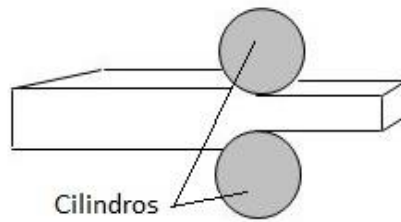


Figura 4. Processos de Laminação mecânica de metais. Fonte: Adaptado de: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAE36YAE/processos-conformacao-mecanica>

2.1.3 Constituintes do Aço

Para se falar das constituintes estruturais do aço é necessário definir que fase é uma porção homogênea de um sistema com características físicas e químicas uniformes. Se um sistema possuir duas ou mais fases, cada fase terá suas próprias propriedades particulares, e na região de separação das fases, denominada fronteira, há mudanças descontínuas e abruptas nas características que antes eram uniformes (Askeland et al., 2011).

Outro conceito essencial para a definição deste tópico são os diagramas de fase ou também conhecidos como diagramas de equilíbrio. Os diagramas de fase têm como finalidade mostrar alterações de estado físico e de estrutura que sofrem as ligas metálicas, em decorrência de aquecimentos ou resfriamentos do material.

O diagrama de fases Ferro-Carbono é amplamente estudado e se destaca entre as ligas metálicas por seu vasto uso na indústria e também por apresentar muitas transformações relevantes no seu estado sólido.

O estudo do diagrama de fases permite compreender porque variações do teor de carbono nos aços resultam na obtenção de diferentes propriedades, e dessa maneira, possibilitam a fabricação de aços de acordo com propriedades desejadas. Além do teor de carbono, adicionar

outros componentes de liga também possibilitam a fabricação de aços com propriedades mecânicas desejadas para suas aplicações (Van Vlack, 1970).

Durante o processo de solidificação dos aços, é possível verificar no aço o aparecimento de microconstituintes como ferrita, cementita, perlita, austenita, bainita e martensita. Tais microconstituintes são definidos abaixo e são importantes para o entendimento dos aços e suas propriedades adquiridas em tratamentos térmicos, de conformação ou fabricação.

Ferrita (α): Este constituinte está formado por uma solução sólida de inserção de carbono em ferro e possui estrutura atômica cúbica de corpo centrado. Tem como propriedade ser a forma estável do ferro até 912°C. É o constituinte de menor dureza dos aços, porém é o que possui a maior tenacidade, além de ser o mais maleável, sua resistência a tração é de aproximadamente 280 N/mm² e seu alongamento de 35%. Sua solubilidade máxima é de 0,008 % e comercialmente este composto é conhecido como ferro puro. Pode também manter em solução de substituição a outros elementos tais como Si, P, Ni, Cr, Cu, que aparecem nos aços, bem como impurezas como elementos de ligação. Se o aço possui um teor muito baixo de carbono, sua estrutura está formada quase que em sua totalidade por grãos de ferrita cujos limites podem ser revelados facilmente com o microscópio, depois de um ataque com ácido nítrico diluído. Os grãos tem características equiaxiais. (*Callister, 1991*) (*Maranian, 2009*)

Ferrita (δ): Possui a mesma estrutura da ferrita α mas é estável apenas em temperaturas acima de 1394°C. Ainda há a Ferrita Acicular (FA) e Ferrita de Widmanstätten (FW), que geralmente podem ser encontradas em estruturas com a presença de soldas, como presente no trabalho de Lessa et al. (2011).

Austenita (γ): Corresponde a uma solução sólida de carbono em uma fase de ferro γ e possui uma estrutura atômica cúbica de face centrada. Somente é estável à temperaturas superiores a 727 °C, transformando-se por reação eutetóide, a temperaturas inferiores, em ferrita e cementita. Somente pode aparecer austenita à temperatura ambiente nos aços austeníticos em resfriamentos

rápidos, nesse caso, a austenita é estável à temperatura ambiente. É pouco dura, apresenta grande resistência ao desgaste, é não magnética, e é o constituinte mais denso dos aços e não é atacada por reagentes. A resistência da austenita retida à temperatura ambiente oscila entre 80 e 100 N/mm² e alongamento entre 20 e 25 %. Esta fase possui uma solubilidade máxima de carbono de 2,06% a 1147°C (Colpaert, 1951).

Cementita: É o constituinte intermetálico metaestável em temperatura ambiente que aparece em fundições e aços e denomina-se também carboneto de ferro, de fórmula Fe₃C. É caracterizado por ser uma fase muito dura e frágil, apresentando uma dureza Vickers maior de 840 HV, e é muito resistente ao cisalhamento. Em baixas temperaturas é ferromagnético e perde esta propriedade a 212 °C (ponto de Curie). O ponto de fundição acima de 1950 °C, e é termodinamicamente instável a temperaturas inferiores a 1200 °C. A cementita possui estrutura atômica ortorrômbica e dá origem a um eutetóide de extrema importância no estudo dos aços, a perlita (Colpaert, 1951) (Simth & Hashemi, 2006).

Perlita: É formada por uma mistura eutetóide de duas fases, ferrita e cementita, que são produzidas a 723 °C quando a composição é de 0,8 %. A estrutura da perlita é constituída por lâminas alternadas de ferrita e cementita, sendo a espessura das lâminas de ferrita superior ao das de cementita, estas últimas ficam em relevo depois do ataque com ácido nítrico. A perlita tem por característica ser mais dura e resistente que a ferrita, porém mais branda e maleável que a cementita. Ela pode se apresentar em forma laminar, reticular e globular (Callister, 1991).

A perlita é formada por nucleação e crescimento dos grãos. Microestruturas grosseiras formam-se em temperaturas altas para este tipo de transformação, por exemplo, numa temperatura imediatamente abaixo da temperatura eutetóide. Nessas temperaturas, são produzidas camadas relativamente espessas, tanto da fase ferrita como da fase cementita. Essa microestrutura é denominada perlita grosseira. A formação de lamelas grossas ocorre porque em temperaturas altas (a temperatura eutetóide), as taxas de difusão são muito altas, de tal modo que os átomos de

carbono se difundem ao longo de distâncias relativamente longas. Com a redução da temperatura, a taxa de difusão do carbono diminui, e as camadas se tornam progressivamente mais finas. A estrutura com camadas finas que é produzida na vizinhança de 540°C é denominada perlita fina (Callister, 1991).

Bainita: Para temperaturas mais baixas do que a formação da perlita, aparece o constituinte conhecido como bainita. Tendo uma forma similar à perlita, que é um agregado de ferrita e carbonetos, apresentando, entretanto, algumas características próximas da martensita (Modenesi et al., 2012).

É formada a partir da transformação isotérmica da austenita quando a temperatura do banho de resfriamento é de 250 a 500 °C. Apresenta 2 tipos de estrutura: a bainita superior de aspecto arborescente formada a 500 – 580 °C, composta por uma matriz ferrítica contendo carbonetos e a bainita inferior, formada a 250 – 400 °C, tem um aspecto similar a martensita e está constituída por agulhas alargadas de ferrita que contém placas finas de carboneto. A bainita tem dureza que vai de 40 a 60 HRC (Callister, 1991).

Martensita: A martensita é uma fase metaestável, não prevista pelo diagrama de equilíbrio Fe-C e se forma por um curto movimento simultâneo de grupos de átomos, isto é, por deformação localizada, devido à enorme instabilidade da austenita. Esta fase tem uma estrutura cristalina tetragonal de corpo centrado com estrutura semelhante à CCC, mas possui uma de suas arestas maior que as outras duas, uma morfologia de lâminas ou agulhas, quando observada ao microscópio metalográfico, e é o constituinte de maior dureza dos aços comuns. Devido às suas características, a transformação martensítica ocorre instantaneamente (até uma certa extensão) abaixo de uma temperatura típica (temperatura de início de formação de martensita, M_i), que depende da composição química do aço (Modenesi et al., 2012).

Tem por característica ser uma solução sólida, intersticial, supersaturada de carbono em ferrita alfa. É o constituinte estrutural da têmpera dos aços e sua microestrutura apresenta-se na

forma de agulhas cruzadas. Os átomos de ferro estão como na ferrita, nos vértices. Os átomos de carbono estão nas faces e nas arestas, apresenta por isso uma rede distorcida. Esta distorção da rede é a responsável pela dureza da martensita. Suas características mecânicas são resistência a tração entre 170 – 250 kg/mm² , dureza HRC entre 50 – 60, alongamento de 0,5 % e é magnética (Callister, 1991).

A figura 5 mostra as microestruturas apresentadas no item 2.1.3.

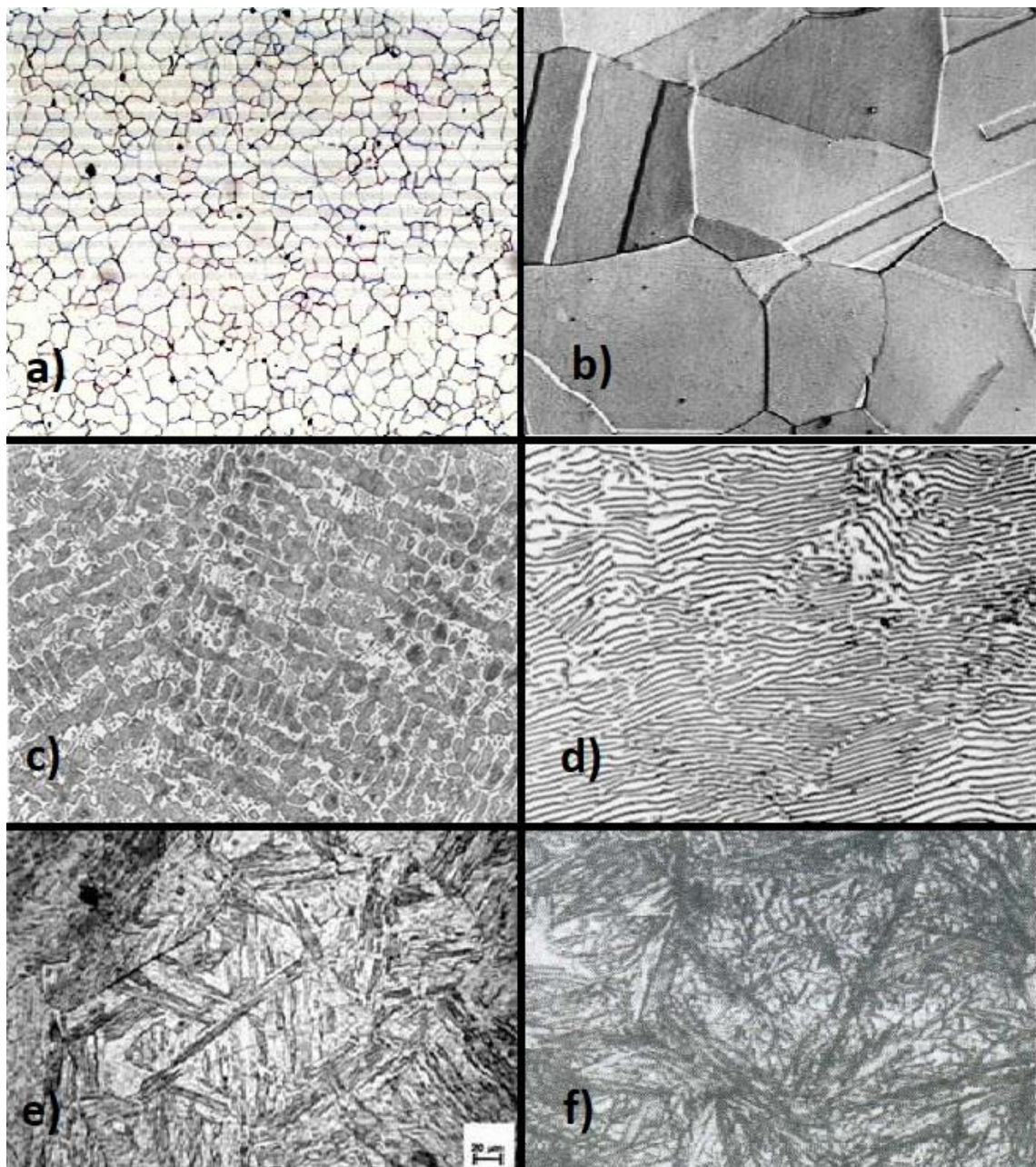


Figura 5. Microestruturas dos aços. a) Ferrita b) Austenita c) Cementita d) Perlita e) Bainita f) Martensita.

Fonte: Adaptado de <https://mind42.com/public/a872c295-cafa-42c7-9ebc-ef08419000a3>

2.2 Aços de Alta Resistência e Baixa Liga (ARBL)

No intuito de conseguir aços com melhores propriedades mecânicas como a resistência mecânica e soldabilidade, a indústria siderúrgica e demais indústrias interessadas desenvolveram aços ligados através de microadições e tratamentos termomecânicos controlados. Tais avanços resultaram na criação dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) ou também conhecidos como aços microligados.

Os aços ARBL possuem como característica a presença de elementos de liga adicionados na composição ferro-carbono. Tais adições possuem um teor em peso que variam de 0,02 a 0,08% e exercem grande influência nas propriedades mecânicas do aço, como seu limite de escoamento e resistência a tração (Guimarães *apud* Shams, 1997).

Os aços ARBL são aços que, em sua produção, introduzem conceitos de refino de grão, endurecimento por precipitação adição de elementos microligantes como o Vanádio, Manganês, Nióbio, Titânio e sua laminação é realizada em diferentes escalas de passes de temperaturas. Devido ao seu baixo carbono equivalente tais aços possuem boa soldabilidade e possuem boa conformabilidade, boa tenacidade em baixas temperaturas. (Caloi *apud* Ordóñez, 2008)

Os aços de alta resistência microligados ao nióbio têm mostrado ser uma boa opção para fabricação de perfis estruturais, utilizando os conceitos já desenvolvidos para a indústria de gás e óleo. Entretanto, a definição das reais necessidades em termos de soldagem desta família de aços não está bem descrita nas normas de soldagem mais utilizadas pelo setor metalúrgico. (Amaral et al., 2017)

A laminação é realizada em vários estágios com o controle de temperatura, com a redução de cada passe e temperatura de término do processo definida com precisão. Tais procedimentos foram iniciados a partir do estudo de Hall e Petch (Guimarães *apud* Carsi e Tokimatsu, 1997), onde, estabeleceram experimentalmente uma relação entre o limite de escoamento e o tamanho de grão, como mostra a equação 1 (Guimarães *apud* Carsi e Tokimatsu, 1997).

$$\sigma_e = \sigma_i + Kd^{-1/2} \quad (2.1)$$

Onde:

σ_e – Limite de Escoamento;

σ_i – Limite de escoamento do monocristal;

K – Fator que representa a resistência do contorno de grão;

d – Diâmetro médio do grão.

A equação 1 define que σ_i e K são constantes do material que são invariáveis com o tamanho de grão. Isto significa então que o caminho de desenvolvimento de materiais com resistência mais elevada está relacionado ao tamanho de grão, o que é feito em grande parte nos tratamentos termomecânicos de produção dos aços ARBL. Em sistemas mais complexos, tal relação não se adequa de forma satisfatória, mas de qualquer forma isto promoveu a obtenção de microestruturas de aços com tamanhos de grão reduzidos (Guimarães, 1997).

Existem também os processos de forjamento a quente aplicados aos aços de alta resistência e baixa liga que possuem uma extensa aplicação na produção de componentes automotivos (Caminaga & Buttom, 2013).

O refino de grão pode ser feito diretamente por meio do controle de solidificação na fundição ou também pela variação da composição química de elementos que podem ser microligados (Sun et al., 2012).

2.2.1 DOMEX 460MC

O aço Domex 460MC é um aço de alta resistência e baixa liga produzido pela empresa SSAB, com processo de produção laminado a quente, que apresenta altos valores de resistência ao escoamento, sendo o mínimo garantido de 460 MPa, o que é excelente para a indústria mecânica e automotiva.

Como parte da linha de aços SSAB Domex, o grau 460MC do SSAB Domex é produzido sob rigoroso controle de qualidade. Possui uma estrutura com grãos finos, produzida através de laminação termomecânica, cria um aço com boas propriedades mecânicas e de conformação a frio. (SSAB, 2018)

Juntamente com a alta pureza do aço, essas propriedades proporcionam uma ótima repetibilidade, excelentes características de dobra e corte, bem como um aço que pode ser soldado por meio de todos os métodos tradicionais.

Isso torna o SSAB Domex 460MC uma boa escolha quando se procura por alta produtividade e produtos finais de alta qualidade, peso e custos reduzidos. Algumas das aplicações típicas incluem uma ampla variedade de componentes fabricados e estruturas de aço como chassis de caminhões, guindastes e escavadeiras (SSAB, 2018).

O SSAB Domex 460MC atende ou supera os requisitos do grau S460MC na norma EN 10149-2. Algumas de suas propriedades mecânicas são mostradas na tabela 1.

Tabela 1. Propriedades Mecânicas DOMEX 460MC. Fonte: SSAB.

Aço	Espessura (mm)	Limite de Escoamento	Resistência à Tração
DOMEX 460	6.01-13	460 Mpa	520 - 670 Mpa

A composição química com o percentual máximo do material e o carbono equivalente típico são mostrados nas tabelas 2 e 3, respectivamente.

Tabela 2. Composição química percentual máxima do DOMEX 460MC. Fonte: SSAB.

C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti
0.10	0.03	1.50	0.025	0.010	0.015	0.09	0.20	0.15

Tabela 3. Carbono equivalente típico do DOMEX 460MC. Fonte: SSAB.

Espessura	CEV típico	Fórmula
2-13 mm	0.29	$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15}$

Por ser um material relativamente novo e sem estudos publicados, informações adicionais como microestrutura e dureza não são conhecidas até o momento.

2.3 Efeitos de Adição de Ligas no Aço

De modo geral, adicionam-se elementos de liga, ou elementos químicos em ligas metálicas para que se possam alterar suas propriedades mecânicas, aumentar a soldabilidade, aumentar a usinabilidade, conferir dureza a quente, modificar características elétricas e magnéticas, assim como aumentar resistência ao desgaste, corrosão e oxidação. Além das propriedades abordadas, há uma grande gama de finalidades específicas para a adição de ligas para aços com características distintas.

Em aços de baixo carbono, o refino de grão e o endurecimento por precipitação são destacados dentre os efeitos desejados em adições de liga (Guimarães, 1997).

Em aços microligados, a adição de elementos é cautelosamente controlada, através de um cuidadoso balanceamento para atingir um equilíbrio que possibilitará um controle microestrutural eficaz. (Guimarães, 1997)

Todo elemento adicionado em ligas metálicas formam carbonitretos, em que, pode ocorrer o enriquecimento de nitrogênio ou carbono durante o processamento do material. Carbonetos e nitretos puros não são encontrados com facilidade em tais ligas. Para cada elemento de liga utilizado, os carbonitretos se formam em temperaturas diferentes, sendo que sua precipitação pode ser obtida através da presença de outros elementos assim como pela taxa com que o aço é resfriado

em seu processamento. Quando formado em temperaturas elevadas, o efeito é significativo no controle do tamanho de grão assim como nas propriedades mecânicas e elevação da tenacidade da liga. Entretanto, quando formados em temperaturas mais baixas e quando possuem efeito de endurecimento por precipitação na ferrita, apresentam melhoras nas propriedades mecânicas, mas tendem a diminuir a tenacidade da liga (Sage, 1989).

A seguir são mostrados alguns efeitos conhecidos pela adição de ligas em aços carbono na literatura.

Alumínio (Al): geralmente é adicionado em pequenas proporções para produção de aços acalmados ou *killed steels* que apresentam menores incidências de defeitos internos além de possuir efeito desoxidante e também é agente de controle do crescimento de grãos (Jin et al., 2012).

Enxofre (S): quando se combina com o ferro na forma de sulfeto, deixa o aço quebradiço, sendo assim, na maioria dos casos, um elemento indesejável oriundo do processo de produção do aço. Entretanto, quando combinado com o manganês na forma do respectivo sulfeto, melhora o processo de usinagem através da formação de cavacos que se quebram facilmente, através da elevação da dureza (Bika et al., 1995).

Fósforo (P): é considerado um elemento prejudicial resultado do processo de produção do aço, pois fragiliza o aço, aumentando ainda mais a fragilidade com o aumento do teor de carbono, aumentando também a dureza do material. Seu teor deve ser controlado para não exceder limites críticos para o material (Song et al., 2008).

Manganês (Mn): possui efeito estabilizante nos carbonitreto, ajudando a criar uma microestrutura mais dura por meio da têmpera além de diminuir a velocidade de resfriamento. A adição do elemento provoca o aumento da resistência mecânica, da temperabilidade da peça e da resistência ao impacto. É utilizado em aços para a construção mecânica (Jin et al., 2012).

Molibidênio (Mo): auxilia na estabilização dos carbonitreto e melhora a resistência do aço em altas temperaturas, a resistência ao desgaste e a dureza após a têmpera. Em aços inoxidáveis, melhora a resistência a corrosão e é usado também para substituir o tungstênio em aços ferramentas. Em presença de temperaturas maiores que 815 °C, a estrutura se decompõe em carbonetos mais estáveis (Mukenata, 2011).

Nióbio (Nb): O nióbio é um elemento de liga extremamente útil em aços de baixo carbono. Adiciona-se quantidades entre 0,01 a 0,10% aproximadamente. Os carbonitreto de nióbio se formam em altas temperaturas e, conseqüentemente, contribuem para a melhora da resistência ao crescimento de grão durante o reaquecimento do material. Sua maior importância está na capacidade de promover um refino de grão substancial. Os aços microligados ao nióbio se mostram uma boa escolha para a produção de perfis estruturais da indústria mecânica (Mekkawy, M. F. et al., 1991) (Amaral et al., 2017).

Níquel (Ni): altera a alotropia do ferro e teores acima de 25% fazem reter a austenita em temperaturas usuais, resultando em um aço austenítico resistente à corrosão e não magnético. A adição de níquel aumenta a resistência à tração, módulo de elasticidade e a capacidade de têmpera, possibilitando a redução da velocidade de resfriamento. Há também o refino de grão produzido neste processo. É utilizado em aços de construção mecânica, aços inoxidáveis e aços resistentes a altas temperaturas (Bubani et al, 2007).

Silício (Si): auxilia no efeito anti oxidante, na grafitização e no aumento da fluidez da liga. Aumenta a resistência a corrosão e a resistência a tração do material, mas prejudica a soldabilidade da peça. Por aumentar a resistividade elétrica do aço, tais adições são amplamente utilizadas em núcleos magnéticos como motores e transformadores devido às menores perdas com correntes parasitas (Dorner et al, 2007).

Titânio (Ti): o principal característica do elemento em aços microligados é a formação de nitreto em altas temperaturas, possibilitando a redução do crescimento de grão autenítico durante

a laminação a quente. Aumenta o limite de resistência, abrasão e melhora o seu desempenho em temperaturas elevadas. O titânio é susceptível à oxidação, mas recentes novos processos de fabricação diminuíram a perda de titânio pela oxidação. A adição de titânio também auxilia no controle das inclusões de enxofre e o controle do crescimento de grão da zona termicamente afetada no processo de soldagem. Estudos recentes mostram que a adição de um percentual de Ti em soldas possibilita o controle do crescimento de grão, o aumento da tenacidade na junta soldada e a modificação da ferrita acicular e poligonal na microestrutura da liga (Paris et al., 2012) (Davis et al., 1996) (Meyer et al., 1994).

Vanádio (V): a adição de vanádio inibe o crescimento dos grãos com a formação de carbonitretos. De forma geral, é considerado um dos elementos mais utilizados para promover o endurecimento por precipitação em aços microligados. Apresenta uma alta solubilidade em austenita em temperaturas relativamente baixas, por volta de 1150°C. Provoca uma maior resistência mecânica, maior tenacidade, temperabilidade, resistência à fadiga e à abrasão. É utilizado em ferramentas de corte para aumentar a dureza em altas temperaturas (Cohen & Hansen, 1996) (Mekawy, 1991).

Atualmente, diversos estudos abordam temas de adição de elementos em ligas específicas, assim como a multi adição de elementos.

Paiva et al. (2016), estudou efeitos da adição de boro num percentual de 0,07% na resistência mecânica de uma liga modelo de aço superferrítico. Com a adição de Cr e Ni, o boro (Bo) foi responsável por procurar estabelecer uma maior estabilização dos contornos de grãos da liga, além de elevar sua temperabilidade. Para geração dos resultados propõe-se a realização de ensaios de tração, dureza e impacto para se conhecer a influência dos elementos na liga.

Segundo Vicente et al. (2015), a adição de molibdênio em aços do tipo maraging de ultra alta resistência, ou martensita endurecida por envelhecimento provoca uma melhora a resistência à oxidação a medida que se adiciona Mo na faixa de 7,5 a 15%. Conclui-se também que o maior

percentual de Mo gera austenita após o tratamento térmico de homogeneização e onde os óxidos formados são extremamente reativos em altas temperaturas.

2.4 Tratamentos Térmicos

Os tratamentos térmicos em aços e também em metais, de forma geral, são definidos como o aquecimento ou resfriamento controlado que tem como objetivo proporcionar alterações de propriedades mecânicas, térmicas, químicas, elétricas ou magnéticas para que se possa obter uma peça de acordo com a finalidade que foi projetada (Colpaert, 2008).

Há também os tratamentos térmicos não intencionais, ou seja, aquele que são resultado não desejado de um processo de fabricação, tanto no aquecimento quanto no resfriamento. Um bom exemplo de tratamento térmico não intencional é o processo de soldagem. A temperatura no cordão de solda é muito alta e faz com que o material sofra um tratamento térmico em uma determinada zona próxima à solda, a zona termicamente afetada (ZTA). Tal zona pode comprometer a tenacidade do material e provocar uma fragilidade indesejada (Colpaert, 2008).

Processos de conformação a frio também possuem o problema de trabalhar na zona plástica do material, de forma que o nível de deformações posteriormente impostas devem ser menores para não haver falha.

Em diagramas Fe-C, as transformações de fase pressupõem velocidades de resfriamento suficientemente baixas para que todos os arranjos atômicos se completem. Para aços, temperaturas acima de 727 °C provocam mudanças em sua microestrutura, caso seja resfriado de forma brusca. Isto resulta em mudanças das propriedades mecânicas e arranjo atômico do material (Venson, 2007).

Existem diversos tratamentos térmicos disponíveis atualmente, sendo que alguns amplamente utilizados na indústria em geral. A seguir, uma abordagem dos principais tratamentos térmicos realizados em aços e estruturas de aços soldadas.

Têmpera: este tipo de tratamento térmico já utilizado desde tempos datados de 1100 A.C. consiste no aquecimento do aço até sua temperatura crítica ou de austenitização, mantê-la por um certo período e, em seguida, resfriar bruscamente (Colpaert, 2008).

Durante o processo de resfriamento, não há tempo suficiente para a austenita se transformar em ferrita ou cementita. Desta forma, o carbono em excesso fica retido em uma estrutura martensítica (Tschiptschin, 2010).

Recozimento: este tratamento consiste no aquecimento do aço a uma temperatura superior à zona crítico seguido por um resfriamento dentro do forno, de forma lenta. O objetivo deste tratamento é restaurar as propriedades alteradas por um tratamento mecânico ou térmico anterior, ou refinar/homogeneizar estruturas brutas de fusão. Por exemplo, o processo de soldagem faz com que átomos de hidrogênio se difundam entre o aço, provocando uma fragilidade no material, de forma com que o tratamento retire os átomos de hidrogênio da sua estrutura (Colpaert, 2008).

Quando o aço é aquecido a uma temperatura superior à temperatura de austenitização, inicia-se a nucleação, e posteriormente o crescimento, de grãos de austenita, modificando a microestrutura anterior do material. Posteriormente, durante o resfriamento lento a austenita se decompõe numa mistura de ferrita e cementita (perlita) com novas propriedades, com a ausência de deformações ou qualquer outro resultado de tratamentos mecânicos ou térmicos anteriores (Colpaert, 2008).

Normalização: é um tratamento utilizado para refinar o grão, gerando assim uma maior homogeneidade de propriedades e maior tenacidade. Consiste em elevar o material em temperatura acima da temperatura crítica e resfria-lo ao ar (Krauss, 2005).

O resultado da normalização é uma microestrutura fina e uniforme de ferrita e perlita com espaçamento interlamelar menor que o tratamento de recozimento (Krauss, 2005).

Alívio de Tensões: também chamado de recozimento subcrítico, este tratamento tem como finalidade eliminar tensões resultantes de operações de conformação a frio e também soldas. O

material é levado a uma temperatura abaixo da temperatura crítica por um período e seu resfriamento é ao ar. É geralmente utilizada para aumentar a usinabilidade da peça e remover tensões residuais de processos anteriores (Tschiptschin, 2010) (Venson, 2007).

O alívio de tensões afeta algumas outras propriedades dos aços soldados, como a microestrutura, a resistência à tração e a resistência ao impacto. Desta forma, é necessário selecionar uma temperatura que permita atingir propriedades necessárias para a finalidade do aço e ao mesmo tempo proporcionar o máximo alívio de tensões possível. (Infomet, 2018)

Segundo Nebhnani et al. (2012), o processo do tratamento térmico de soldas em tubos para combustíveis e também outras aplicações é algo essencial para garantia de condições de projeto. Entretanto, isto não é válido em outros casos.

Perez (2007), realizou um estudo entre a influência do pré-aquecimento indicado na literatura para soldagem do aço de baixa liga SAE 8620 com outro aço, o ABNT LN28. A partir de uma análise microestrutural e das propriedades mecânicas da ZTA e ZF concluiu-se que para o caso, o aquecimento das amostras no chão de fábrica foi prejudicial ao componente, indicando maior necessidade de se estudar os processos de soldagem (condições de tecimento).

Ghosh et al. (2004), propôs um estudo de chapas de aço soldadas de uma liga 9Cr-1Mo modificada com V-Nb. Usaram-se dois processos de soldagem com diferentes temperaturas de pré-aquecimento e pós-aquecimento, por eletrodo revestido e TIG – Tungsten Inert Gas. Por meio de análises da microestrutura e das propriedades mecânicas verificou-se que temperaturas elevadas nos tratamentos térmicos da solda prejudicaram a microestrutura e resistência mecânica das chapas, sendo indicada uma temperatura moderada de 523K e 1023K para os tratamentos de pré e pós-aquecimento, respectivamente.

2.5 Soldagem

A soldagem pode ser definida como a operação que tem como finalidade obter a união de duas ou mais peças, de forma a assegurar a continuidade das propriedades físicas e químicas na junta para garantir seu desempenho. Sendo que a solda é a junta resultante da operação de soldagem (Neris, 2012).

O processo de soldagem é o mais importante processo de fabricação de componentes metálicos da indústria. Há também uma ampla utilização da soldagem no processo de recuperação de peças desgastadas ou até mesmo fraturadas. A popularidade deste método se deve a alguns fatores, como a sua simplicidade operacional e custo. Entretanto, por aplicar uma elevada densidade de energia em um espaço restrito, mudam-se propriedades dos materiais envolvidos no processo (Modenesi et al, 2012).

É estimado que, atualmente, estão sendo utilizados mais de 70 processos de soldagem mundialmente, sendo este um número dinâmico, pois vários outros processos estão em desenvolvimento em nível de pesquisa e projetando para breve novas alterações no mercado de soldagem (Neris, 2012).

Em metais, o processo de união de peças pode ocorrer, usualmente, por dois métodos principais, isto é, aqueles que se baseiam na união de partes baseado em forças microscópicas (interatômicas e intermoleculares) e em forças mecânicas macroscópicas. Neste primeiro método estão inclusos os processo de soldagem, colagem e brasagem, pois se baseiam na aproximação dos átomos e moléculas a serem unidas como mostrado na figura 6, ou também por meio de um material intermediário que realiza ligações químicas primárias no material (Modenesi et al, 2012).

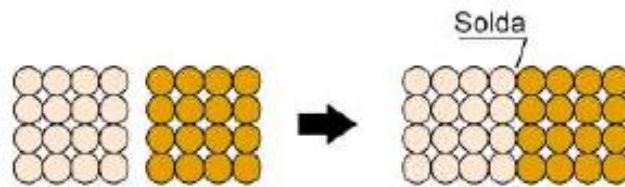


Figura 6. Formação teórica de uma solda pela aproximação das superfícies das peças. Fonte: Modenesi et al, 2012.

A soldagem da forma em que é utilizada é resultado de descobertas do século passado. Entretanto, processos de união de metais são datados desde 4000 AC como a brasagem e a soldagem por forjamento (Neris, 2012) (Modenesi et al, 2012).

Existem diversos tipos de soldas que são amplamente utilizados na indústria, como por eletrodo revestido, por arco submerso, solda TIG, MAG e MIG. Esta última será abordada com mais detalhes no item 2.5.2.

2.5.1 Macroestrutura de Solda

Quando se utiliza da união de metais por meio de processos de soldagem por fusão, ocorre um aquecimento e posteriormente uma fusão localizada desses materiais na zona da solda. Isto resulta em regiões com propriedades diferentes da microestrutura original (Silva, 2010).

Há a imposição de ciclos térmicos nas regiões adjacentes à solda cujas temperaturas de pico decrescem a medida do afastamento da junta soldada. Isto gera três principais zonas com características diferentes: a zona fundida (ZF), a zona termicamente afetada (ZTA) e o metal base (MB) que são definidas a seguir segundo Modenesi et al. (2012).

A zona fundida é a região que foi submetida a temperaturas de pico (T_p) superiores à temperatura de fusão (T_f) e resultou numa zona fundida durante a soldagem.

A zona termicamente afetada é caracterizada por uma região não fundida do metal base, mas onde as propriedades e microestrutura são alteradas pelo ciclo térmico de soldagem. Nesta região as temperaturas são superiores à temperatura crítica (T_c) do material, sendo definida pela

temperatura a partir da qual o material processado tem a possibilidade de sofrer transformações metalúrgicas no estado sólido.

Onde a temperatura da soldagem não atinge picos maiores que a T_c , a microestrutura não é modificada e é chamada de metal base.

A esquematização teórica das macroestruturas das ZF, ZTA e MB são mostrados na figura 7.

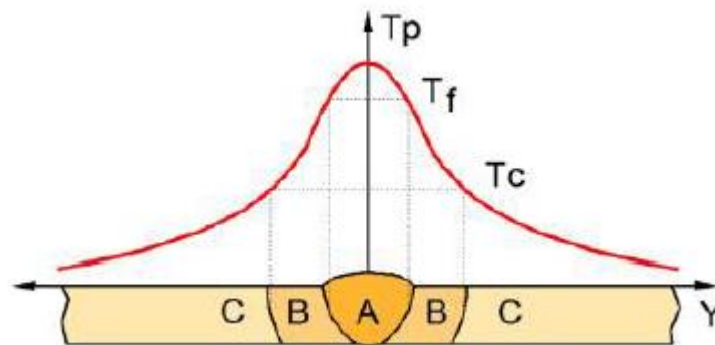


Figura 7. Macroestrutura esquemática da seção transversal de uma junta soldada e sua relação com as temperaturas de pico. A - ZF, B - ZTA, C - MB. Fonte: Modenesi et al, 2012.

A microestrutura de cada zona possui propriedades e características diferentes que são mostradas na figura 8 para um aço carbono, segundo Silva (2010), os fatores que mais influem na microestrutura de tais zonas são suas composições químicas e também o aporte térmico da solda. Na mesma figura ainda há um diagrama Ferro-Carbono para um aço com a presença de V e Mn, assim como o DOMEX 460MC.

A temperatura crítica T_c é definida como a temperatura que a região final da zona termicamente afetada é formada (Modenesi et al., 2012).

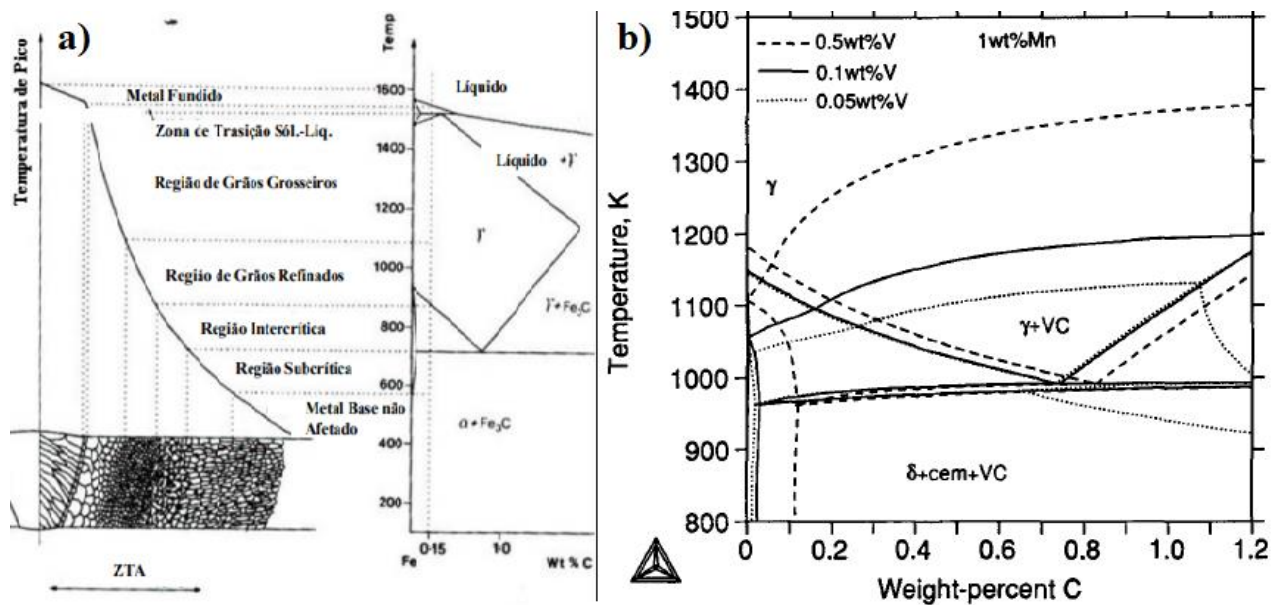


Figura 8. a) Diagrama esquemático das várias regiões da ZTA de um aço com 0,15% C. Fonte: Adaptado de: <http://homen.vsb.cz/~hla80/Vyuka/2008mikrostruktury.pdf> b) Diagrama Fe-C com influência do V e Mn. Fonte: Huang, 1991.

Na região dos grãos grosseiros (GGZTA), que se situa na faixa de 1100 a 1400 °C aproximadamente e é localizada na fronteira com a ZF. Tem como característica possuir um grande tamanho de grão austenítico. Em aços com baixo carbono equivalente, analisando apenas sua composição química, a tendência é apresentar ferrita no contorno de grão. Esta é a zona mais crítica da ZTA, quando é feita soldagem de único passe como mostrado na figura 9. Tende a apresentar trincas, dureza elevada e redução da tenacidade do material neste local. (Easterling, 1983) (Harrison, 1995)



Figura 9. Representação da ZF e ZTA com: a) um passe b) vários passes. Fonte: Modenesi et al, 2012.

A região dos grãos refinados (GRZTA) é definida por onde a temperatura de pico de soldagem atingiu uma faixa de 900 a 1100 °C. Nesta região os carbonetos são facilmente dissolvidos e também onde a austenita formada cresce consideravelmente, com o tamanho de grão

se tornando pequeno após o resfriamento. No geral, esta não é uma região problemática da ZTA (Easterling, 1983) (Harrison, 1995).

Na região intercrítica (ICZTA) é possível encontrar perlita, bainita e martensita autorevenida. Em alguns casos verifica-se elevada dureza e baixa tenacidade nesta região. A zona de temperaturas em que é formada está entre a temperatura crítica de austenitização do aço de 700 °C a 900 °C (Easterling, 1983) (Harrison, 1995).

A região subcrítica (SBZTA) fica na zona onde a faixa de temperaturas atingidas foram menores que 700 °C. É a região do metal base e pode apresentar uma queda na resistência mecânica ou dureza, pois tal região pode ser revenida (Easterling, 1983).

Lan et al. (2011) mostram que o excelente balanço entre resistência à tração e tenacidade obtidos com os aços de laminação controlada, como nos aços DOMEX, podem ser afetados pelos ciclos térmicos de soldagem, onde há um rápido aquecimento com um alto pico de temperatura e resfriamento descontrolado. A variação de microestrutura causada pela solda na ZTA pode produzir regiões (subzonas) com baixa tenacidade local, como, por exemplo, nas regiões de grãos grosseiros e intercrítica. Ainda segundo Lan et al. , procedimentos de soldagem com elevada energia imposta provoca a deterioração destas regiões em aços bainíticos convencionais de alta resistência (Lan et al., 2011).

2.5.2 Soldagem MIG

O processo de soldagem MIG (Metal Inert Gas) e MAG (Metal Active Gas), também chamados de GMAW (*Gas Metal Arc Welding*) são definidos por uma arco elétrico com gás de proteção. Neste processo um arco elétrico é formado entre a peça e um consumível na forma de arame continuamente alimentado. O arco elétrico funde o arame de forma contínua à medida que este é alimentado à poça de fusão, ou região da soldagem. O metal de solda ou arame é protegido

da atmosfera por um gás ou mistura de gases inertes (MIG) ou ativos (MAG). A Figura 10 mostra esse processo e uma parte da tocha de soldagem (ESAB, 2018).

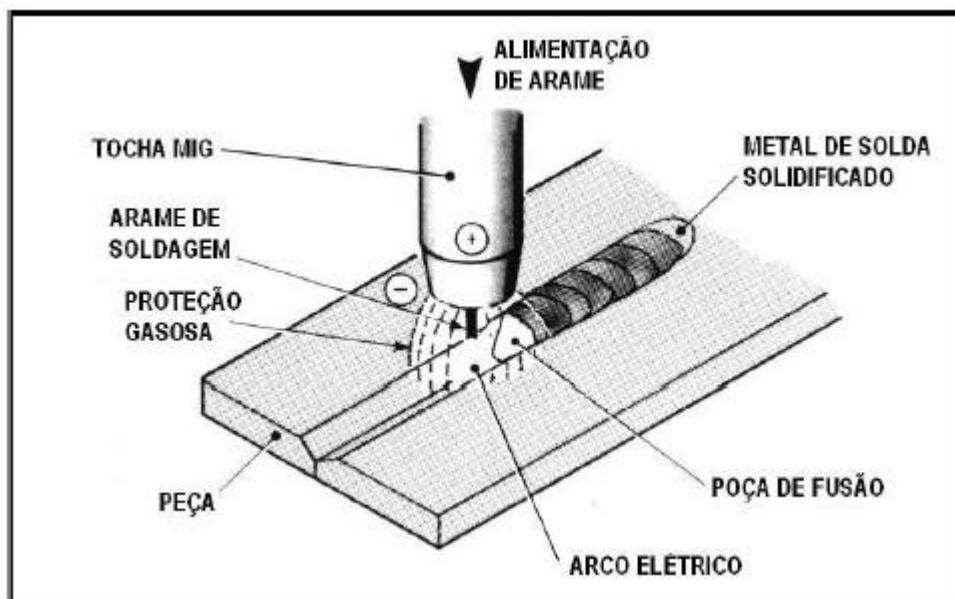


Figura 10. Processo de Soldagem MIG/MAG. Fonte: ESAB, 2005.

Em ambos os processos, geralmente o metal de adição possui a mesma composição química do metal base, mas há casos em que isto pode ser diferente. O processo MIG foi baseado no processo TIG (*Tungsten Inert Gas*), iniciando com a soldagem do alumínio e posteriormente estendeu-se à soldagem dos aços inoxidáveis. Tal descoberta foi devido à constatação que uma pequena adição de O₂ ao gás inerte facilitava a abertura do arco no caso dos aços (Neris, 2012).

O processo MAG desenvolveu-se posteriormente ao MIG no intuito de diminuir custos e concorrer com os eletrodos revestidos na maioria das aplicações. Para tal finalidade, utilizou-se CO₂ e uma mistura de gases como gás de proteção (Neris, 2012).

Em 1930, Hobart e Devers patentearam o processo que foi chamado posteriormente de GMAW. Porém, sua utilização comercial se iniciou apenas em 1948. Desde então, seu desenvolvimento tornou-se largamente estudado em todo o mundo para que houvesse melhoras nas características operacionais e qualidade do metal depositado (Nascimento, 2006).

Todas as melhorias no processo desde sua criação permitiram um aumento na velocidade de soldagem do processo MIG/MAG em relação a outros processos como o por eletrodo revestido,

e isso vem refletindo na evolução da utilização do mesmo, que cada vez fica mais popular, comparativamente aos processos mais antigos, conforme a figura 11 mostra (Neris, 2012).

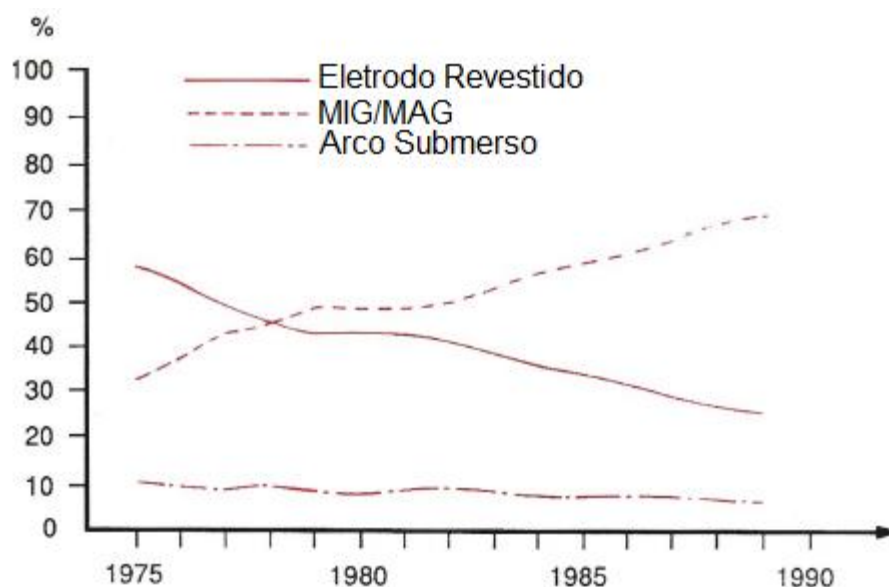


Figura 11. Evolução do uso de processos de soldagem na Europa. Fonte: Adaptado de Neris, 2012.

O processo de soldagem MIG pode ser usada em uma ampla faixa de espessuras de chapas, em materiais ferrosos e não ferrosos como Alumínio, Cobre, Magnésio, Níquel e suas ligas. O processo MAG é utilizado apenas na soldagem de materiais ferrosos, tendo como gás de proteção o CO₂ ou misturas neste gás (Neris, 2012).

O processo MIG/MAG possui algumas vantagens como: alta taxa de deposição, alto fator de trabalho do soldador, grande versatilidade de espessuras aplicáveis, inexistência de fluxos de soldagem, ausência de remoção de escória e exigência de menor habilidade do soldador, quando comparado com eletrodos revestidos (Neris, 2012).

2.5.2.1 Transferência de Metal

O processo de soldagem MIG/MAG convencional possui três principais técnicas distintas de modo de transferência de metal: curto-circuito (*short arc*), globular (*globular*) e aerossol (*spray arc*). Essas técnicas descrevem o modo que metal é transferido do arame para a poça de fusão. A transferência por curto-circuito ocorre quando um curto-circuito elétrico é estabelecido, isto é, quando o metal fundido na ponta do arame toca a área da solda. Na transferência por aerossol,

pequenas gotas de metal fundido são desprendidas da ponta do arame e projetadas por forças eletromagnéticas em direção à poça de fusão. Já na transferência globular, as gotas de metal fundido são muito grandes e movem-se em direção à poça de fusão sob a influência da gravidade. Os fatores que determinam o modo de transferência de metal são a corrente de soldagem, o diâmetro do arame, o comprimento do arco (tensão), as características da fonte e o gás de proteção (ESAB, 2005). A figura 12 mostra os métodos abordados acima.

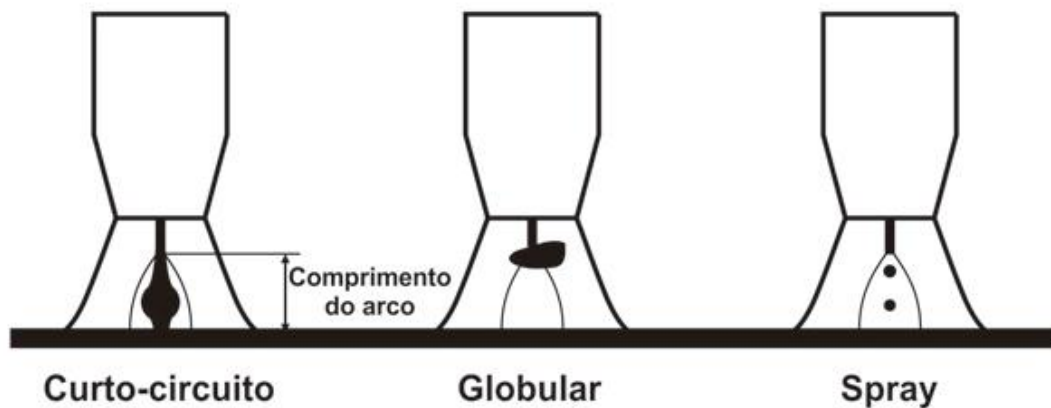


Figura 12. Modos de transferência de metal no processo MIG/MAG. Fonte: ESAB, 2005.

2.5.2.2 Gás de Proteção

O ar atmosférico é composto por gases prejudiciais à solda, sendo os principais o Nitrogênio (N_2), o Oxigênio (O_2) e vapor d'água (H_2O). Para que tais gases não prejudiquem a poça de fusão, é utilizado o processo de expulsão do ar atmosférico por um gás de proteção (ESAB, 2005).

No funcionamento do sistema, o gás de proteção é alimentado por um sistema adequado através do bocal da tocha de soldagem. O gás de proteção tem influência nas características do arco de acordo com sua natureza e composição, no tipo de transferência de metal, na velocidade de soldagem, na penetração e na geometria da solda. Além disso, o gás também pode afetar a composição química da solda pela perda ou adição de elementos químicos, a temperatura da poça de fusão, a sensibilidade à fissuração e porosidade, bem como a facilidade na execução da soldagem em diversas posições pela facilitação do arco elétrico (Altmann, 2008).

A figura 13 mostra o efeito na penetração da solda para alguns gases de proteção.

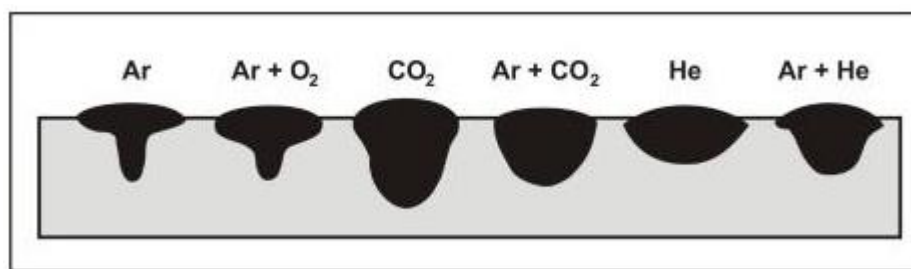


Figura 13. Influência dos gases de proteção no cordão de solda. Fonte: Cruz Jr. & Cabral, 2008.

As propriedades básicas dos gases de proteção que afetam o desempenho do processo de soldagem incluem propriedades térmicas a temperaturas elevadas, reação química do gás com os vários elementos no metal de base e no arame de solda e também o efeito de cada gás no modo de transferência de metal (Cruz Jr & Cabral, 2008).

Uma das combinações mais utilizadas em gases de proteção é a mistura de Argônio (Ar) e Oxigênio (O₂). A adição de pequenas quantidades de O₂ ao argônio estabiliza muito bem o arco elétrico, aumenta a taxa de fusão do arame e abaixa a corrente de transição para transferência em aerossol. A poça de fusão fica mais fluida e permanece no estado líquido por mais tempo, permitindo que o metal flua até os cantos do chanfro. Isso reduz as mordeduras e ajuda a manter o cordão de solda achatado (ESAB, 2005).

2.5.2.3 Arame

Para o processo de soldagem MIG/MAG, os eletrodos consumíveis, ou metal de solda consistem em um arame contínuo em diâmetros que variam de 0,6 a 2,4 mm (arame tubular até 4 mm). Os arames são normalmente revestidos com uma fina camada de Cobre para melhor contato elétrico com o tubo de contato da pistola e para prevenir a ocorrência de corrosão no armazenamento do arame (Neris, 2012).

Um dos mais importantes fatores a considerar na soldagem MIG é a seleção correta do arame de solda. Esse arame, em combinação com o gás de proteção, produzirá o depósito químico que determina as propriedades físicas e mecânicas da solda. Existem cinco fatores principais que

influenciam a escolha do arame para a soldagem MIG/MAG, sendo a composição química do metal de base, as propriedades mecânicas do metal de base, o gás de proteção empregado, o tipo de serviço ou os requisitos da especificação aplicável e o tipo de projeto de junta. (ESAB)

O arame de solda utilizado neste trabalho é o WELD S6, que é utilizado em aços carbono e sua composição é mostrada na tabela 4.

Tabela 4. Composição Química do Arame WELD S6. Fonte: ESAB.

Nome Químico Comum	Concentração %
Ferro	>90
Carbono	0,08
Manganês	1,5
Silício	0,9

O arame atende as normas AWS/ASME SFA 5.18 ER70S-6.

2.6 Ensaios em Aços

No âmbito de entender as características de um aço, se faz necessário a realização de experimentos ou ensaios. Existem os ensaios destrutivos e não destrutivos, sendo eles importantes para a correta caracterização e escolha de um material.

2.6.1 Ensaio de Tração

Este ensaio tem como propósito entender o comportamento do metal sob cargas de tração. O ensaio consiste em submeter um corpo de prova a um esforço de tração, que tende a alongá-lo até sua ruptura. Este ensaio é realizado com base em normas de fabricação de padronização de corpos de prova, para que seus resultados possam ser comparados com estudos futuros. A revisão bibliográfica deste item foi baseado no trabalho de Fredel et al. (2015).

A carga aplicada no corpo de prova gera uma tensão em sua seção transversal que é definida na equação 2.2.

$$\sigma = \frac{F}{A} \quad (2.2)$$

Onde, F é a força aplicada e A é a área transversal do corpo de prova de tração.

As máquinas de ensaio de tração, que na maioria das vezes também podem realizar ensaios de compressão e flexão tem como função básica plotar um diagrama de carga versus deslocamento. A partir destes dados é possível calcular as tensões e deformações do corpo de prova.

Nestes ensaios, controla-se a velocidade de deslocamento dos corpos de prova, que, para aços é aproximadamente 1 mm/min, e também a carga máxima utilizada.

O alongamento do CP pode ser medido em qualquer período do ensaio, mas seu comprimento final, Lf, é necessário para cálculo da deformação longitudinal total ϵ_l , definida na equação 2.3.

$$\epsilon_l = \frac{\Delta L}{L_o} \quad (2.3)$$

Onde ΔL é o alongamento elástico e L_o o comprimento inicial.

Em casos onde o aço é mais dúctil, há também a deformação da seção transversal do CP, que é definida pela equação 2.4 para CP's retangulares.

$$\epsilon_t = \frac{\Delta A}{A_o} \quad (2.4)$$

Onde ΔA é a variação da área transversal e A_o é a área inicial do CP.

A partir dos dados gerados no ensaio de tração é possível obter algumas propriedades e características comportamentais do material como está mostrado na figura 14.

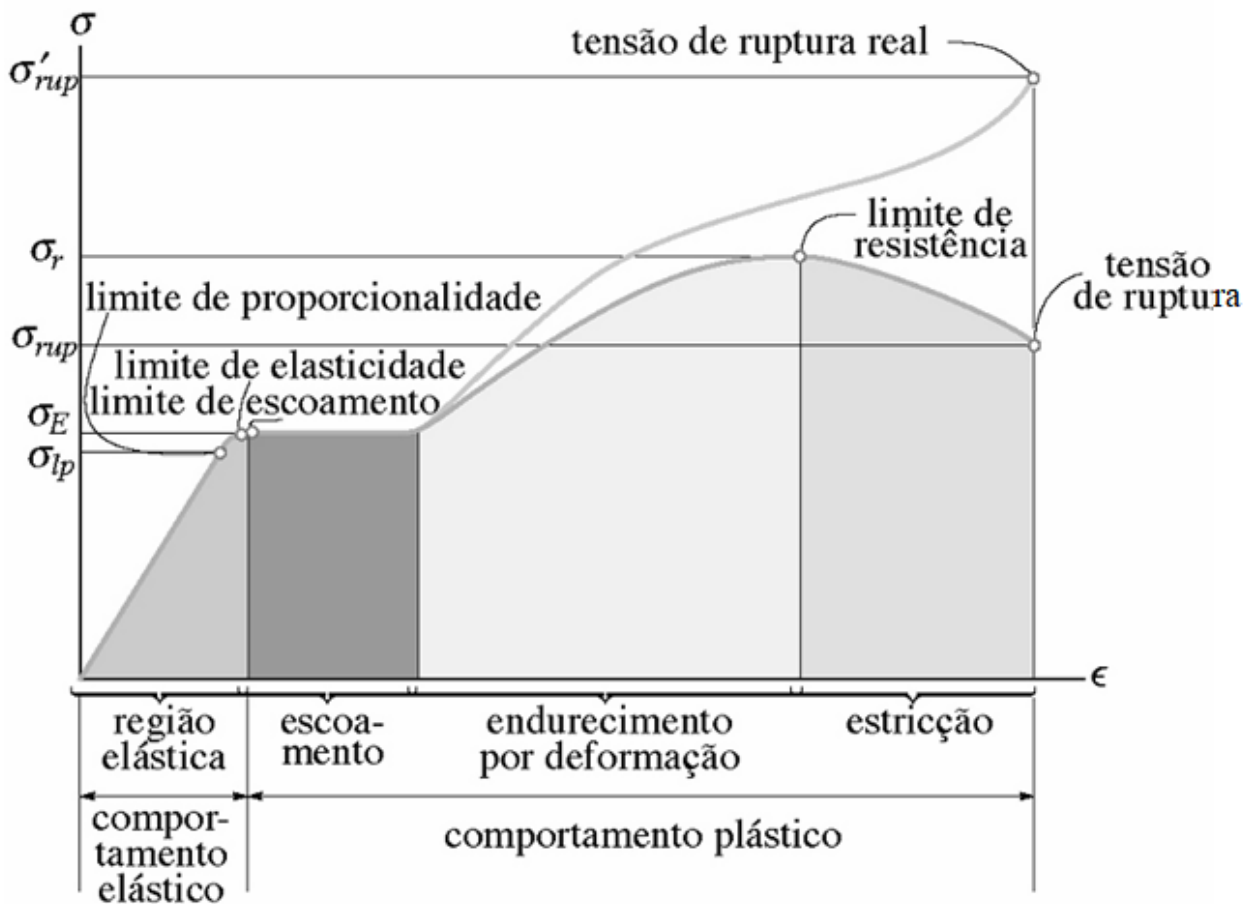


Figura 14. Diagrama Tensão x Deformação convencional e real para material dúctil (aço) (sem escala). Fonte: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAgZloAC/trabalho-rem>

Na fase elástica, todos os metais seguem a lei de Hook, que é caracterizada por uma relação linear entre tensão e deformação. Esta lei foi baseada em observações do comportamento de molas quando carregadas.

Usando uma analogia da lei de Hook para o ensaio de tração, é definido o módulo de elasticidade E que é a divisão da tensão pela deformação longitudinal em qualquer fase da zona elástica. O módulo de elasticidade ou de Young dá uma noção da rigidez do material à tração e é definido na equação 2.5.

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon_l} \quad (2.5)$$

A deformação elástica é aquela que quando os esforços sobre o corpo são removidos, este mesmo volta a sua forma original. Já a deformação plástica é aquela que mesmo quando os

esforços são removidos, há uma deformação permanente no material que o impossibilita de voltar a sua forma original.

A deformação plástica do material é resultado da movimentação de discordâncias no interior da rede cristalina, que consiste no rompimento de ligações atômicas e formação de novas ligações (Fredel et al., 2010).

O limite de proporcionalidade é definido como o ponto onde a relação entre tensão e deformação deixa de ser proporcional. Muitas vezes, considera-se que é igual ao módulo de elasticidade, mas em outros casos é possível ver a diferença entre tais conceitos como na figura 15.

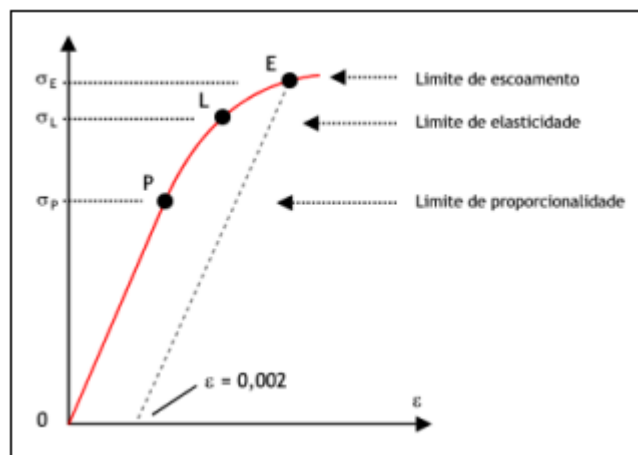


Figura 15. Fase elástica de uma curva de ensaio de tração. Fonte:
http://www.fem.unicamp.br/~assump/Projetos/2007/Relat_Ensaio_Polimero.pdf.

Convencionalmente, pode-se calcular o limite de escoamento traçando uma reta paralela ao gráfico em sua seção linear num valor definido de $\epsilon=0.002$, como foi mostrado na figura 15 (Callister, 1991).

O limite de resistência LR, é definido pela tensão máxima suportada pelo material antes de ocorrer a estricção da seção transversal e mostrada na equação 2.6.

$$L_r = \frac{F_{max}}{A_0} \quad (2.6)$$

Onde Fmax é a força máxima aplicada no equipamento.

A partir das deformações longitudinal e transversal, pode-se definir o coeficiente de Poisson, ν , que é uma medida da relação das deformações e das mudanças da geometria da peça que é definida na equação 2.7.

$$\nu = -\frac{\varepsilon_t}{\varepsilon_l} \quad (2.7)$$

Já a ductilidade é a medida da capacidade de deformação plástica de um material metálico até sua ruptura. Um material frágil é menos dúctil, pois experimenta pouca ou nenhuma deformação até a ruptura. Já materiais dúcteis se deformam consideravelmente.

A ductilidade pode ser medida de forma percentual multiplicando-se as equações 2.3 e 2.4 por 100, para o alongamento percentual e redução de área percentual, respectivamente.

O limite de resistência a tração, tensão de ruptura ou tensão última, σ_u , é a tensão máxima suportada pelo material momentos antes de sua ruptura.

No trabalho de Nathan et al. (2015), é proposto um estudo metalográfico e das propriedades mecânicas de um aço ARBL sujeito a três tipos de soldagem, a por fricção e mistura mecânica (FSW), por eletrodo revestido (SMA) e também a solda MIG. A solda MIG apresentou o menor LE dentre as demais soldas em aços ARBL, mas se mostrou mais dúctil do que as demais. A fratura sempre ocorreu nos locais de menor medição de dureza das amostras. E no caso da solda MIG foram encontrados *dimples* alongados, que mostra que a ruptura ocorreu de forma dúctil.

Assim como no trabalho de Nathan et al. (2015), Oyyaravelu et al. (2016) também obteve suas fraturas em seus ensaios de tração na porção mais mole dos aços ARBL soldados a laser. Observa-se que as propriedades relacionadas à dureza do material influem diretamente na região de fratura da amostra e tais fraturas tiveram um comportamento dúctil.

Chen et al. (2014) propôs um estudo de chapas de aço ARBL por meio de uma solda dupla MIG em chanfro X, por meio de braços mecânicos. Isto provocou uma dureza maior na região da solda e sendo o metal base (MB) a porção mais mole das amostras. Isto resultou em fraturas dos

ensaios de tração no MB. Este procedimento para o aço provocou apenas uma pequena diminuição do Limite de Escoamento (LE) do MB antes da solda, o que se provou um processo válido para uso.

2.6.2 Ensaio de Dureza Brinell

O método Brinell de medição de durezas é um dos mais utilizados na área de engenharia, sendo sempre representado por *HB* (*Hardness Brinell*). Este teste foi inventado em 1900 pelo engenheiro Johan August Brinell e foi reconhecido pela indústria como o primeiro ensaio de penetração padronizado (Spim & Santos, 2000).

O ensaio de dureza Brinell consiste em comprimir lentamente uma esfera de aço temperado ou tungstênio, de diâmetro D , sobre uma superfície plana, polida e limpa de um metal, por meio de uma carga P , durante um tempo t . Essa compressão por meio da carga provoca uma impressão permanente no metal com um formato de calota esférica, com um diâmetro d e profundidade p (Fredel et al., 2015). A figura 16 mostra o processo de medição de dureza Brinell.

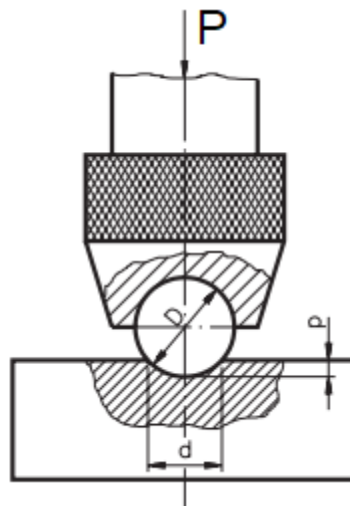


Figura 16. Processo de medição de dureza Brinell.

Fonte: http://ftp.demec.ufpr.br/disciplinas/EngMec_NOTURNO/TM336/durezabrinell.pdf

A dureza Brinell é padronizada em N/mm² ou kgf/mm², a partir de um quociente da carga P aplicada pela área superficial de contato, como é definida na equação 2.8 (Spim & Santos, 2000).

$$HB = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \quad (2.8)$$

A representação correta dos resultados se dá da forma AAHB BB/CCC/DD, onde AA representa o resultado da equação 2.8, BB é o diâmetro D da esfera, CCC é o valor da carga P aplicada em kgf e DD é o tempo t de aplicação da carga.

As máquinas de ensaio mais atuais já disponibilizam o valor de HB sem a necessidade de calculá-lo pela equação 2.8.

Diversos estudos tentam relacionar o valor de dureza com a resistência à tração dos materiais, mas sendo ainda os resultados obtidos aproximações para materiais específicos.

Ainda no trabalho de Nathan et al. (2015) apresentado no item anterior, é proposto uma análise de durezas do aço ARBL de uso naval com variação das técnicas de soldagem. Seus resultados mostram que, usando a medição da dureza Vickers, o método FSW provoca um endurecimento da ZTA e ZF, com valores de pico de 400 HB (convertido), enquanto nos demais métodos provoca um aumento apenas na região de fronteira da ZTA e ZF. O MB não afetado possui dureza média de 280 HB. Nas regiões afetadas pela solda e fronteiras identificou-se a presença de martensita e bainita, majoritariamente. (Nathan et al., 2015)

Moon et al. (2003) também propõe um estudo de um aço ARBL sujeito a uma soldagem MIG, onde foi feito um estudo dos efeitos de múltiplos passes na solda, o que altera as propriedades da região. Foram gerados mapas de dureza Vickers na região da solda e, para um passe de solda, constatou-se que a ZF como a zona mais dura da amostra, com um endurecimento em menor proporção na ZTA e com MB não afetado. Já para múltiplos passes a ZTA aumentava proporcionalmente à quantidade de passes, o que gerou uma diminuição da dureza da ZF e um

aumento da dureza na região que antes era MB e passou a ser ZTA. O maior valor de dureza registrado foi de 310HB (convertido) e o menor de 166HB na base da amostra.

No trabalho de avaliação de propriedades mecânicas e metalurgia de um aço ARBL soldado a laser desenvolvido por Oyyaravelu et al. (2016), há a presença de martensita na estrutura devido ao resfriamento mais rápido do processo de soldagem a laser. Através de um ensaio de microdureza Vickers foi identificada que a ZF possui a maior dureza devido a presença e martensita e também pelo enriquecimento de carbono. Este ensaio também mostrou um amolecimento numa pequena porção da ZTA, o que não afetou nas demais propriedades mecânicas obtidas.

Kang e Lee (2011) desenvolveram um trabalho de caracterização microestrutural e das propriedades do aço 2.25Cr-1Mo soldado pelo processo a arco elétrico com arames tubulares (FCAW). Foi variado o teor de Mo e também foram realizados tratamentos térmicos nas temperaturas de 400, 500, 600 e 700°C por 24h após as soldagens. A partir destes experimentos foi constatado um aumento de dureza na ZTA dos testes variando o teor de Mo, sendo tal efeito devido à alta taxa de resfriamento e baixo aquecimento do processo FCAW. Observou-se a presença de bainita e ferrita acicular na estrutura da solda. Nos tratamentos de 400 e 500°C não houve diminuição do valor de dureza, enquanto no de 600°C houve um pequeno decréscimo e no de 700°C houve recristalização do aço e sua dureza diminuiu consideravelmente. Também notou-se que quanto maior o teor de Mo, maior a dureza da peça.

2.6.3 Fractografia

A fractografia é um método de análise de materiais bastante utilizado para caracterizar qualitativamente e quantitativamente a presença de defeitos ou falhas. Esta técnica consiste em identificar aspectos topológicos que possam indicar a causa da fratura, por exemplo marcas de

praia características de fadiga, ou também a identificação se o material é dúctil ou frágil (Myriounis et al., 2012).

Esta técnica é uma ferramenta poderosa de análise de causas de falha, podendo ser utilizada para uma melhor escolha do material ou apontamento de possíveis condições de contorno que o projeto não abrange. A caracterização morfológica da fratura dos materiais é importante para evitar o projeto equivocado de peças (Oliveira, 2013).

2.6.4 Micrografia

O processo de micrografia em aços é uma subcategoria da metalografia. Tem como objetivos caracterizar o material quantitativamente e qualitativamente analisando mais precisamente sua microestrutura.

A partir da micrografia em metais é possível analisar a microestrutura com riqueza de detalhes, sendo possível identificar o tamanho de grão, microconstituintes, proporção e dispersão de fases, inclusões e micro segregação (Vander Voort, 1984).

O processo para realização da análise micrográfica em aços consiste em, inicialmente, cortar a peça de forma a não modificar sua microestrutura. É necessário que o processo de corte seja refrigerado e com a ferramenta de corte adequada como discos abrasivos e discos diamantados.

Usa-se do método do embutimento por resina sintética para facilitar o manuseio das amostras, assim como evitar danos à lixa, ao pano de polimento e também impede infiltrações de soluções químicas em toda a amostra.

Após o embutimento utiliza-se do lixamento e polimento da superfície da amostra a ser estudada para facilitar a observação da microestrutura no microscópio. Desta forma, remove-se a estrutura alterada pelo processo de corte e revela a superfície da estrutura real.

Por fim, é feito um ataque químico na superfície de estudo para se observar um contraste entre as estruturas da amostra no microscópio.

Unfried et al. (2009) e Lessa et al. (2011) propuseram estudos em caracterização microestrutural de ZTA de aços do tipo C-Mn soldados por atrito com pinos consumíveis. Seus resultados mostraram que quanto menor a carga, maior a quantidade de FW e bainita na estrutura da ZTA. Já cargas maiores na soldagem por atrito provocam o aparecimento majoritário de uma microestrutura martensítica. Ambos os trabalhos mostram que estruturas mais refinadas são obtidas com forças de atritos maiores, assim como eleva-se o valor de micro-dureza no centro da ZTA (Lessa et al., 2011) (Unfried et al., 2009).

Amaral et al. (2017) avalia parâmetros de soldagem em um aço microligado bainítico, de nome comercial Sincron. Este aço é, assim como o DOMEX, produzido por um minucioso controle térmico de seus processos. Em seu trabalho, foi feita uma variação do tempo de resfriamento na região da solda das amostras. A partir de uma análise micrográfica foi constatada a presença de martensita quando o aço foi resfriado rapidamente e uma ferrita com bainita quando resfriado de forma lenta. Ainda conclui-se que não era necessário nenhum pré-aquecimento das amostras para evitar a presença de trincas neste tipo de aço.

O trabalho de Alé et al. (1996) mostra uma técnica metalográfica para análise da microestrutura de solda de aços ARBL, onde, por meio de duas soluções e uma tensão aplicada por um tempo, foi possível ver as constituintes das microestruturas dos aços, onde foi revelado a presença de martensita e austenita. As soluções utilizadas foram 1g de ácido pícrico com 100 mL de água destilada e 1g de metabissulfito de sódio com 100 mL de etanol puro. Tais técnicas se mostraram úteis para aços do tipo C-Mn e também microligados ao Nb, Ni e Cu para a visualização dos constituintes no microscópio ótico.

Guimarães et al. (2011) propõem o estudo de aços de classes de 450HB de dureza com resistência a abrasão. São analisadas amostras com juntas soldadas em V e X com seus carbonos

equivalentes diferentes e também com variação da espessura da chapa. Tais aços são produzidos para formarem uma microestrutura martensítica e dura, o que geralmente ocasiona numa baixa soldabilidade destes aços. Notou-se que o aço com menor espessura e menor carbono equivalente apresentou maiores valores de dureza na ZTA e passou no teste de dobramento para condições do MB. Foi constatado também uma microestrutura martensítica no MB e uma dissolução desta mesma em bainita, ferrita e perlita na ZTA e ZF.

3 MATERIAIS e MÉTODOS

Para as análises propostas por este trabalho foram fabricados 15 corpos de prova de chapas de 850 por 320 com 7,94 mm de espessura do aço Domex 460MC, fornecido pela Trucks Hélio – Patos de Minas. Estas chapas foram cortadas inicialmente por um processo de oxicorte devido as suas dimensões. Este tipo de corte é o único disponível para o corte inicial da chapa bruta, pois as guilhotinas comuns de corte em aço não conseguem cortar tal material em grandes dimensões. Após este corte, foram cortados pedaços de 170 por 200 mm por meio de cortes a frio por cisalhamento. Este pedaços foram retirados das regiões mais distantes das afetadas pelo aquecimento do corte inicial. A composição química fornecido pelo fabricante do aço é mostrada na Tabela 3.

Na guilhotina foram feitos cortes com os tamanhos finais de comprimento do corpo de prova de ensaio de tração (200 mm) e mais um corte no meio para a posterior soldagem. O acabamento do corte em guilhotina dá um aspecto de um acabamento provocado por uma fratura frágil na peça, sendo necessário finalizar o acabamento da peça por meio de lixas, para conseguir o acabamento necessário da norma ASTM E8M-04, com as dimensões do CP mostrada na figura 17.

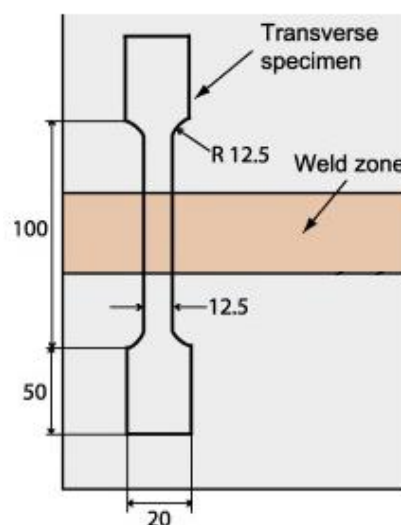


Figura 17. Desenho esquemático com medidas para CP do ensaio de tração segundo a norma ASTM E8M-04. Fonte: Adaptado de Imam et al., 2013.

A seguir é mostrado na figura 18 um fluxograma dos procedimentos utilizados no presente trabalho.

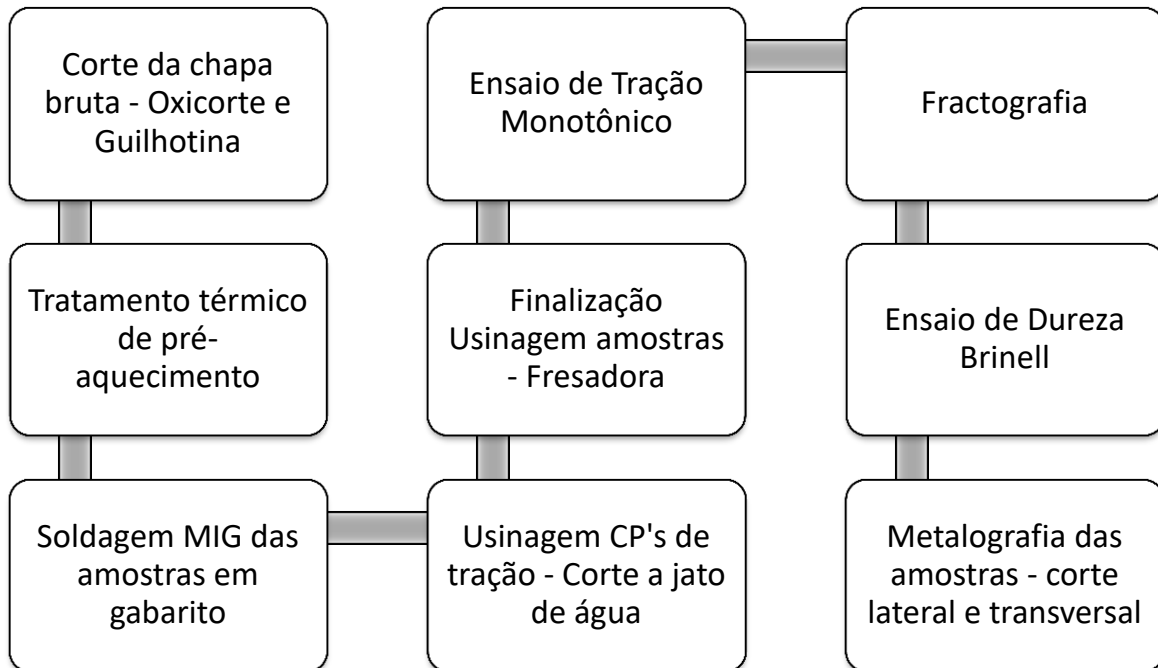


Figura 18. Fluxograma de procedimentos experimentais.

3.1 Tratamento Térmico

Antes do processo de pré-aquecimento, foram feitos chanfros em duplo V ou X nas amostras para a soldagem de topo dos dois lados. Tais chanfros foram produzidos pela lixadeira, sendo o tratamento térmico provocado por tal processo mínimo em comparação ao processo de soldagem posterior e o pré-aquecimento. O chanfro realizado é mostrado na figura 19.



Figura 19. Chanfros em "X" nas amostras.

As temperaturas de pré-aquecimento do aço foram escolhidas por ser uma próxima à temperatura de recristalização do aço, 700 °C, a temperatura que o fabricante garante as propriedades mecânicas do aço, 580 °C, e uma temperatura menor que não provoque recristalização nem fique perto da temperatura garantida pela SSAB, de 400 °C.

As chapas insumos para os corpos de prova foram separados por lotes para serem levados ao forno, sendo eles: CTS – Com tratamento e solda, SS – Somente Solda e CR – Como recebido. Estes lotes e os procedimentos propostos para cada um são descritos na tabela 5.

Tabela 5. Tratamento das amostras.

Lote/Amostra	Tratamento	Resfriamento
CTS700	700°C	Ar
CTS580	580°C	Ar
CTS400	400°C	Ar
SS	Apenas Solda	Ar
CR	Sem tratamento	Sem tratamento

O forno utilizado foi um forno do tipo mufla fabricado pela Jung modelo LF04212 com potência de 5 kW, temperatura máxima de 1200°C e certificado de calibração válido e é mostrado na figura 20.



Figura 20. Forno Jung utilizado nos tratamentos térmicos.

As amostras foram colocadas ao forno para adquirirem as temperaturas propostas pelo trabalho, em tal experimento, foi elaborada a tabela 6 com o tempo e temperatura que cada lote foi exposto no forno.

Tabela 6. Tempos e temperaturas dos tratamentos térmicos.

Amostra	Temperatura °C	Tempo [min]	Tempo de Resfriamento [min]
CTS700	700	20	90
CTS580	580	20	70
CTS400	400	20	50
SS	-	-	-
CR	-	-	-

3.2 Soldagem

O processo de soldagem foi feito após o processo de pré-aquecimento, com uma diferença referente ao deslocamento do laboratório de tratamento térmico ao galpão de soldagem.

Para evitar empenos nas chapas provenientes do processo de soldagem, foi fabricado um gabarito mostrado na figura 21 de solda para confecção dos corpos de prova soldados.



Figura 21. Gabarito de solda.

As amostras foram alocadas no gabarito para a solda segundo a imagem 22.



Figura 22. Posicionamento das amostras no gabarito.

A solda foi feita por um soldador qualificado no mesmo dia e em mesmas condições como mostra a tabela 7.

Tabela 7. Dados do processo de soldagem das amostras.

Tipo de Solda	MIG
Arame	Weld S6
Diâmetro do Arame	1,2 mm
Tensão Média Setup	21 V
Corrente Média	186 A
Sentido da Solda	Puxado
Velocidade do Arame	100 mm/s
Posição de União	Topo
Ângulo de Soldagem	80°
Gás Protetor	Argônio
Transferência de Metal	Curto-circuito
Vazão do Gás	18,5 L/min
Temperatura Ambiente	23°C
Método de Resfriamento	Ar

A figura 23 mostra o processo de soldagem das amostras, onde um lado da chapa foi soldado, logo em seguida resfriado e após isto o outro lado também para a completa penetração da solda na chapa.



Figura 23. Processo de soldagem das amostras.

3.3 Usinagem dos Corpos de Prova

Para a fabricação dos corpos de prova a partir das chapas tratadas e soldadas foi necessário encontrar um meio de fabricação que não provocasse aquecimento nas peças para não inutilizá-las. Para tal propósito foram escolhidos dois métodos: o corte a jato de água para produzir o CP nas medidas corretas e o fresamento refrigerado para planação dos CP's.

Toda a produção dos CP's para os ensaios de tração foram baseados na norma ASTM E8M-04 e nos trabalhos que também utilizaram esta norma, como de Nathan et al. (2015), Oyyaravelu et al. (2016) e Imam et al. (2013).

Inicialmente enviaram-se as chapas produzidas para empresa especializada em cortes a jato de água para produção dos CP's na medida desejada. O processo pode ser visto na figura 24.



Figura 24. Processo de Corte. a) Medida da chapa b) Fixação da Chapa c) Corte d) Peça Finalizada.

Para que os ensaios fossem realizados de forma válida, foi necessário que os CP's estivessem planos, ou seja, sem empenos e também possuem uma boa qualidade de acabamento superficial.

Como a chapa era armazenada em local sem muita proteção, formou-se uma camada de oxidação na superfície das peças, desta forma, o processo de fresamento mostrado na figura 25 também foi útil para remover tais oxidações.



Figura 25. Processo de fresamento.

A partir destes dois processos de usinagem descritos acima foi possível então fabricar os CP's segundo a figura 17.

3.4 Ensaio de Tração

Os ensaios de tração foram realizados na configuração monotônica com o avanço de 1 mm/min na parte elástica e 3 mm/min a partir da parte plástica dos aços. Foram feitos três ensaios para cada lote de amostras com a utilização do *clip gage* para a medição das deformações nos ensaios.

A máquina utilizada nos ensaios foi a MTS 810 configurada em 85 kN no momento dos ensaios.

A partir do arquivo gerado no ensaio foram feitos gráficos de tensão x deformação no Matlab para apresentação dos resultados.

Não foi possível romper a amostra CR, mesmo com a redução da espessura da chapa para 4,9 mm. Sendo assim, o gráfico gerado possui resultados até a capacidade de operação da máquina de ensaio, de 85 kN.

3.5 Análise Fratográfica

A partir dos resultados dos ensaios de tração realizados foram identificados os corpos de prova que seguiram uma repetibilidade nos ensaios e aqueles que tiveram um comportamento diferente dos demais. Isto foi definido a partir dos resultados dos ensaios de tração, onde as curvas de tensão x deformação foram comparadas para escolha da análise fractográfica de dois CP's de cada amostra, exceto a amostra CR. A partir de tal análise foram definidas duas amostras de cada lote para análise das fraturas em um microscópio confocal de varredura a laser Olympus OLS 4000 como mostrado na figura 26.



Figura 26. OLS 4000. Fonte: Olympus.

Os corpos de prova definidos foram: CTS700-3, CTS700-4, CTS580-1, CTS580-3, CTS400-1, CTS400-3, SS-2 e SS-3.

3.6 Ensaio de Dureza

Para a realização dos ensaios de dureza em cada lote foi produzida uma amostra de cada lote. As amostras foram retificadas na fresadora e foram cortadas numa largura de aproximadamente 20 mm para a análise das durezas e posterior aproveitamento para produção das amostras para metalografia como mostrado na figura 27.



Figura 27. Amostra para o ensaio de dureza.

Os ensaios foram realizados em uma máquina de dureza Brinell. As medições foram realizadas a partir do centro da solda até onde o valor da dureza se estabilizasse com seis medições ao total. Foi utilizada uma esfera de 2,5 mm de diâmetro com uma carga de 187,5 kgf. A partir dos resultados obtidos nos ensaios foram confeccionados gráficos mostrando a evolução da dureza ao longo do comprimento da peça.

Como o lote de amostras CR não possui cordão de solda, as medições foram realizadas de forma aleatória no comprimento da peça para a produção do resultado a partir de uma média das medições.

3.7 Metalografia

A partir das amostras do ensaio de dureza, foram realizados cortes na cortadora metalográfica para produção de amostras para micrografia. Este corte foi feito com refrigeração para que a estrutura das amostras não seja alterada durante o processo.

As amostras para embutimento foram separadas em duas classes de cortes como descrito na figura 28.

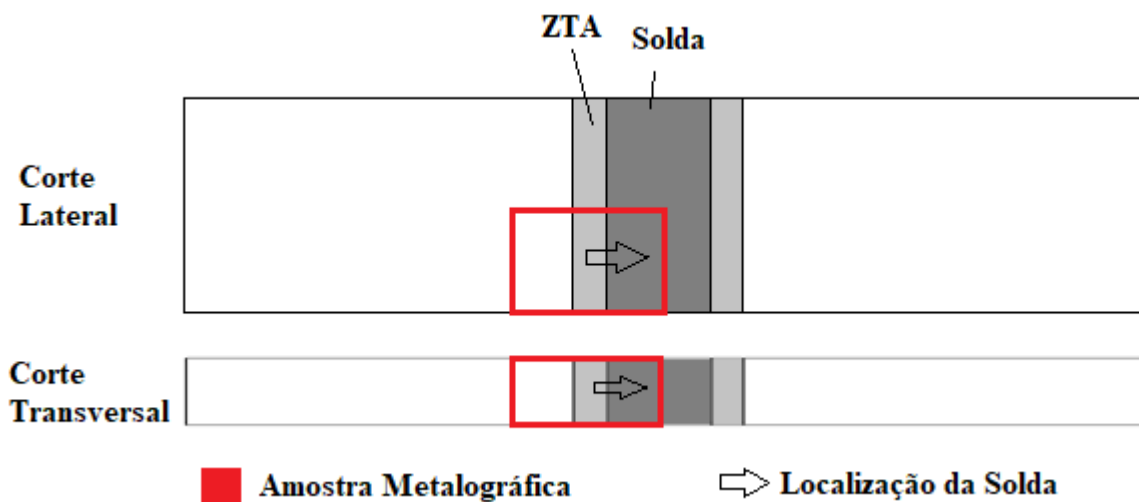


Figura 28. Sentido de corte das amostras metalográficas.

Após o corte foi realizado o embutimento a frio das amostras em resina de poliéster.

A partir desta fase foi necessário o uso de lixamento para deixar as amostras em estado bom para polimento e revelação das fases microconstituintes.

Usaram-se as lixas P220, P400, P600, P800, L1200 e L2500, respectivamente girando as amostras em 90° em cada troca de lixa.

Após isto foi necessário polir as amostras por meio de um pano de polimento e uma solução de alumina 0,5 µm, girando-se constantemente as amostras para evitar o surgimento de riscos e efeitos indesejáveis como cometas.

Após a limpeza das amostras em álcool e secagem em ar comprimido foi realizado um ataque químico por meio do reagente Nital 2% durante um período de 2 a 3 s, com posterior

limpeza da amostra em água corrente e novamente no álcool e por fim uma secagem por ar comprimido.

Após o ataque as amostras foram levadas ao microscópio para verificação de fases e por meio dele, foi possível constatar a dificuldade de atingir um tempo de ataque bom para o MB, ZTA e ZF. Foi necessário repetir esta etapa algumas vezes em certas amostras, pois o tempo de reação é diferente para a solda e para o MB.

O ataque químico proporcionou a observação das microestruturas presentes nas amostras por meio de imagens do microscópio confocal a laser. A partir deste foram geradas imagens que estarão nos resultados.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Os resultados são apresentados de uma forma diferente da apresentada no item 3 de Materiais e Métodos. Isto se deve a maior facilidade de entendimento do comportamento do aço a partir de uma melhor organização dos resultados, iniciando-se com a análise da microestrutura do aço e posteriormente os ensaios mecânicos nas amostras.

4.1 Metalografia

Neste item, utiliza-se de alguns trabalhos já discutidos no item 2 para comparações e análises das microestruturas de cada uma das amostras metalográficas produzidas para este presente trabalho.

Este item mostra imagens das figuras 29 a 64 e discute as microestruturas de cada uma das amostras na sequência CR, CTS700, CTS580, CTS400 e SS em seus cortes laterais e longitudinais.

As imagens são compostas por uma porção da macroestrutura em um quadro na parte superior das figuras, onde o quadro em vermelho mostra a região onde foi feita a análise microestrutural ampliada na própria figura. A seta, assim como na figura 28, indica a posição da solda ou ZF das amostras. Sendo assim, inicia-se da esquerda para direita, o metal base (MB), a zona termicamente afetada (ZTA) e a zona fundida (ZF), respectivamente para todas as amostras que possuem soldas.

A figura 29 mostra a amostra em corte lateral do material CR, sem a presença de solda ou qualquer outro tratamento.

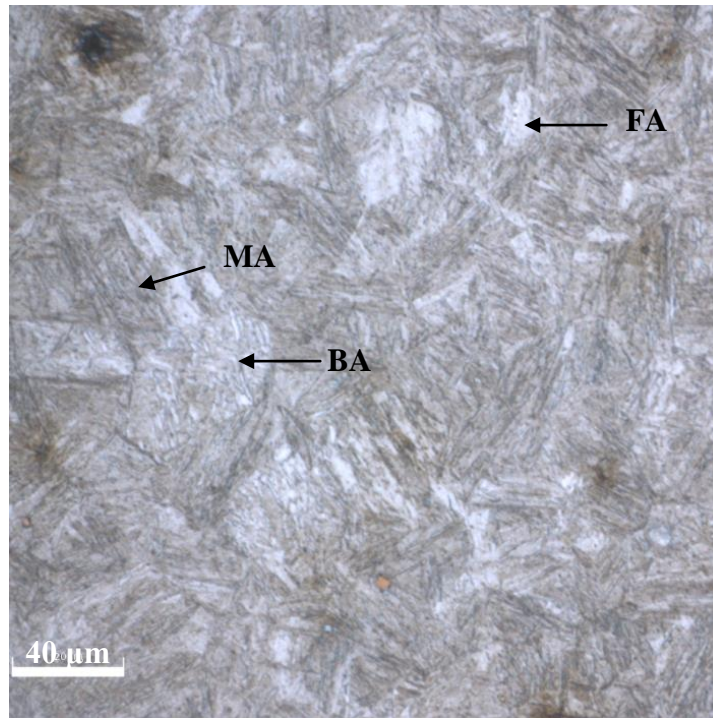


Figura 29. Microestrutura da amostra CR – Corte Lateral.

A Figura 29 mostra a presença de bainita (BA), martensita (MA) e ferrita acicular (FA) na microestrutura do aço CR. Isto mostra a configuração padrão do aço quando está em seu estado puro, onde predomina-se a fase martensítica.

A figura 30 apresenta a porção do corte transversal da amostra CR e uma comparação com uma amostra de Amaral et al.

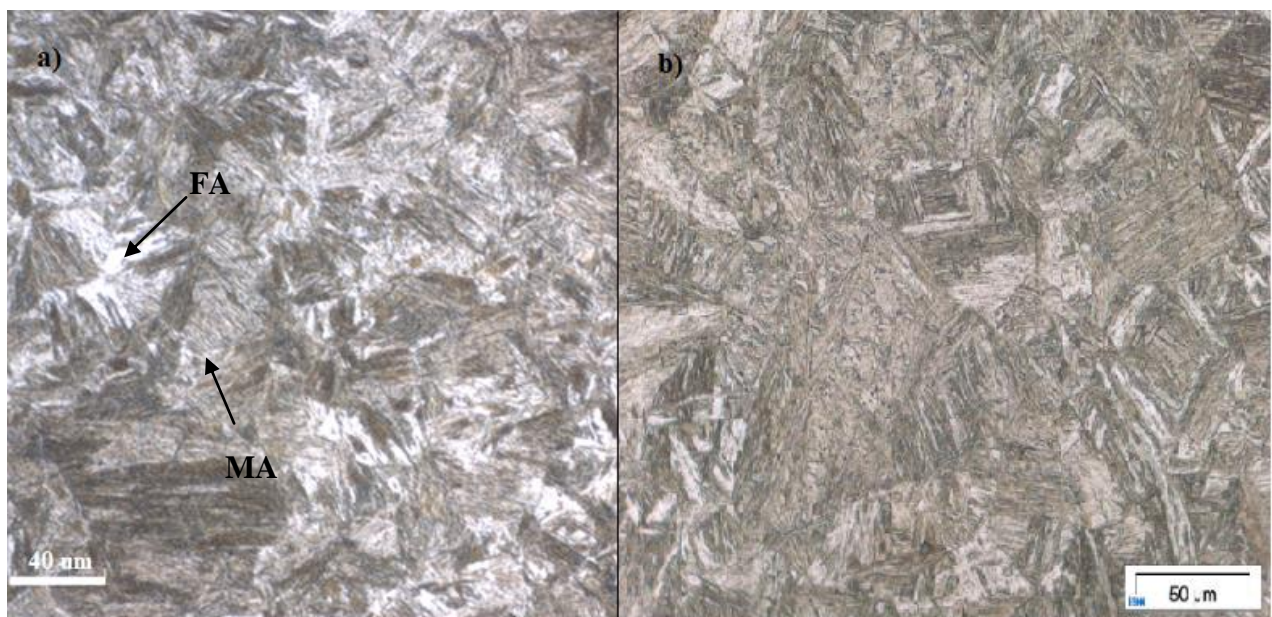


Figura 30. Microestrutura da amostra CR – Corte Transversal. a) Amostra Domex 460MC b) Amostra de Amaral et al, 2017.

O corte transversal da figura 30 mostra as mesmas constituintes do corte lateral da figura 30, mas apresenta uma porção maior de ferrita acicular (FA - fase mais clara). A microestrutura de tal amostra se assemelha a amostra de aço bainítico microligado ao Nb de Amaral et al. (2017), que possui o menor tempo de resfriamento, gerando a fase martensita.

A figura 31 mostra uma imagem de uma porção não afetada pela solda na amostra CST700, onde houve aquecimento prévio e nota-se a presença de ferrita acicular, além de bainita com uma dissolução da martensita do aço sem tratamentos, assim como se mostra a microestrutura da região raiz da zona termicamente afetada do aço martensítico de dureza média de 450HB do trabalho de Guimarães et al (2011).

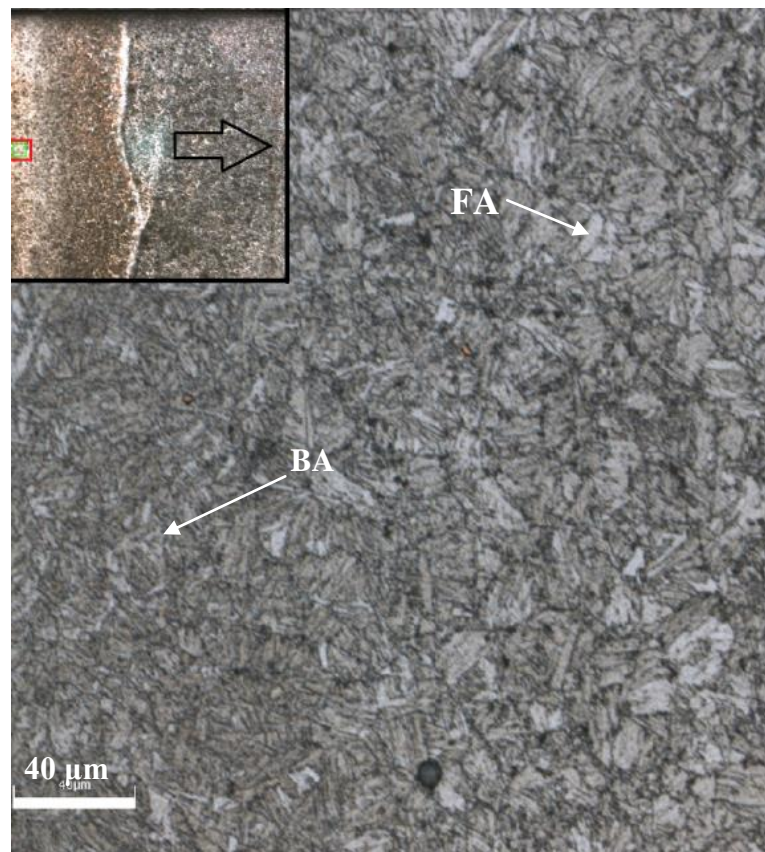


Figura 31. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.

A figura 32 mostra uma porção da microestrutura mais próxima da zona termicamente afetada, mas ainda no metal base. Esta região possui as mesmas constituintes da figura 29, mas com redução da fase ferrítica e maior concentração de martensita em sua estrutura.

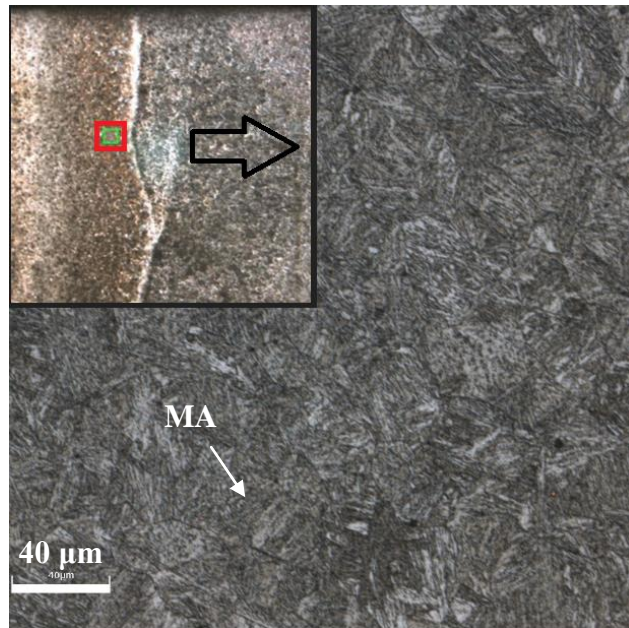


Figura 32. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.

A figura 33 apresenta uma região de transição entre metal base (MB) e zona termicamente afetada (ZTA), onde é possível identificar martensita, ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten (FW) e bainita em maior concentração na região mais próxima ao MB, assim como no trabalho de Alé et al. (1996), que mostra as microconstituintes nas ZTA's de aços microligados.

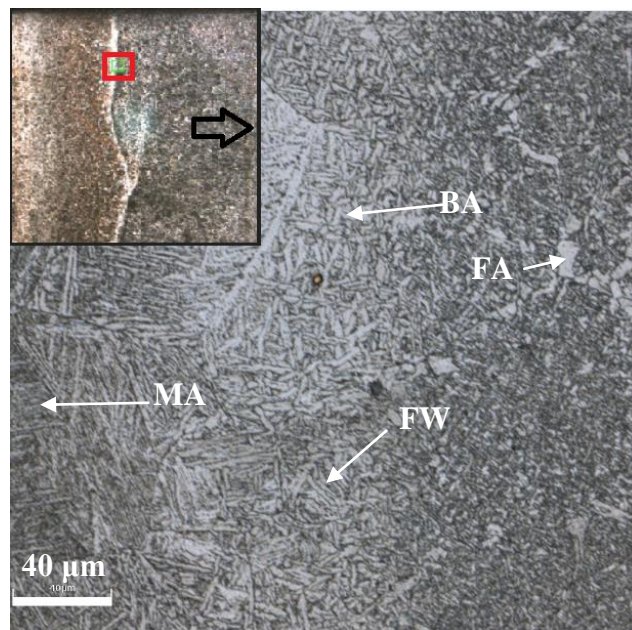


Figura 33. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.

A microestrutura da zona fundida mostrada na figura 34 apresenta uma microestrutura constituída por ferrita acicular, bainita além de cabonitretos.

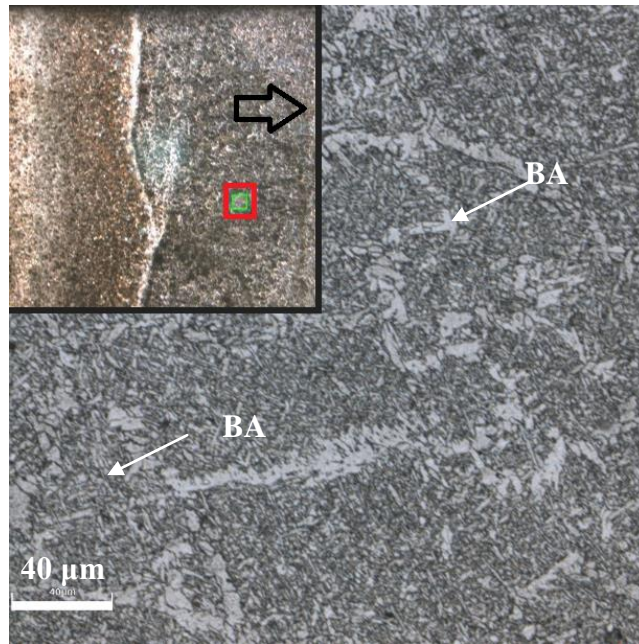


Figura 34. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Lateral.

A região do metal base (MB) analisada na figura 35 mostra porções de martensita e ferrita de Widmanstätten. Esta região se assemelha à da porção analisada do MB na figura 29.

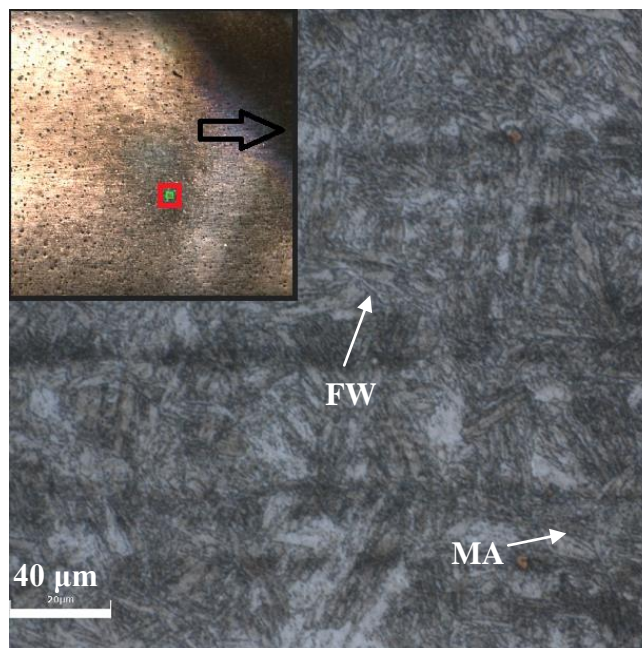


Figura 35. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.

A região de fronteira da zona termicamente afetada (ZTA) mostrada na figura 36 abrange em sua maioria, ferrita acicular e de Widmanstätten com a presença de carbonitreto, presentes também na ZTA. As setas mostram inclusões (I) nesta microestrutura.

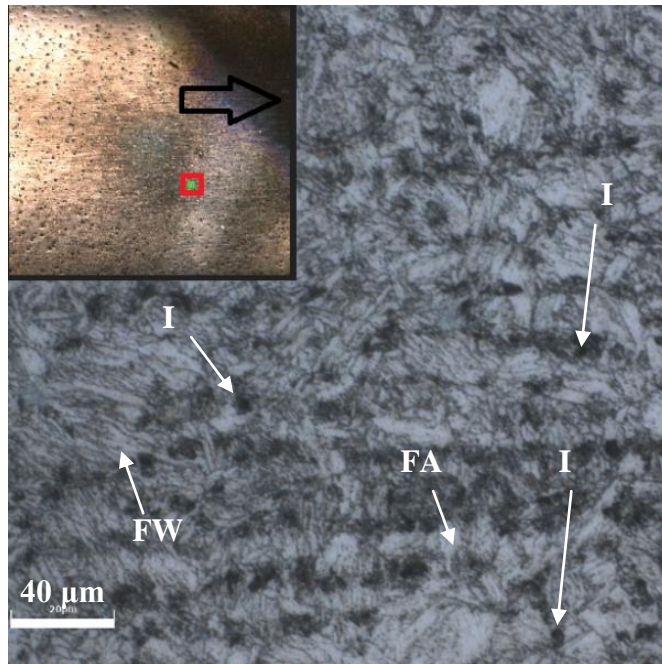


Figura 36. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.

A microestrutura da figura 37 mostra uma região na fronteira da zona termicamente afetada e metal base, onde predomina a fase martensítica com ferrita de Widmanstätten.

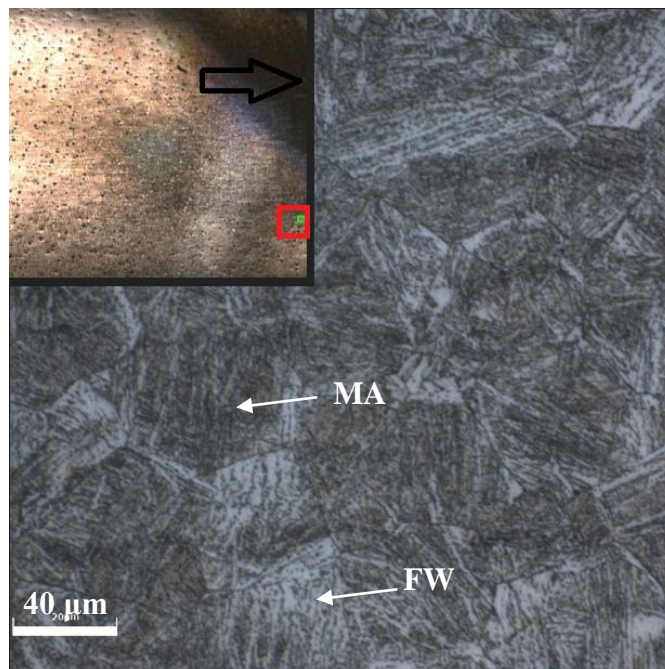


Figura 37. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.

Na região da solda da figura 38 há a presença de ferrita acicular, ferrita de Widmanstätten e bainita, assim como na figura 33 e também a região da zona fundida por soldagem por atrito em aço C-Mn como apresentado pelo trabalho de Lessa et al. (2011).

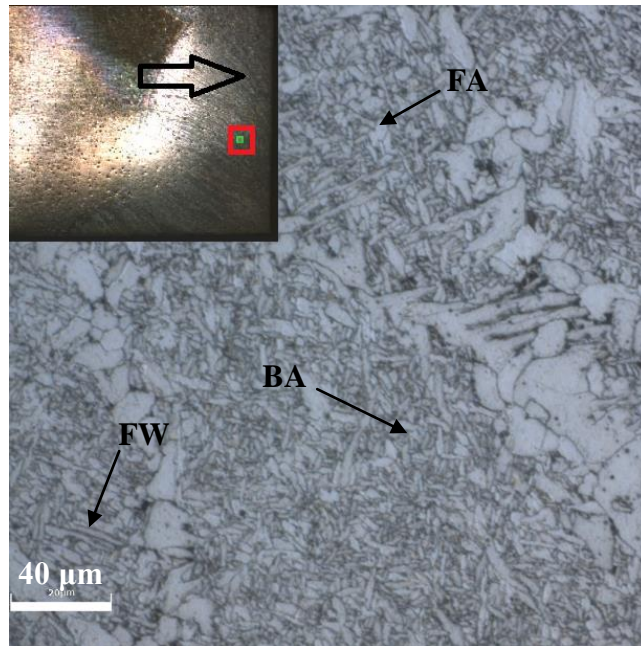


Figura 38. Microestrutura amostra CTS700 - Corte Transversal.

A porção do metal base da amostra CTS580 mostrada na figura 39 apresenta microestrutura similar à da amostra CTS700 e possui ferrita de widmanstätten e martensita, sendo esta última, fase predominante assim como no aço CR. Ainda é possível ver inclusões (I) nesta região sem tratamento.

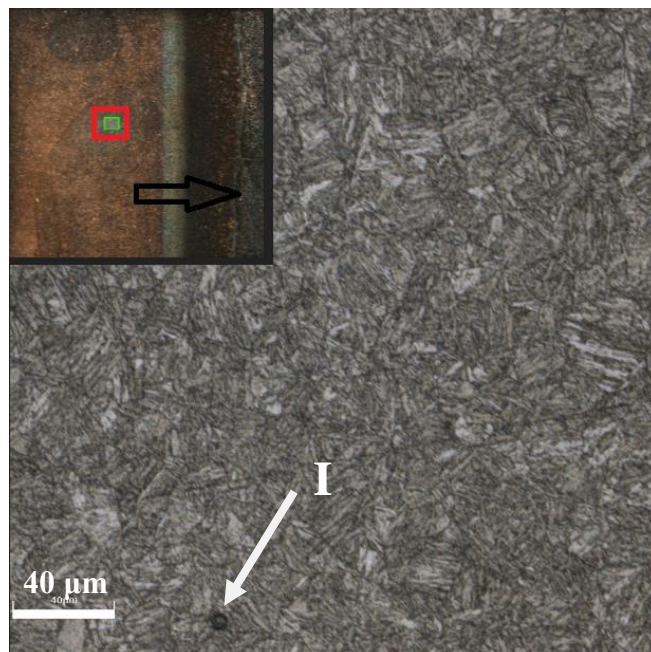


Figura 39. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Lateral.

A região de fronteira da zona termicamente afetada da Figura 40 possui os mesmos constituintes do MB mas com uma maior concentração de ferrita em sua microestrutura.

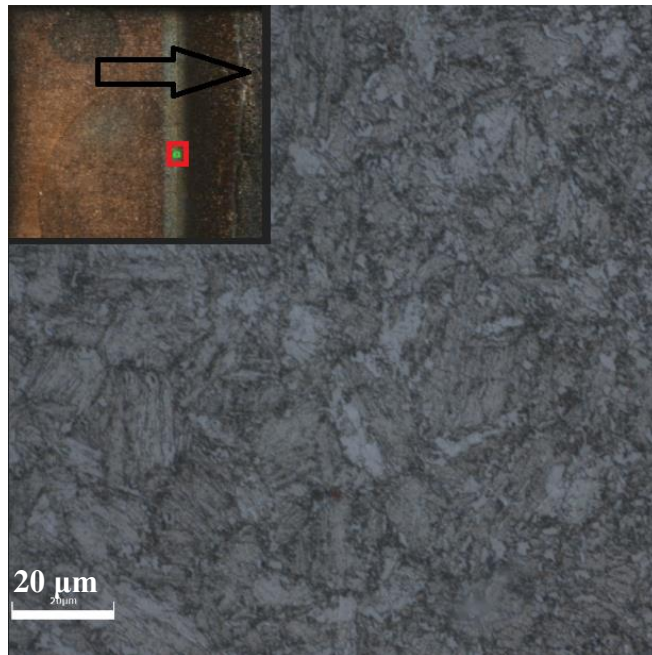


Figura 40. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Lateral.

A figura 41 mostra uma porção da zona termicamente afetada onde é possível identificar martensita, ferrita de widmanstätten além de pequenas regiões com ferrita acicular.

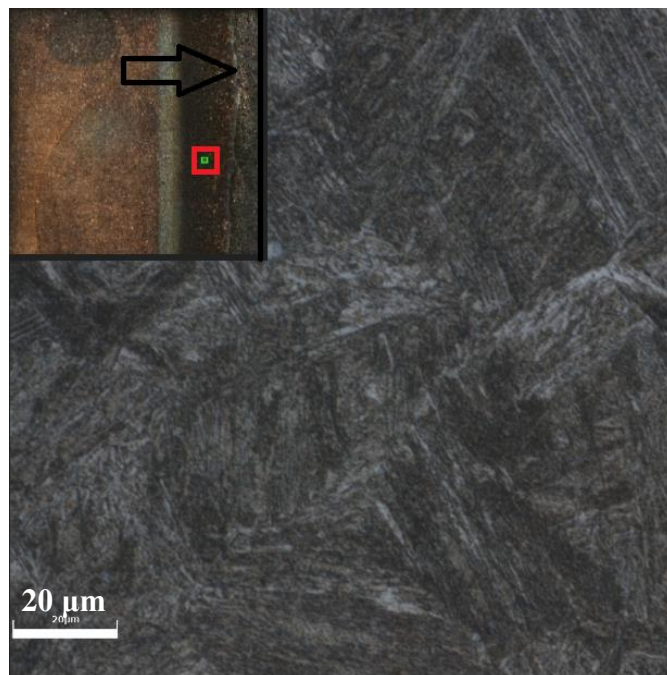


Figura 41. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Lateral.

A ZF da figura 42 mostra uma microestrutura similar às demais zonas fundidas das demais amostras, onde predomina-se bainita, além de ferrita de widmanstätten e ferrita acicular.

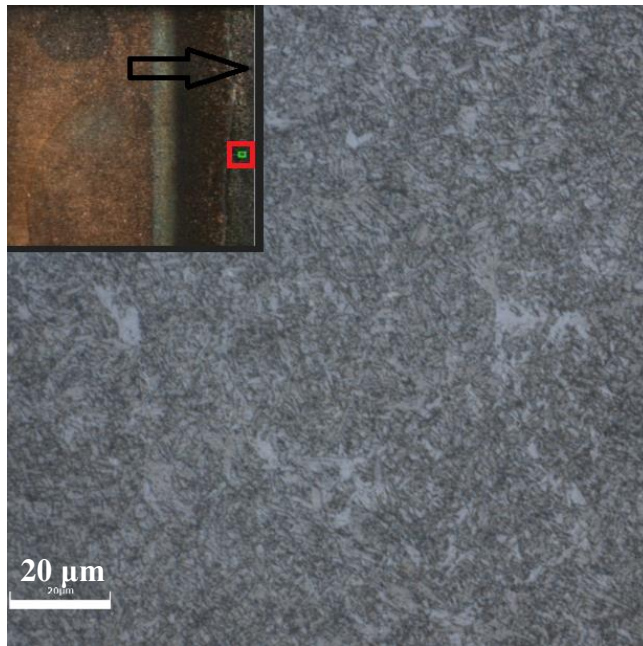


Figura 42. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Lateral.

O MB da amostra CST580 mostrada na figura 43 apresenta martensita como seu principal microconstituente. Ainda apresenta ferrita acicular e ferrita de widmanstätten em sua microestrutura.

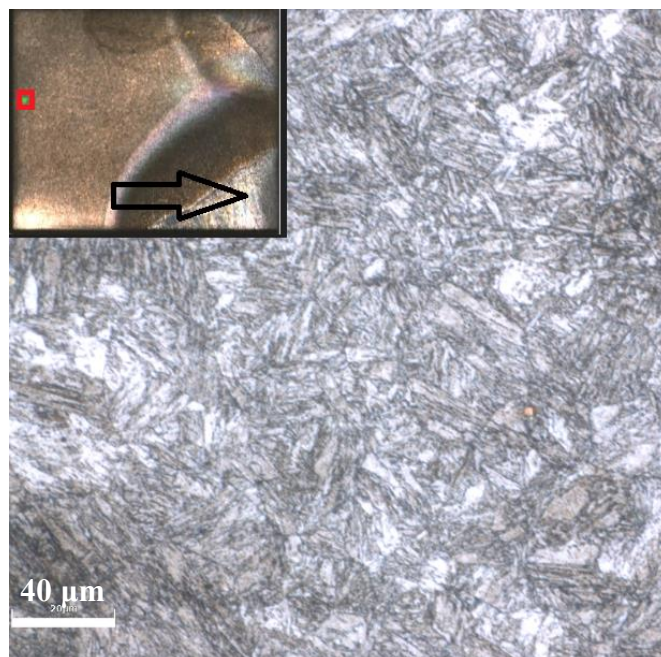


Figura 43. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Transversal.

A região de fronteira da ZTA da amostra CTS580 possui uma microestrutura bem semelhante à ZTA da amostra CTS700, sendo composta, majoritariamente por ferrita acicular,

ferrita de widmanstätten e possui também carbonitreto e inclusões como mostrado pela seta na figura 44.

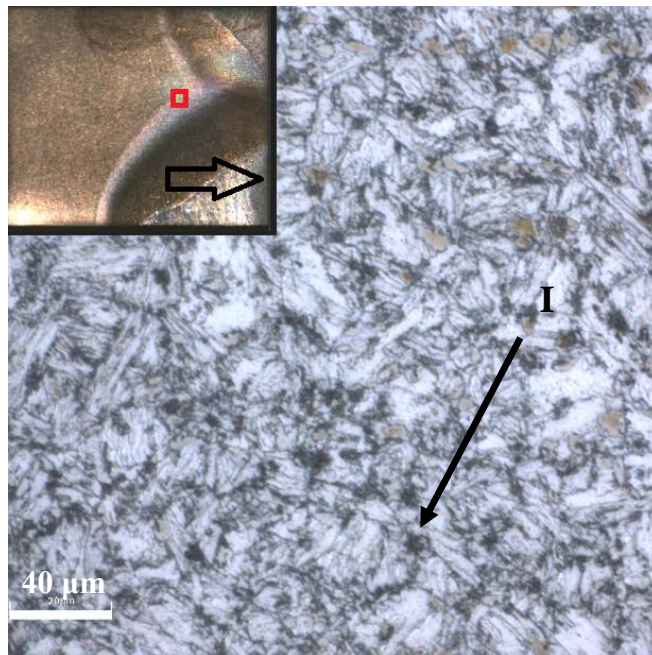


Figura 44. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Transversal.

A figura 45 mostra uma porção no interior da ZTA onde é possível identificar uma microestrutura similar a da região de fronteira da ZTA mostrada na figura 44. Nota-se a presença de FA, FW, carbonitreto além da inclusão de martensita em sua estrutura.

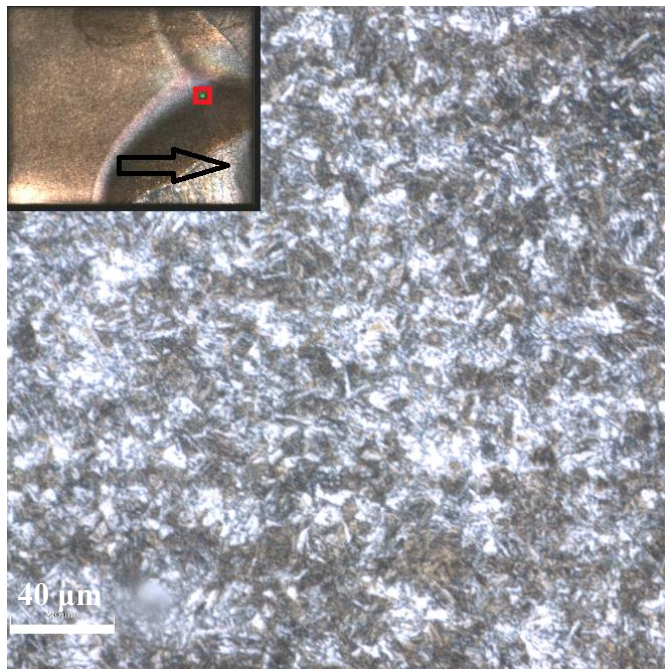


Figura 45. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Transversal.

Na região de fronteira entre zona termicamente afetada e zona fundida que é mostrada na figura 46 há a presença na maioria de uma microestrutura martensítica, com a presença em menor proporção de ferrita de widmanstätten e carbonitreto.

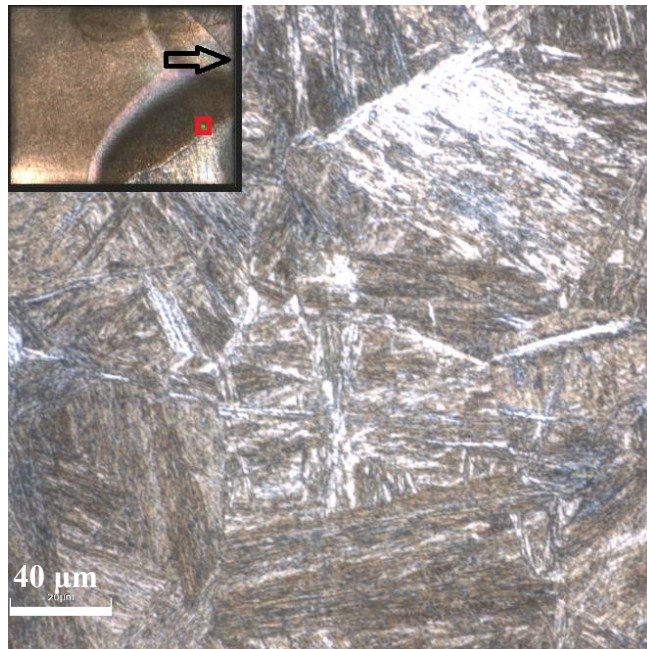


Figura 46. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Transversal.

A ZF da amostra CTS580 como apresenta a figura 47 possui microestrutura similar às outras ZF, onde, há a presença de bainita, ferrita acicular, ferrita widmanstätten e carbonitreto. É possível identificar a presença de inclusões nesta região de solda.

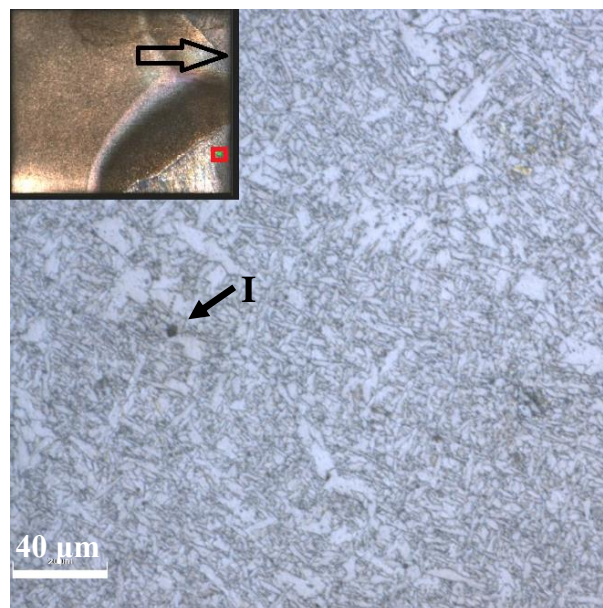


Figura 47. Microestrutura amostra CTS580 – Corte Transversal.

A microestrutura do MB da figura 48 indica a presença de bainita, martensita, além de ferrita de widmanstätten e ferrita acicular. Há também a presença de inclusões em maior concentração.

Esta microestrutura se difere das do MB já analisados até aqui, com uma presença reduzida de martensita.

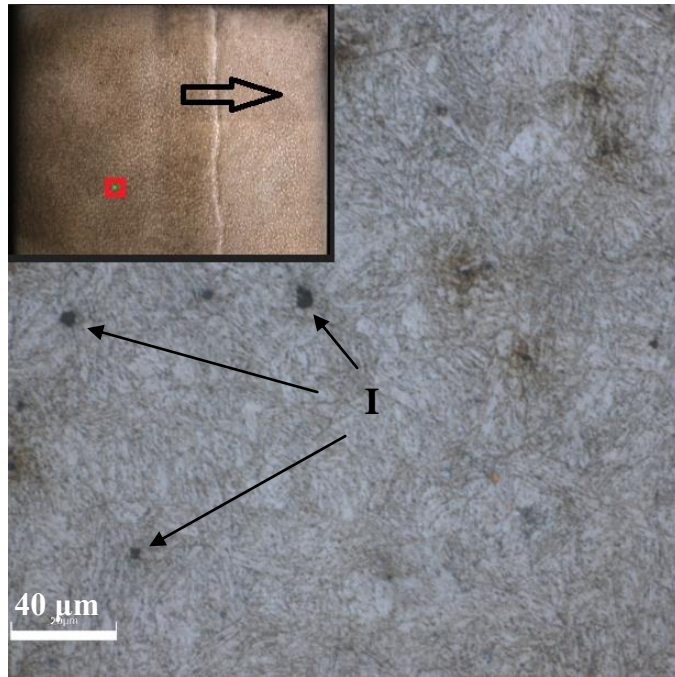


Figura 48. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.

A fronteira da ZTA da amostra CTS400 possui alta concentração de inclusões além de uma microestrutura composta por ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e bainita, além de pequenas porções de martensita, conforme mostrado na figura 49.

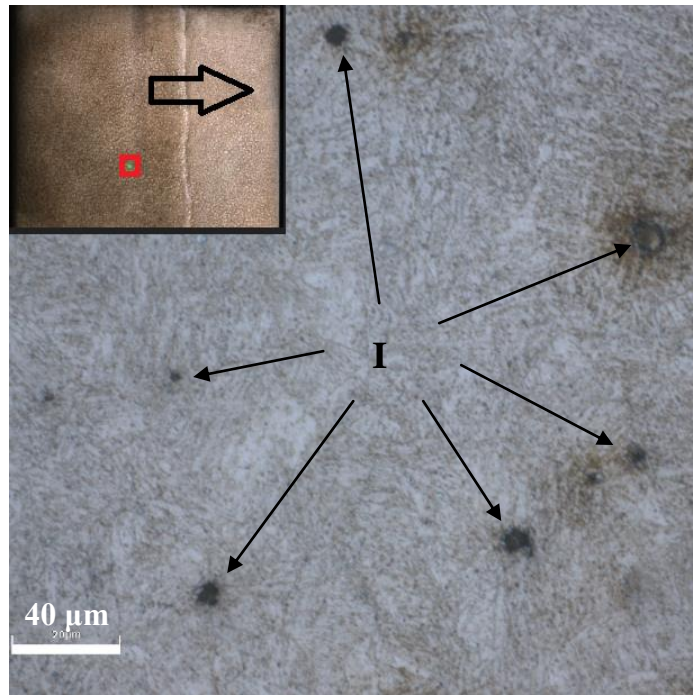


Figura 49. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.

Já a porção no centro da zona termicamente afetada mostrada na figura 50 indica a presença em maior concentração de ferrita acicular e ferrita de widmanstätten, com a presença de inclusões com oxidação. O material se oxidava em alta velocidade, em questão de segundos.

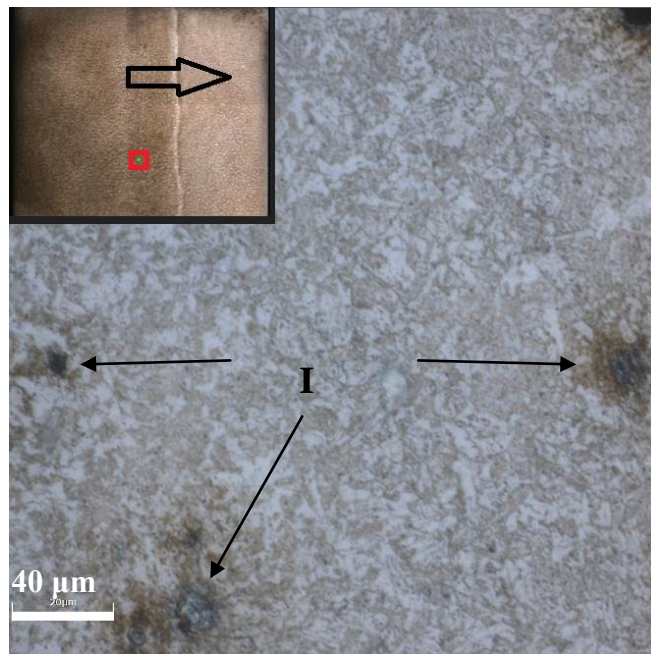


Figura 50. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.

A região de fronteira da zona termicamente afetada e zona fundida da figura 51 apresenta uma presença maior de martensita, com a presença de inclusões regionalizadas como mostrado em destaque nesta figura.

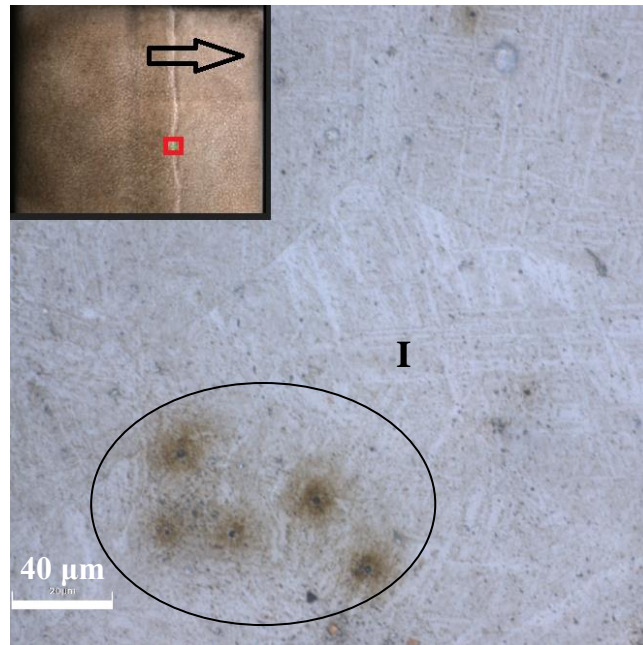


Figura 51. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.

A microestrutura da zona fundida (ZF) da solda da figura 52 apresenta semelhança às demais ZF's, onde há a presença de ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e bainita, principalmente. É possível ver também, que, as inclusões aparecem em maior concentração e possuem uma oxidação, como mostrado pela indicação por setas.

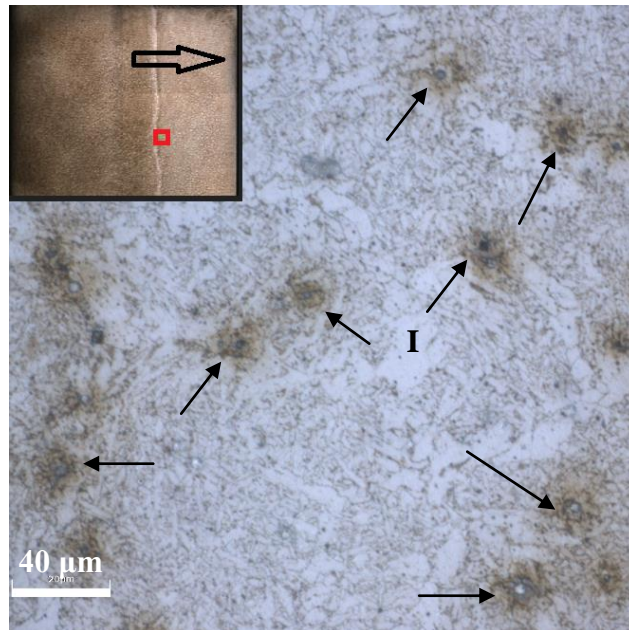


Figura 52. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Lateral.

O MB mostrado na figura 53 apresenta uma maior presença de martensita com a presença de ferrita acicular, ferrita de widmanstätten, bainita e algumas inclusões. Isto mostra uma microestrutura visualmente diferente da mostrada no corte lateral da mesma amostra CTS400, da figura 48. Isto pode ser reflexo do ataque químico a peça que se tornou algo complexo, pois a região de solda e o metal base reagem em velocidades diferentes.

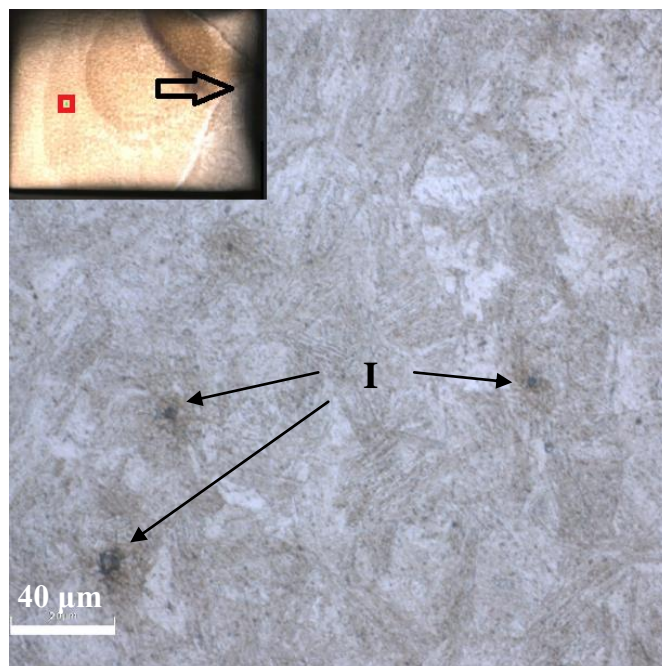


Figura 53. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.

A região da zona termicamente afetada da amostra da figura 54 possui uma alta presença de martensita além de ferrita acicular e ferrita de widmanstätten. As inclusões possuem concentração menor do que as amostras já analisadas na mesma região.

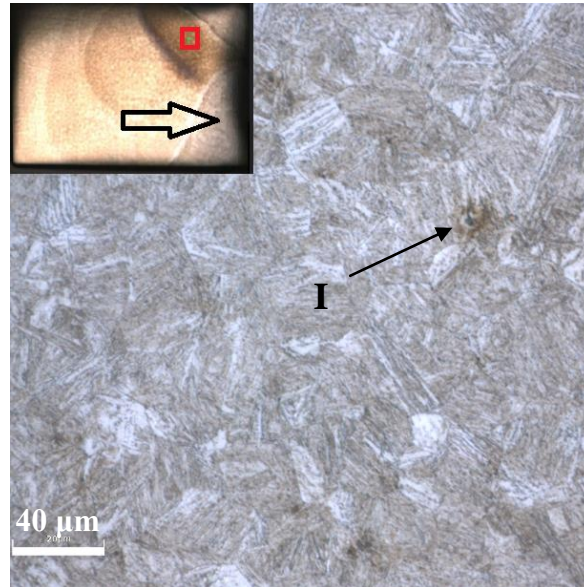


Figura 54. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.

A porção apresentada na figura 55 mostra a região de fronteira entre zona termicamente afetada (ZTA) e zona fundida, onde é possível identificar a presença de martensita na região mais próxima da ZTA e uma composição mais concentrada de bainita e ferrita na região da solda.

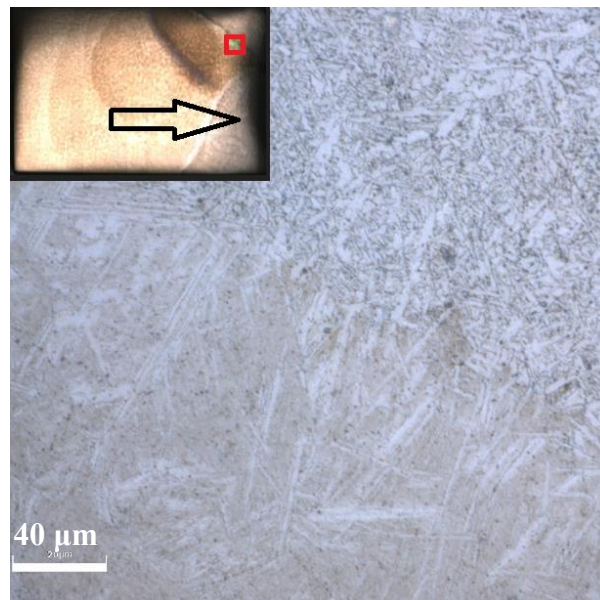


Figura 55. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.

Já na região da zona fundida (ZF) ou solda da figura 56, há semelhança as demais ZF's, com a presença de bainita, ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e carbonitreto em sua microestrutura.

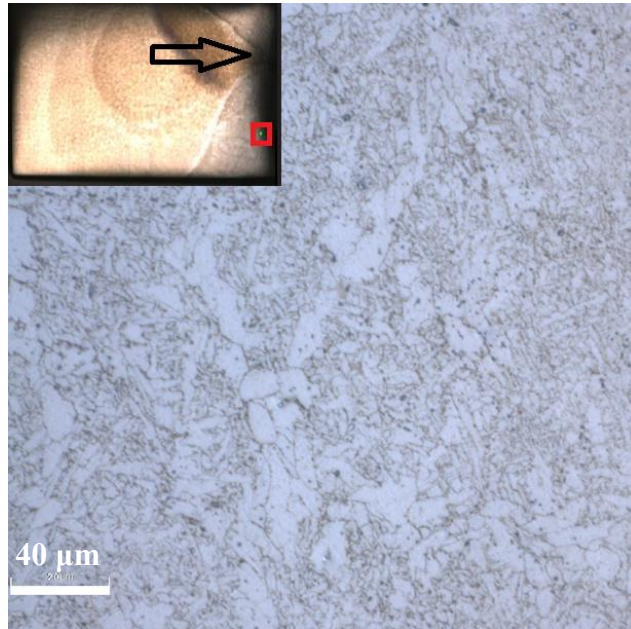


Figura 56. Microestrutura amostra CTS400 – Corte Transversal.

A figura 57 apresenta uma microestrutura martensítica majoritariamente, com a presença de ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e carbonitreto em menores quantidades. Há também a presença de inclusões, assim como nas amostras já analisadas.

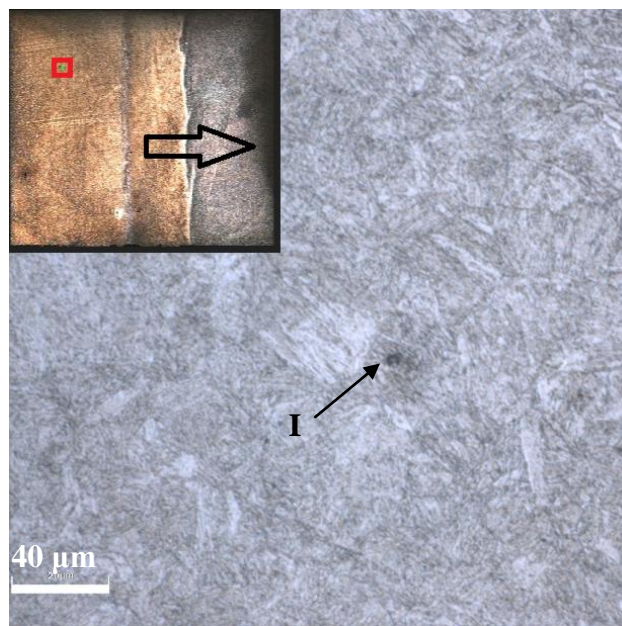


Figura 57. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.

A microestrutura presente na figura 58 é composta por ferrita acicular e ferrita de widmanstätten, principalmente, mas possui também bainita e carbonitreto, sendo este último mais raro na amostra anterior, a CTS400. Comparando-se com esta mesma amostra, é possível identificar a menor presença de inclusões na amostra SS.

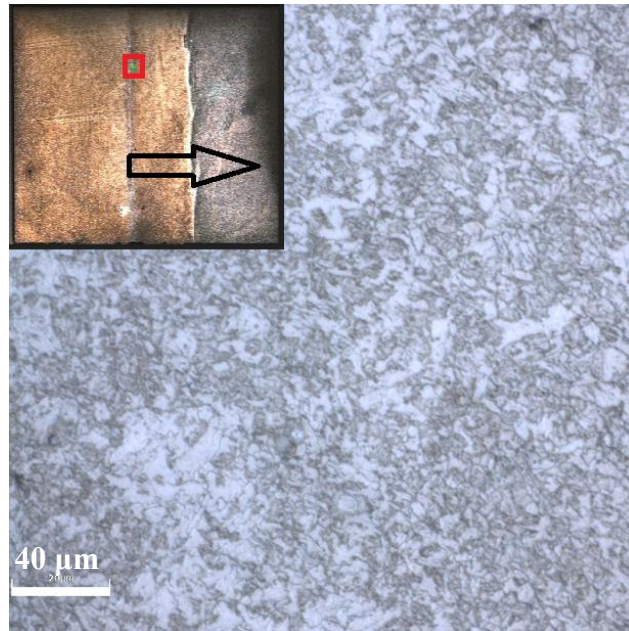


Figura 58. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.

A região da figura 59, de fronteira entre zona fundida e zona termicamente afetada, apresenta características similares as já vistas até aqui, onde há a presença de martensita nesta porção e a presença majoritária de bainita na solda.

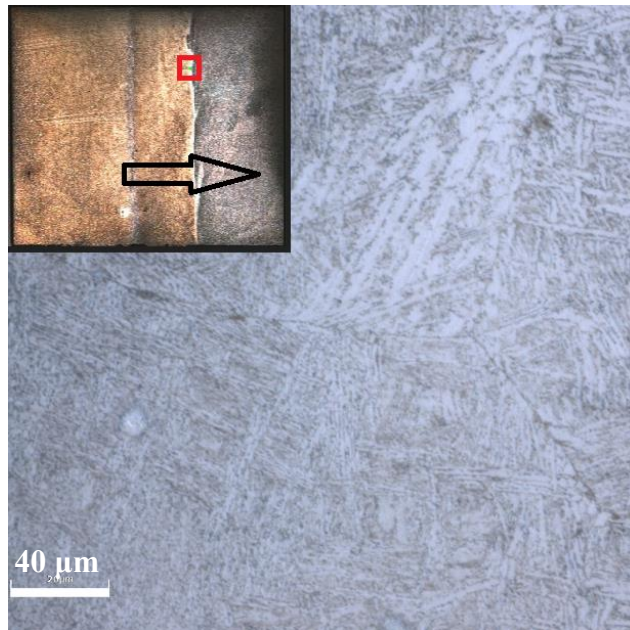


Figura 59. Microestrutura amostra SS – Corte Lateral.

A figura 60 possui microestrutura semelhante ao metal base do corte lateral, com martensita, assim como a amostra CR e também ferrita acicular, ferrita de widmanstätten e carbonitretos. Neste corte identifica-se a maior presença de inclusões.

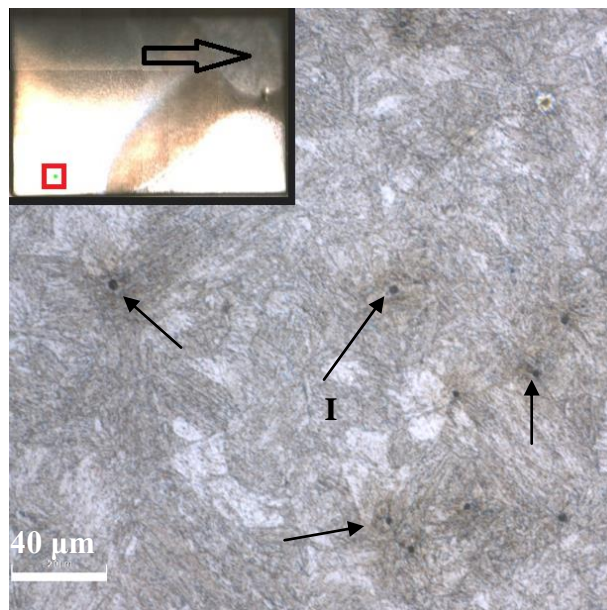


Figura 60. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.

A microestrutura da região de fronteira da zona termicamente afetada e metal base em ambos os cortes da amostra SS possui grande similaridade, com a presença de ferrita de widmanstätten, ferrita acicular, carbonitretos e bainita. Entretanto, o corte transversal mostra a maior presença de inclusões e oxidação na peça, como mostrado na figura 61.

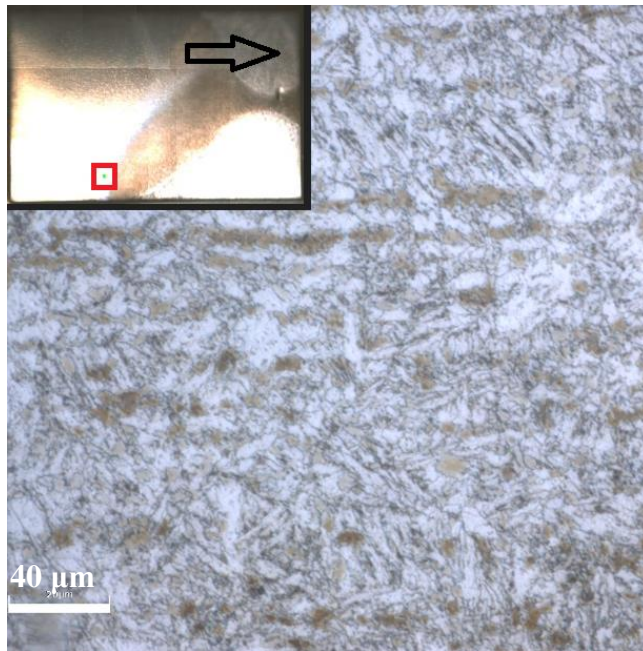


Figura 61. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.

A região da zona termicamente afetada na fronteira da zona fundida da amostra SS representada pela figura 62 mostra a presença de martensita e ferrita de widmanstätten em sua maioria, assim como nas demais amostras quando analisadas da mesma região.

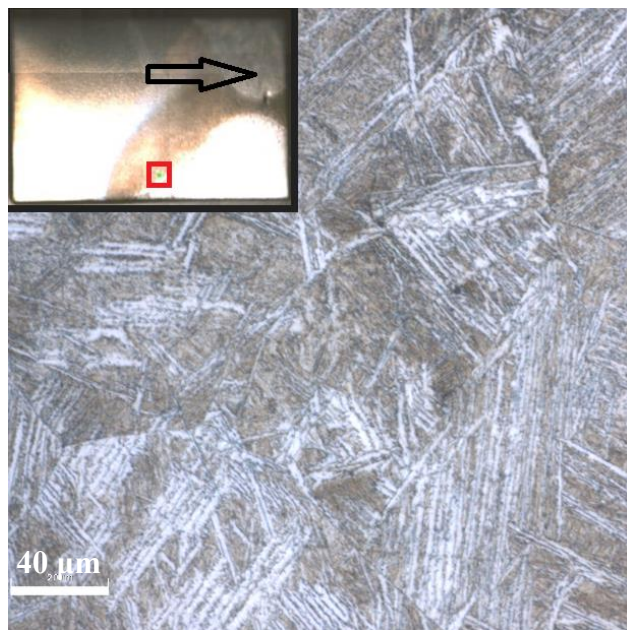


Figura 62. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.

A região de solda ou zona fundida da amostra SS, assim com as demais vistas, possui microestrutura bainítica com presença de ferrita de widmanstätten, ferrita acicular e carbonitreto. Inclusões também podem ser vistas na figura 63.

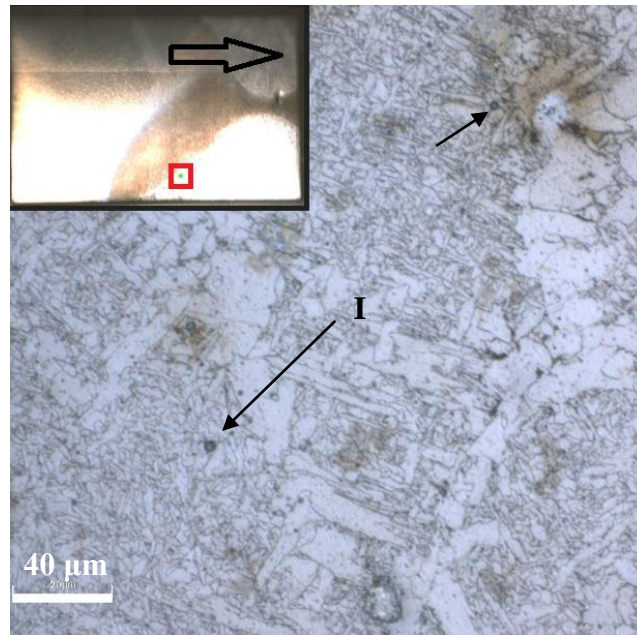


Figura 63. Microestrutura amostra SS – Corte Transversal.

A figura 64 mostra um defeito na região de encontro das soldas, que pode ter sido provocado pela falta de preenchimento por solda no material.

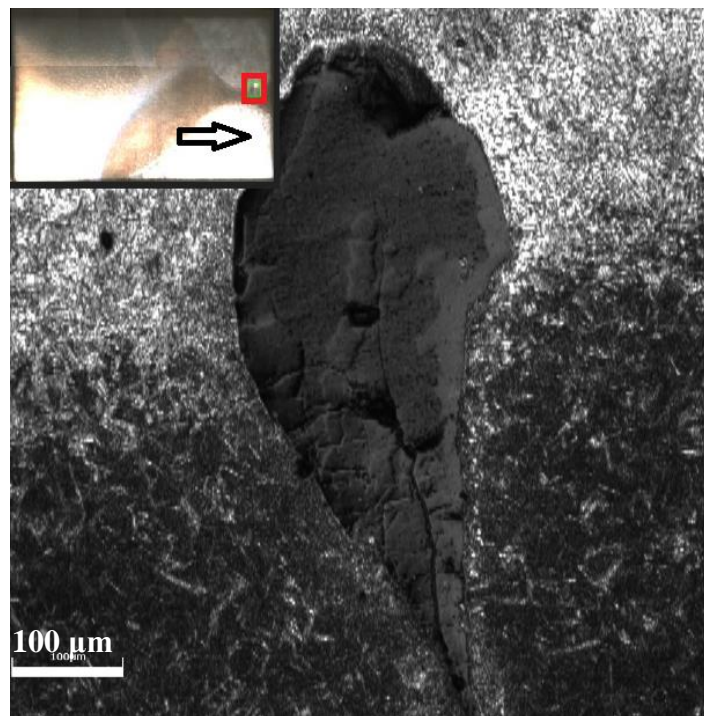


Figura 64. Defeito na macroestrutura da amostra SS – Corte Transversal.

A partir das figuras que mostram os cortes transversais nas amostras é possível identificar o desencontro das soldas, o que pode ser efeito do gás de proteção utilizado, assim como mostrado na figura 13, em que a penetração de solda não é tão profunda como no CO₂, por exemplo.

4.2 Dureza

Os resultados das medições de dureza são abordados neste item, a partir de gráficos mostrados nas figuras 65 a 68, para cada amostra analisada.

A amostra CR, por não possuir nenhum tratamento ou solda, foram feitas medições aleatórias na peça e feita uma média aritmética para apresentação do resultado mostrado na tabela 8.

Tabela 8. Resultado da dureza Brinell média da amostra CR.

Amostra CR - HBW2.5/187.5			
Medição	Medição	Medição	Média
1	2	3	
450,3	456,3	466,6	457,7

A partir do resultado apresentado na tabela 8 é possível continuar a caracterização do aço, onde ele se assemelha ao valor das amostras de aços resistentes à abrasão de Guimarães et al, de 450HB. Os aços analisados por Guimarães possuem estrutura martensítica assim como o DOMEX460, mostrando assim semelhança destas propriedades.

A Figura 65 apresenta os resultados para a amostra CTS700, onde a solda possui aproximadamente 4 mm de extensão a partir do centro, sendo assim este sendo o ponto de início da zona termicamente afetada.

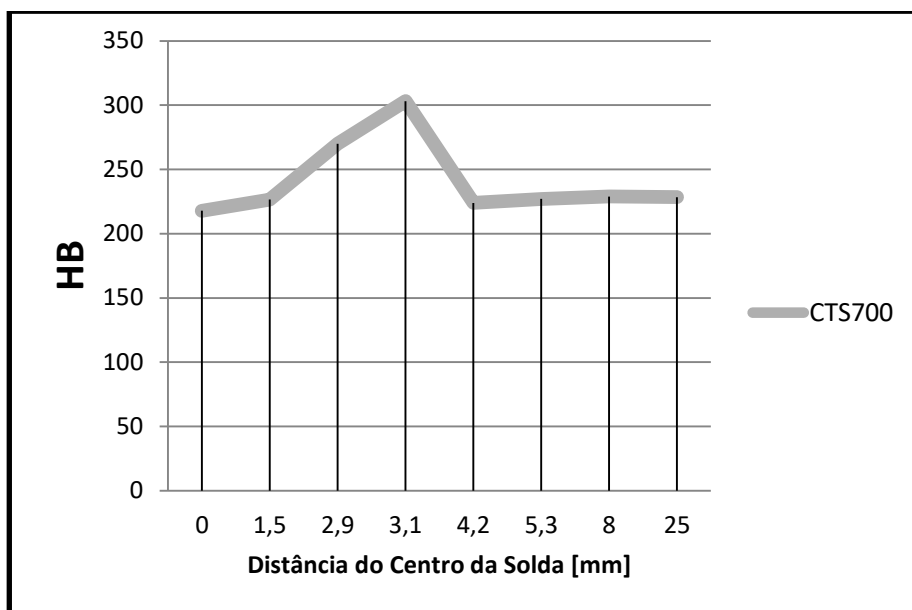


Figura 65. Dureza Brinell da amostra CTS700.

A partir da análise da figura 65 é possível identificar que o aço ficou consideravelmente menos duro em toda sua extensão, onde o metal base não afetado pela temperatura apresentou uma diminuição de aproximadamente 52% da amostra CR.

É possível também ver um aumento no valor da dureza na região de fronteira entre a zona fundida e zona termicamente afetada, com seu valor se estabilizando logo em seguida. Esta região possui uma estrutura martensítica assim como apresentada no item anterior, sendo a martensita um microconstituente mais duro dos aços comuns, segundo Modenesi et al (2012).

Este fenômeno de endurecimento da zona termicamente afetada também foi observado nos trabalhos de Nathan et al. (2015) e Kang e Lee (2011), sendo justificado pela alta taxa de resfriamento para o processo de soldagem MIG e FCAW, respectivamente. Isto aliado ao baixo aporte de calor na região provocou tais fenômenos também vistos no presente trabalho.

Já o fenômeno de amolecimento do metal base não afetado pela solda da amostra se dá pela mesma forma do trabalho de Kang e Lee (2011), onde a temperatura de 700°C provoca uma recristalização do aço, ainda que incompleta pelo baixo tempo exposto no forno.

A seguir, na figura 66 é mostrada a dureza Brinell para a amostra CTS580.

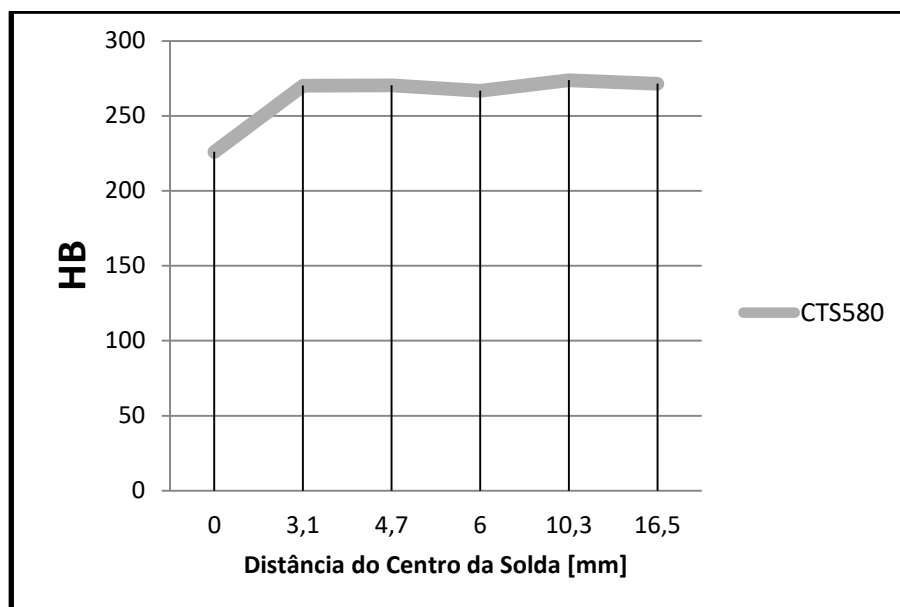


Figura 66. Dureza Brinell da amostra CTS580.

A partir do gráfico apresentado na figura 66, é possível identificar um amolecimento de toda a amostra, com redução da dureza do metal base em 40% aproximadamente, comparando-se com a amostra CR.

Nota-se que o valor da dureza na zona fundida é ainda menor *HB225* do que na região apenas afetada pelo tratamento térmico de aquecimento.

Assim como no trabalho de Kang e Lee (2011), a amostra submetida a um tratamento com temperatura menor à temperatura de recristalização do aço apresentou uma redução da dureza em sua região não afetada pela solda, porém com valores maiores aos apresentados da amostra submetida ao tratamento térmico de maior temperatura apresentado na figura 64.

A Figura 67 apresenta resultados de dureza da amostra CTS400.

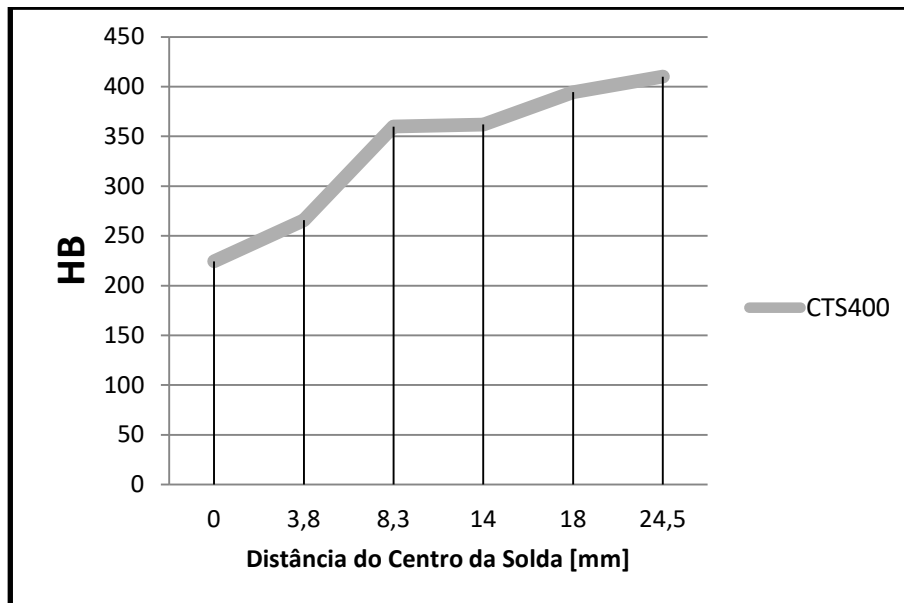


Figura 67. Dureza Brinell da amostra CTS400.

A partir dos resultados do ensaio de dureza na amostra CTS400, como mostrado na figura 67, é possível ver a evolução do valor de dureza a partir da zona fundida ao metal base não afetado pela solda. Observa-se que o valor de dureza do MB não tratado pela solda possui dureza cerca de 11% abaixo da amostra CR.

Assim, como no trabalho de Kang e Lee (2011), os valores de dureza da zona não tratada termicamente na solda houve uma pequena diminuição, isto se deve a temperatura mais baixa do tratamento térmico de aquecimento utilizada, que como no trabalho destes, foi de 400°C.

Esta temperatura de tratamento térmico não permitiu a recristalização da microestrutura do aço e, portanto, não modificou propriedades inerentes do aço em grandes proporções.

A estrutura da solda na zona fundida (ZF) possui bainita em sua maioria, provocando um baixo valor de dureza, assim como nas demais ZF apresentadas até o momento. Esta característica é diferente dos resultados dos trabalhos de Moon et al. (2003) e Oyyaravelu et al. (2016), onde a região da solda na zona fundida resultou nos maiores valores de dureza de todas as amostras. Isto se deve a zona soldada destes trabalhos possuírem a composição martensítica com ferrita, que é mais dura que a bainita encontrada no presente trabalho.

A seguir na imagem 68 apresenta-se os resultados da amostra SS.

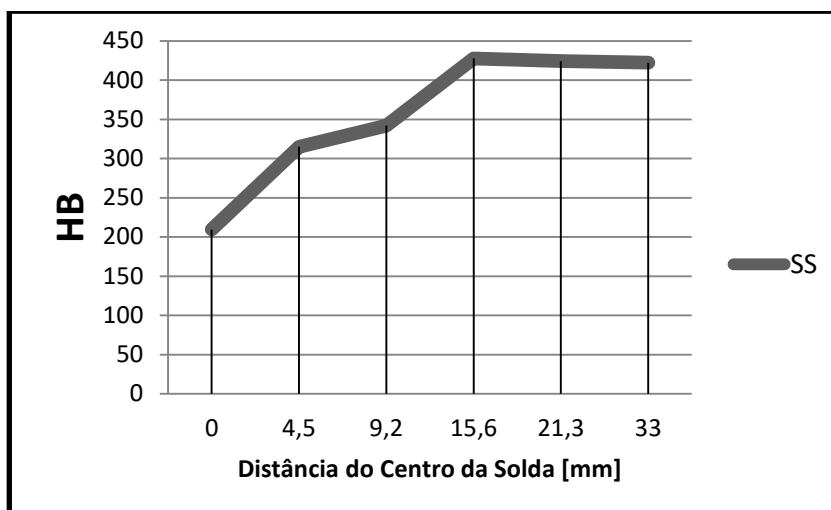


Figura 68. Dureza Brinell da amostra SS.

Assim como na amostra CTS400, os resultados da figura 68 mostram uma evolução do valor de dureza a partir da zona fundida para amostra com o tratamento provocado pela solda apenas. Estes resultados possuem grande semelhança, com a dureza do metal base não afetado sendo cerca de 7,5% menor do que a da amostra CR.

Como não houve nenhum tratamento de pré-aquecimento nesta peça, deveria se esperar um resultado semelhante a da amostra CR. A diferença entre estas durezas pode ser devido ao fato da variação comum de durezas ao longo da chapa base, que possuía grandes dimensões. Isto pode ter sido efeito de um defeito no processo de fabricação, podendo ele ser na laminação ou nos tratamentos térmicos aplicados à chapa.

A tabela 9 resume algumas informações importantes sobre o ensaio de dureza realizado, comparando valores na zona fundida e metal base não afetado, além de indicar as áreas mais e menos duras.

Tabela 9. Resumo do ensaio de dureza Brinell nas amostras.

Amostra	HBW2.5/187.5		Região da Amostra	
	ZF	MB	Menor Dureza	Maior Dureza
CR	-	457,7	-	-
CTS700	217,8	228,7	ZF e MB	ZF/ZTA*
CTS580	226	272,5	ZF	MB
CTS400	224,4	410	ZF	MB
SS	209,5	425	ZF	MB
* / representa uma região de fronteira				

Com base nos resultados apresentados na tabela 9, nota-se a semelhança de durezas na ZF de cada amostra, onde sua média é *HB*219,4. Esta região teve os menores valores de dureza dentre todos os analisados, isto mostra que o material da solda não possui propriedades mecânicas semelhantes aos do aço CR.

A partir da análise dos resultados do metal base não afetado pela solda observa-se também uma evolução dos valores de dureza no sentido inversamente proporcional ao das temperaturas de aquecimento das amostras, assim como mostra o gráfico da figura 69.

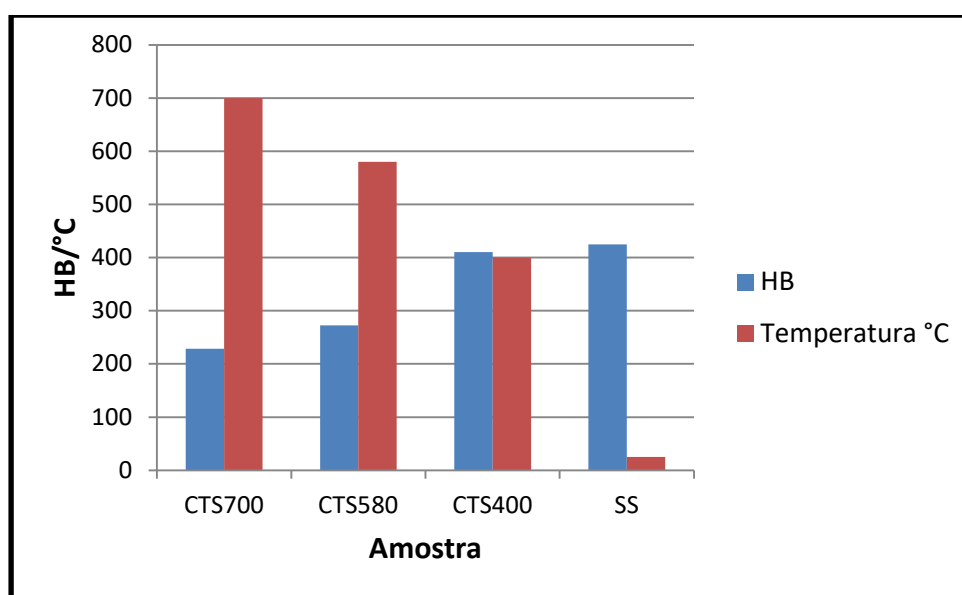


Figura 69. Relação de durezas no MB das amostras de acordo com a temperatura de aquecimento.

A amostra com maior aporte térmico sofreu a maior perda de propriedades, onde o metal base e zona fundida se tornaram similares em valores de dureza, sendo este método então, prejudicial as características intrínsecas ao aço.

A amostra SS sem qualquer pré-aquecimento apresentou maior dureza em seu metal base, o que significa que o nenhum tratamento térmico de pré-aquecimento é indicado para este aço com base nos resultados dos ensaios de dureza Brinell realizados.

4.3 Tração

Para a elaboração dos resultados deste item, utilizaram-se das equações 2.2, 2.3 e 2.6 para geração dos gráficos e determinação de propriedades importantes definidas no item 2.6.1.

As amostras rompidas nos ensaios de tração são apresentadas na figura 70, sendo que a amostra CR não é apresentada, pois não foi rompida.



Figura 70. CP's rompidos no ensaio de tração.

A partir da análise das amostras mostradas na figura 71, é possível identificar que a amostra CTS700 rompeu no MB não tratado pela solda, enquanto todas as demais amostras se romperam na própria solda. Sendo este último fato não comum na literatura de sobre aços soldados.

Comparando as regiões das fraturas de cada amostra com os resultados dos ensaios de dureza do item 4.2 observa-se que tais regiões coincidem onde os valores de dureza se apresentam menores. Isto também é visto nos trabalhos de Nathan et al. (2015) e Oyyaravelu et al. (2016), onde as fraturas ocorrem nos locais de menor dureza de toda a amostra, que se encontram no MB não afetado pela solda.

A seguir são apresentados os resultados dos ensaios de tração das amostras por meio de curvas de tensão versus deformação, das figuras 71 a 75.

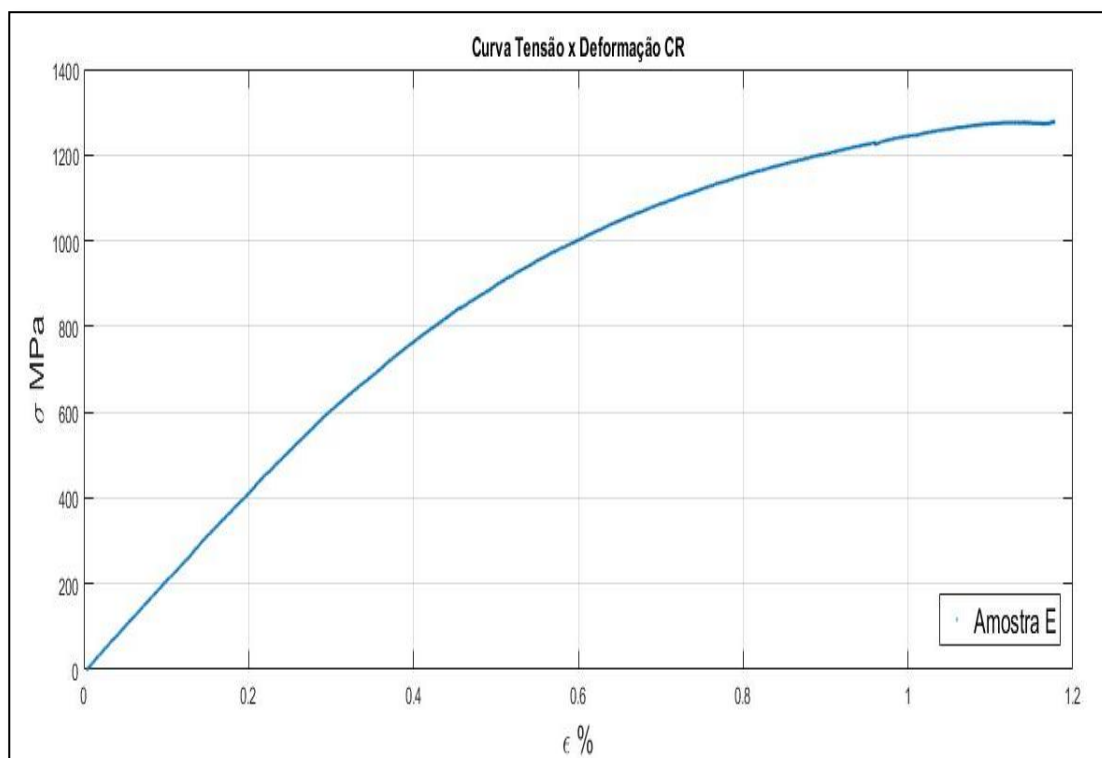


Figura 71. Curva Tensão x Deformação amostra CR.

A partir do gráfico da figura 71, obtêm-se algumas características discutidas no item 2.6.1. A amostra CR apresentou um LE de 685,2 MPa e sua tensão máxima obtida antes do limite de carga da máquina de ensaio foi 1277 MPa.

A partir do ensaio da amostra CR identificou-se que seu limite de escoamento é substancialmente maior ao mínimo garantido pelo fabricante (460 MPa). Isto comprova que este aço possui uma alta resistência, além do fato da máquina de ensaio não ter conseguido romper a amostra, quando estava operando com cargas de até 85 kN e ainda com uma redução de espessura do CP para 4,9 mm.

A tensão máxima obtida no ensaio mostra que este é um material dúctil, com uma alta resistência mesmo após o fim da fase elástica.

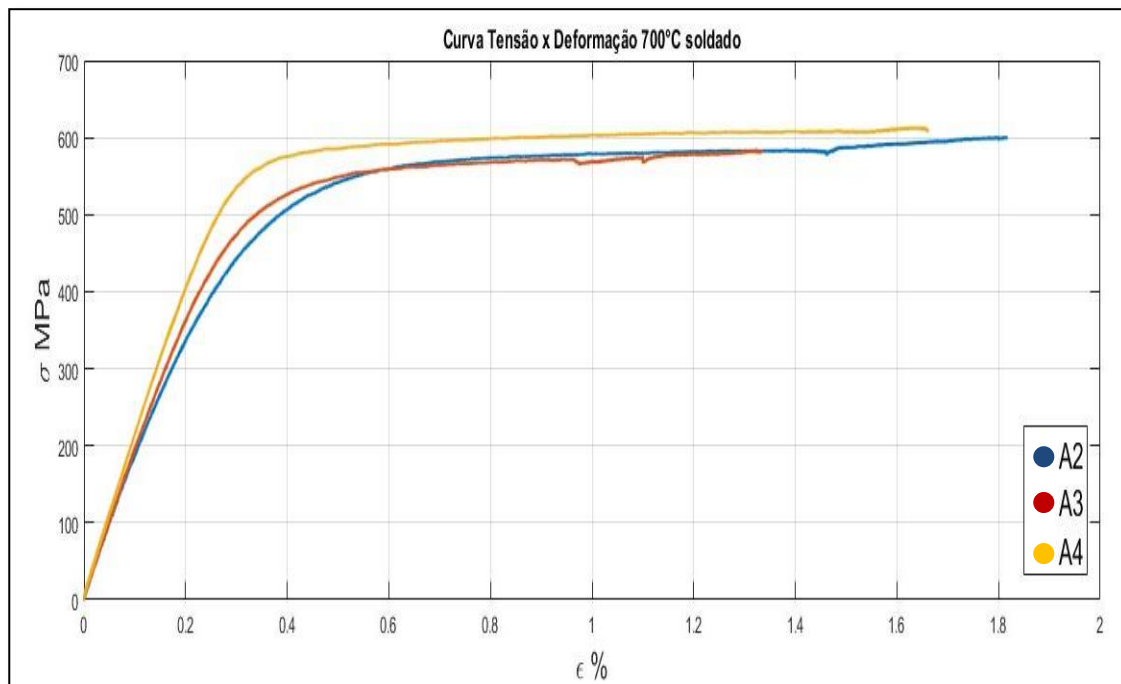


Figura 72. Curva Tensão x Deformação amostra CTS700.

O tratamento de aquecimento da peça à 700°C provocou uma modificação microestrutural e das propriedades mecânicas do aço CR, assim como é visto na figura 72. Houve uma variação maior da curva da amostra CTS700-4 em relação as demais, pois apresentou um LE de 420,4 MPa enquanto as demais apresentaram 355,3 MPa e 343,8 MPa. Tal diferença pode ser devido ao fato do clip gage não estar presente na amostra CTS700-4, portanto, com sua deformação sendo medida manualmente.

O LR para a amostra CTS700-4 foi de 603,2 MPa, enquanto na amostra CTS700-2 foi de 600,1 MPa e de 578,3 MPa na amostra CTS700-3. Estes resultados não apresentaram uma diferença substancial como no LE.

O gráfico da amostra CTS700 não apresenta também uma fase onde se vê claramente a estrição da área transversal do CP.

A seguir, a Figura 73 mostra os resultados para a amostra CTS580.

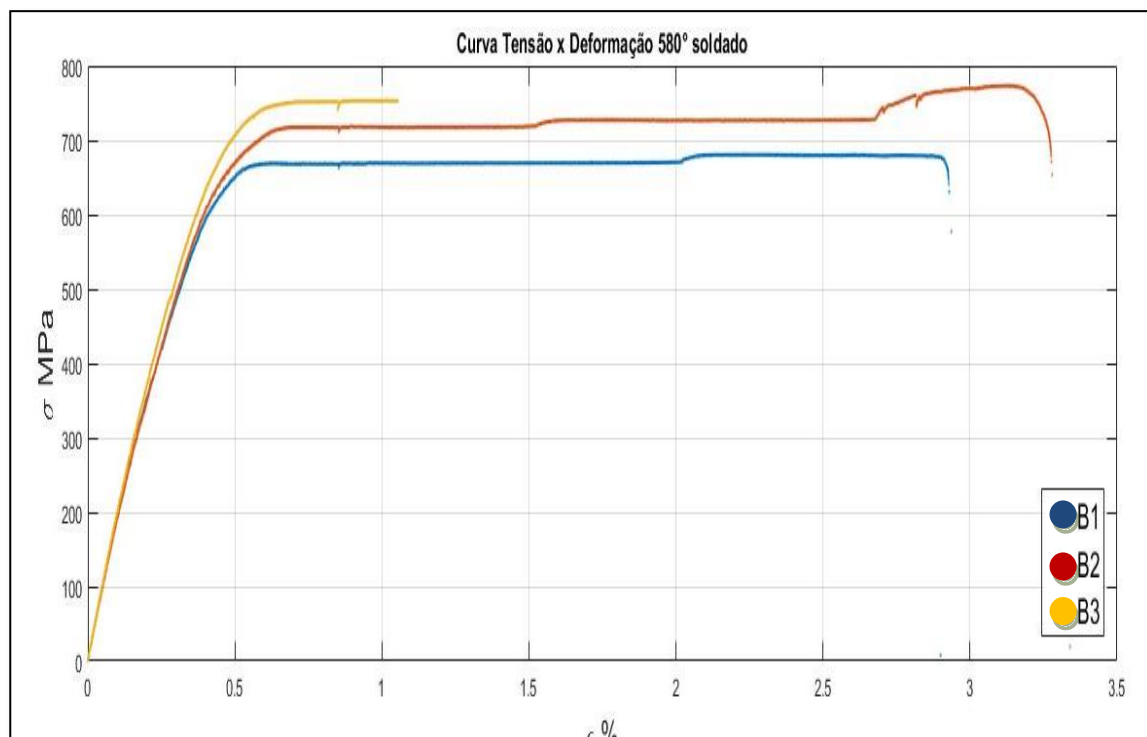


Figura 73. Curva Tensão x Deformação amostra CTS580.

A amostra CTS580 apresentou LE bem similar para seus três CP's testados, com 391.4, 397.6 e 402.1 MPa, respectivamente para as amostras CTS580-1, CTS580-2 e CTS580-3. Entretanto, a fase plástica houve uma notória diferença, principalmente do CP CTS580-3.

A deformação suportada pela amostra CTS580-3 se mostrou bem menor as demais, com uma falha do material de forma rápida e abrupta. Após a análise visual do CP, foi constatada uma falha de preenchimento das soldas nesta amostra, onde era possível visualizar tal falha já oxidada.

Segundo a fabricante dos insumos utilizados na soldagem, a ESAB, esta falha pode ter sido causada por uma corrente muito baixa no processo de soldagem ou também por uma junta muito estreita.

A partir da figura 73 também é possível ver um aumento da tensão no fim da fase plástica dos CP's CTS580-1 e CTS580-2, logo após há a estrição da área e diminuição da tensão antes da ruptura.

Os LR's para as amostras foram de 685.3, 770.4 e 754.6 MPa, respectivamente para os CP's.

A Figura 74 mostra o gráfico do ensaio de tração para a amostra CTS400.

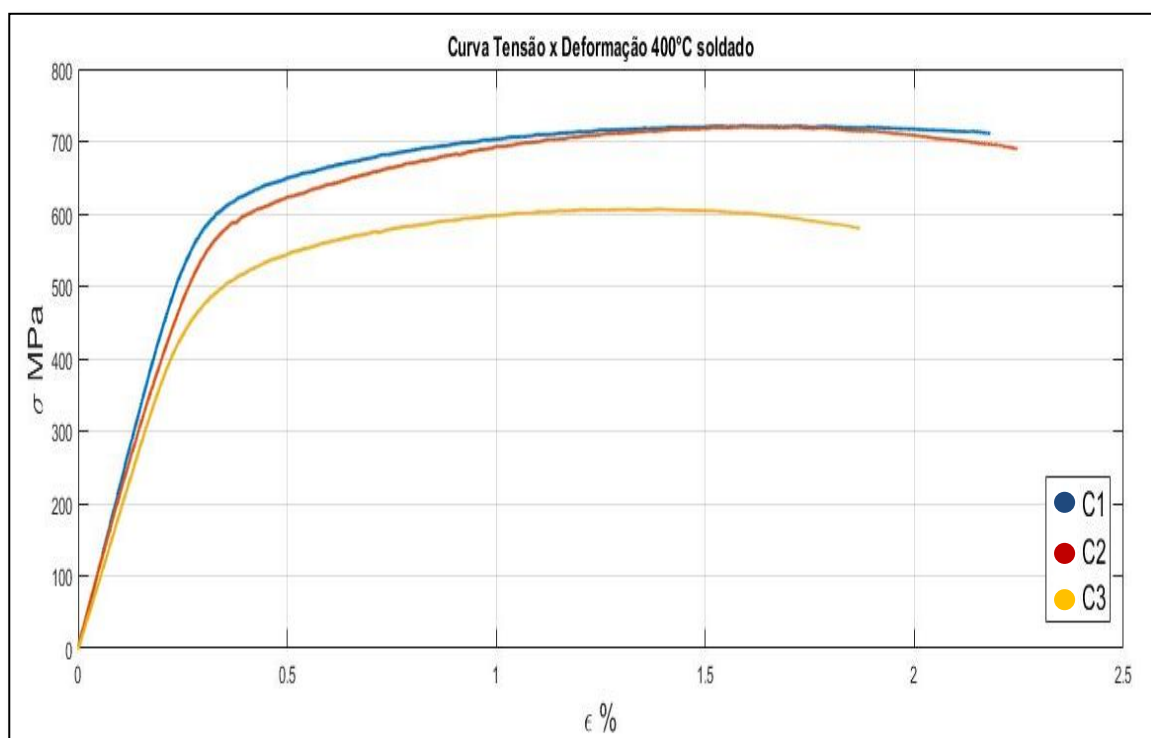


Figura 74. Curva Tensão x Deformação amostra CTS400.

Assim como na amostra anterior, CTS580, os resultados da figura 74 mostram um comportamento bem similar para as amostras CTS400-1 e CTS400-2, enquanto a amostra CTS400-3 apresentou uma notória diferença.

Os LE para as amostra CTS400-1, CTS400-2 e CTS400-3 são 439,8, 401,1 e 386,7 MPa, respectivamente.

A deformação adquirida no ensaio para as amostras CTS400-1 e CTS400-2 foram praticamente idênticas, assim como seus LR's, de 715,4 MPa e 714,8 MPa, respectivamente. Entretanto, a amostra C3 apresentou uma menor deformação e um LR menor de 604,2 MPa.

Em todas as amostras foram observados o fenômeno de estrição da área transversal do CP antes da ruptura deste.

Assim como na amostra CTS400-3, a amostra CTS400-3 apresentou oxidação e uma falta de penetração das soldas, o que pode ter provocado esta diferença das demais.

A curva de tensão x deformação da amostra SS é mostrada na figura 75.

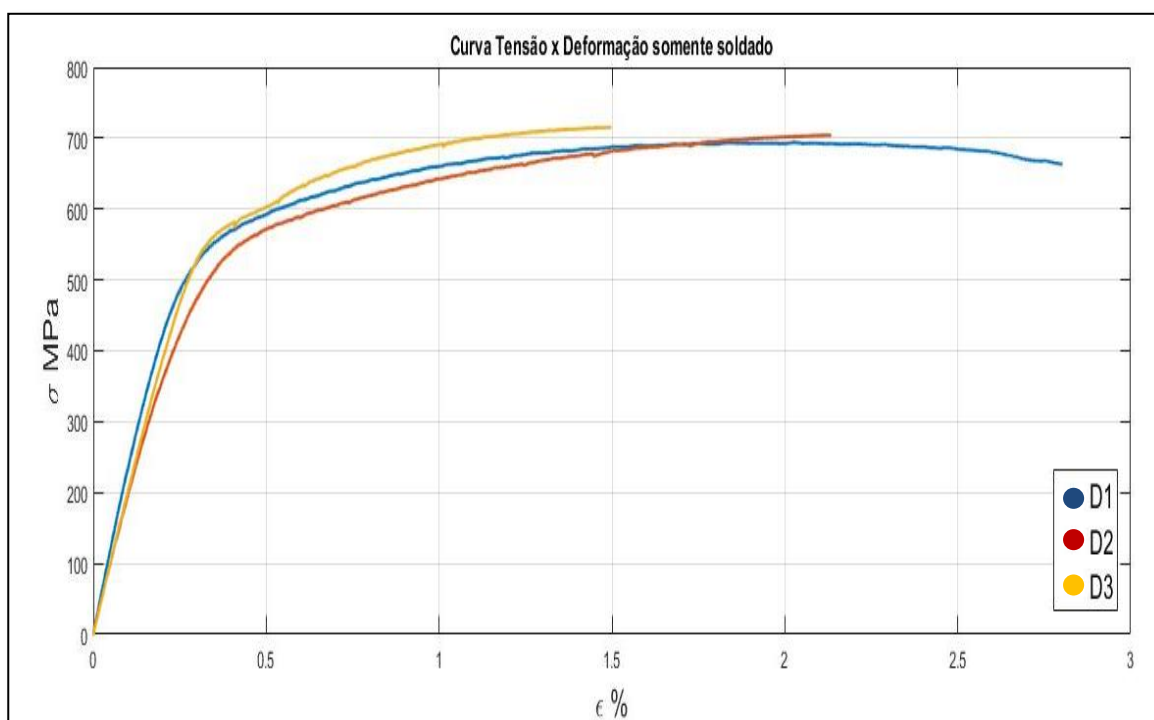


Figura 75. Curva Tensão x Deformação amostra SS.

O gráfico da figura 75 mostra que as amostras possuem similaridade nas suas porções elásticas, mas com deformação apresentando maiores discrepâncias.

As amostras SS-1, SS-2 e SS-3 apresentam um LE de 442.3, 384.5 e 406.7 MPa, respectivamente. Já seus LR's foram de 693.7, 702.1 e 711.2 MPa, respectivamente.

O fato da amostra SS-3 apresentar um comportamento menos semelhante às demais pode ser devido ao fato mostrado na figura 64, onde é apresentado um defeito na região de encontro das soldas. Há também o problema de falta de penetração da solda, onde estas não se uniram, provocando um tratamento térmico no metal base entre elas. Estas e outras constatações sobre a qualidade da solda podem ser vistas no item a seguir, o 4.4.

A tabela 10 apresenta um resumo dos resultados importantes obtidos nos ensaios de tração realizados para cada amostra, assim como uma média dos resultados das duas amostras de maior semelhança em cada condição.

Tabela 10. Resultados dos Ensaios de Tração das Amostras.

Amostra	CP	LE (MPa)	ε	LR (MPa)	LE(MPa) média
CR	E3	685,2	1,17*	1277*	685,2
CTS700	A2	355,4	1,67	600,1	349,6
	A3	343,8	1,83	578,3	
	A4	420,4	1,33	603,2	-
CTS580	B1	391,4	2,87	685,3	394,5
	B2	397,6	3,3	770,4	
	B3	402,1	1,09	754,6	-
CTS400	C1	439,8	2,21	715,4	420,45
	C2	401,1	2,26	714,8	
	C3	386,7	1,88	604,2	-
SS	D1	442,3	2,79	693,7	413,4
	D2	384,5	2,18	702,1	
	D3	406,7	1,49	711,2	-

*valores obtidos até o limite de carga da máquina de ensaio

Comparando todos os resultados obtidos nos ensaios de tração, é possível notar uma grande variação, principalmente nos valores de deformação das amostras. Nota-se também a evolução dos valores do LE médio das amostras com solda, com um valor bem próximo entre as amostras CTS580 e CTS400, assim como nos resultados dos ensaios de dureza apresentados no item anterior.

Os resultados dos ensaios de tração e dureza se mostram diferentes aos de Nathan et al. (2015), Oyyaravelu et al. (2016) e Chen et al. (2014), pois não observou-se uma solda resistente, com altos valores de dureza e com LE elevado. Isto refletiu na fratura do CP's de tração na região da ZF da solda, exceto na amostra sujeita ao tratamento de 700°C.

Com o auxílio da tabela 10, observa-se que os tratamentos de pré-aquecimento são prejudiciais à resistência mecânica das amostras testadas, onde o mais indicado é a ausência de qualquer aquecimento prévio na peça.

Nota-se que se comparando os LE das amostras com o valor garantido pela fabricante, de 460 MPa, não houve um grande decréscimo das propriedades mecânicas. Mas fazendo a mesma comparação com o material CR, há uma grande diferença de suas propriedades, o que mostra que

o processo de soldagem é crítico e necessita ser bem aplicado e escolhido para cada tipo diferente de material.

4.4 Fractografia

Neste item são mostradas imagens fractográficas das amostras analisadas, sendo uma do padrão observado nas curvas do ensaio de tração e outra que apresentou diferenças das demais observadas. Tais imagens das superfícies de fratura são observadas da figura 76 a 83.

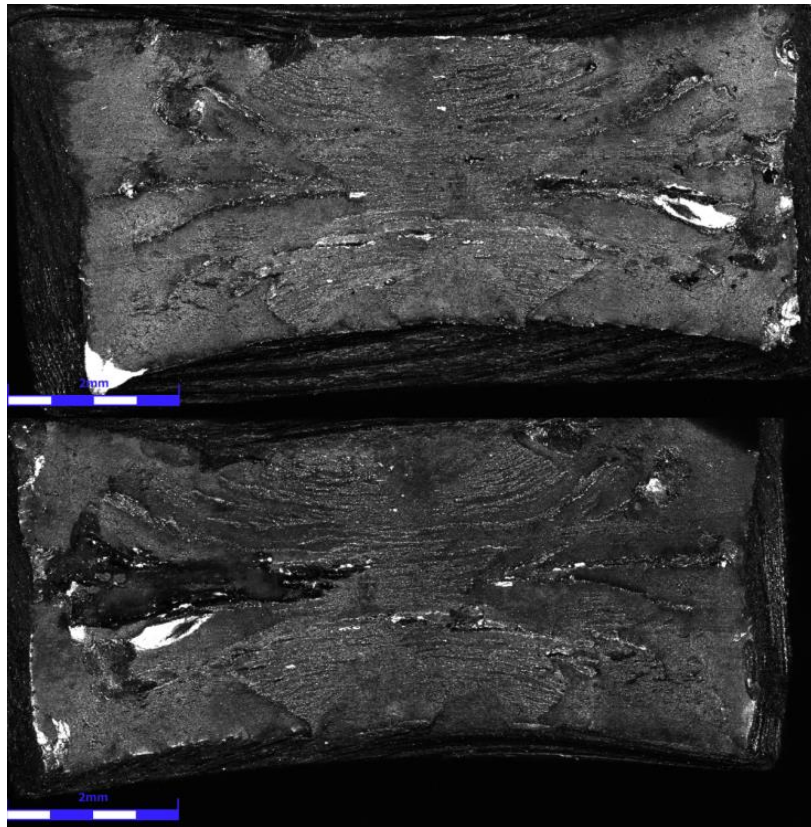


Figura 76. Superfície fraturada da amostra CTS700 - CTS700-3.

A amostra CTS700-3 poucos defeitos. Isto pode ter refletido na qualidade da amostra e consequentemente, nas propriedades mecânicas, assim como mostrado na curva do ensaio de tração da figura 72.

Observando-se a figura 70 e a figura 76, nota-se uma maior estricção da área transversal das amostras. Isto pode ser efeito do aumento de ductilidade da amostra, provocada pela recristalização ocorrida no processo de pré-aquecimento.

A Figura 77 apresenta o CP da amostra CTS700 que apresentou um comportamento mais distinto dos outros CP's testados.

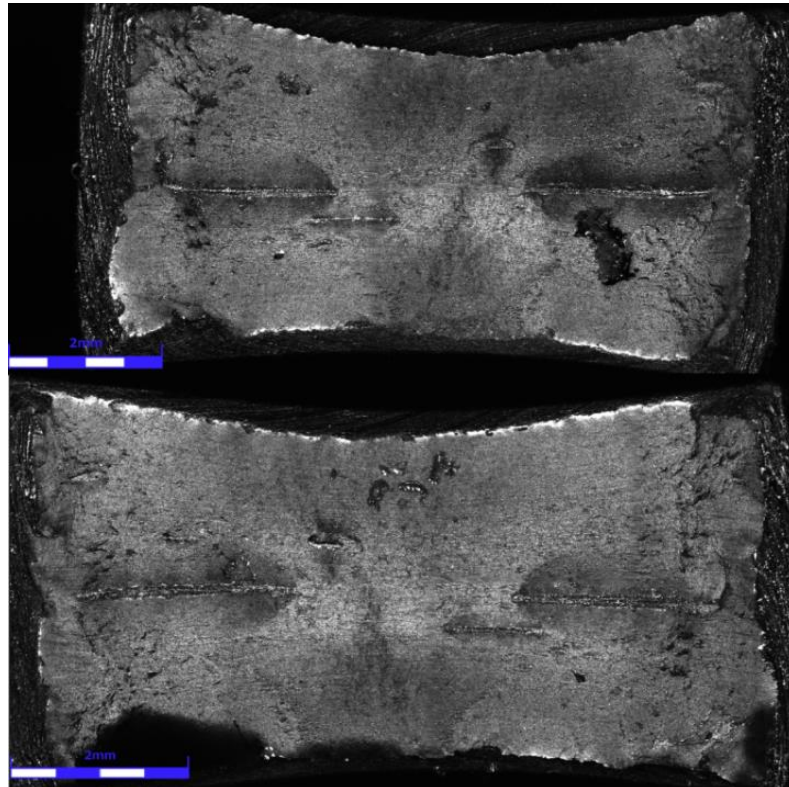


Figura 77. Superfície fraturada da amostra CTS700 – CTS700-4.

A partir da análise da fratura da figura 77, observa-se uma fratura do tipo frágil, com poucos alongamentos e uma superfície mais lisa. É também possível identificar claramente uma linha divisória no metal, podendo ser proveniente do processo de laminação.

A seguir, as figuras 78 e 79 mostram as superfícies fraturadas da amostra CTS580.

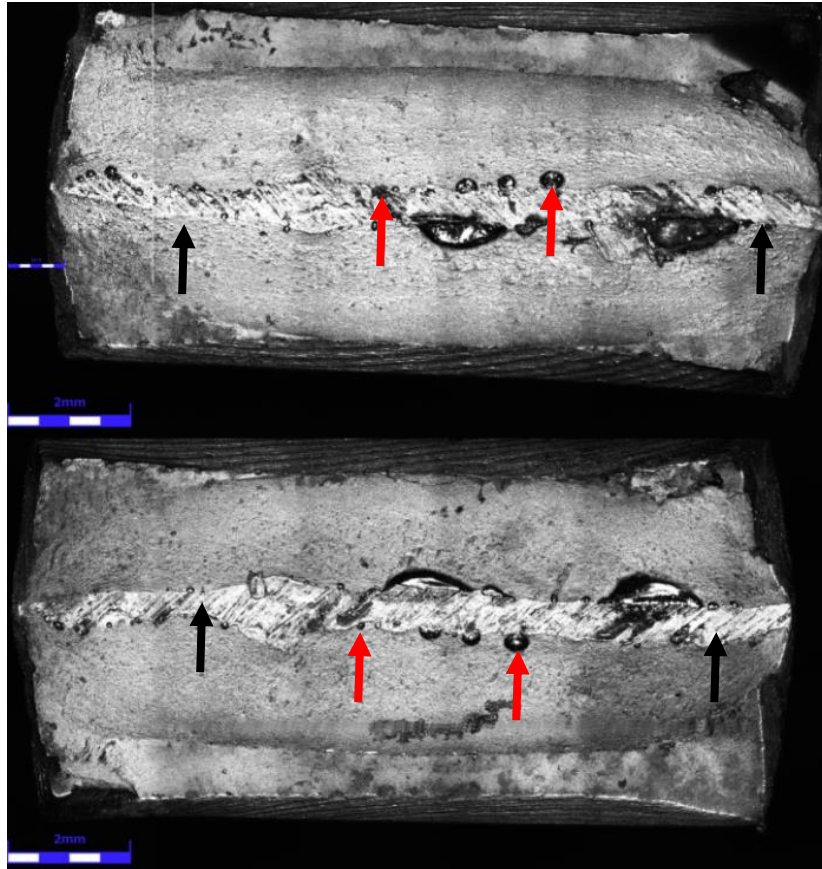


Figura 78. Superfície fraturada da amostra CTS580 – CTS580-1.

A superfície do CP CTS580-1 apresenta uma simetria de penetração, apesar de demonstrar uma clara linha (seta preta) onde a solda não atingiu, deixando apenas o metal base que foi tratado termicamente. Observam-se também alguns defeitos de inclusões e poros (setas vermelhas) próximos a linha provocada pela falta de penetração.

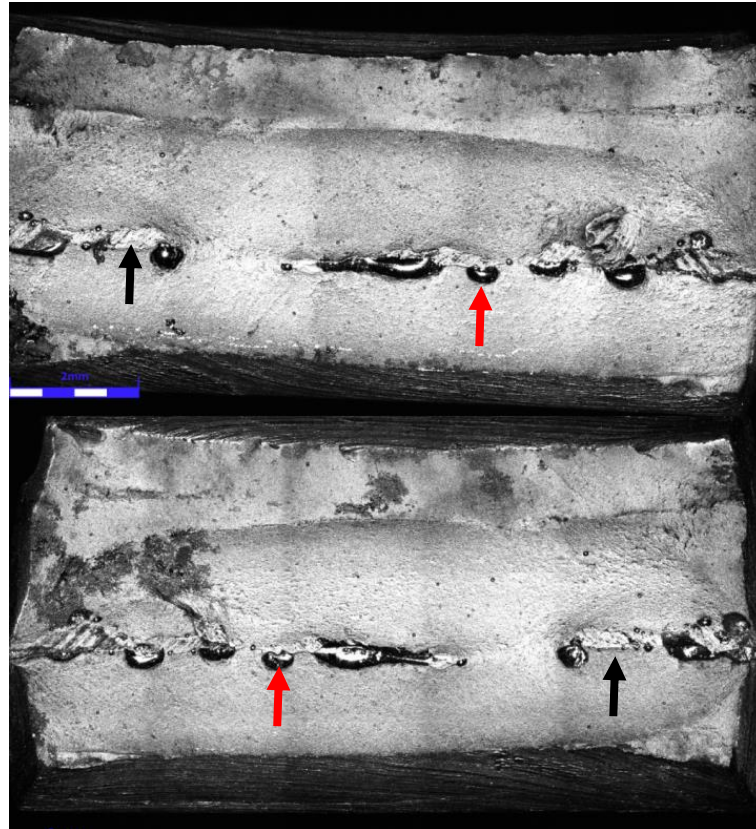


Figura 79. Superfície fraturada da amostra CTS580 – CTS580-3.

O CP B3 da amostra CTS580 apresentou uma menor deformação, podendo relacionar tal fato a diferença de penetração da solda, provocando uma assimetria das zonas fundidas. Isto pode ter gerado um esforço cisalhante no CP, resultando assim numa fratura mais rápida e com menor deslocamento e deformação.

A presença de inclusões e poros na região de fusão dos passes de solda realizados é também um indicativo que a qualidade da solda não foi de boa qualidade e de que os gases não conseguiram sair desta região, causando tais efeitos (ESAB, 2005).

A figura 80 mostra a superfície do CP CTS400-1 da amostra CTS400, que apresentou um comportamento similar ao CTS400-2.

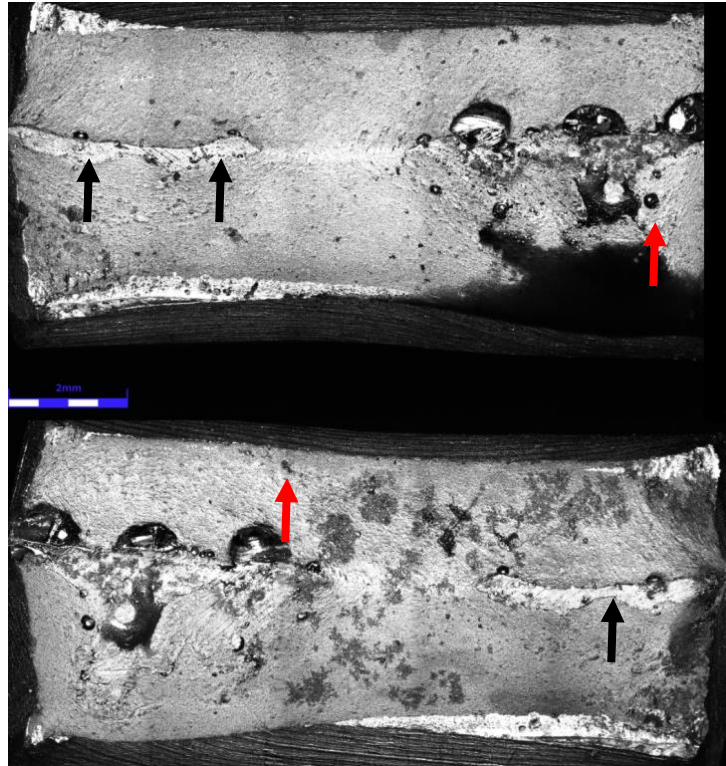


Figura 80. Superfície fraturada da amostra CTS400 – CTS400-1.

As inclusões, poros e linhas de zonas onde a solda não penetrou se mostram certo padrão a partir da amostra CTS580, sendo tais efeitos presentes em todas as amostras posteriores a ela.

A seguir há o CP CTS400-3, onde sua curva de tensão x deformação se mostrou diferente aos demais da mesma amostra, sendo sua fratura mostrada na figura 81.

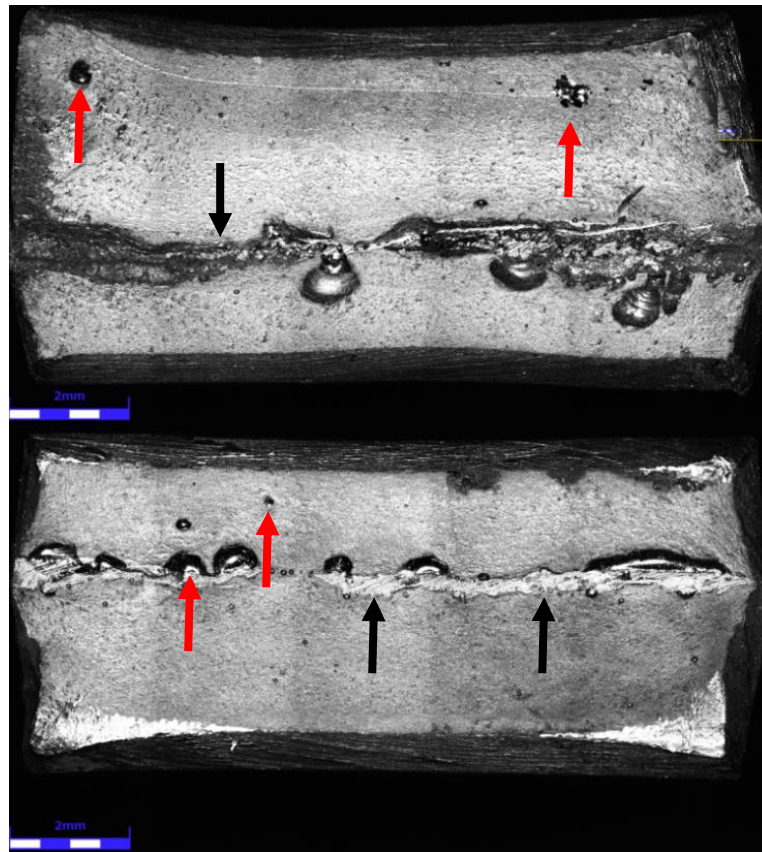


Figura 81. Superfície fraturada da amostra CTS400 – CTS400-3.

Comparando-se os CP's CTS400-1 e CTS400-3, nota-se que o último possui uma maior assimetria de penetração das soldas. O que pode ter ocasionado um comportamento diferente vistos nos resultados dos ensaios de tração, devido ao esforço cisalhante ocasionado.

As figuras 82 e 83 mostram CP's com comportamento similar e assimilar da amostra SS, respectivamente.

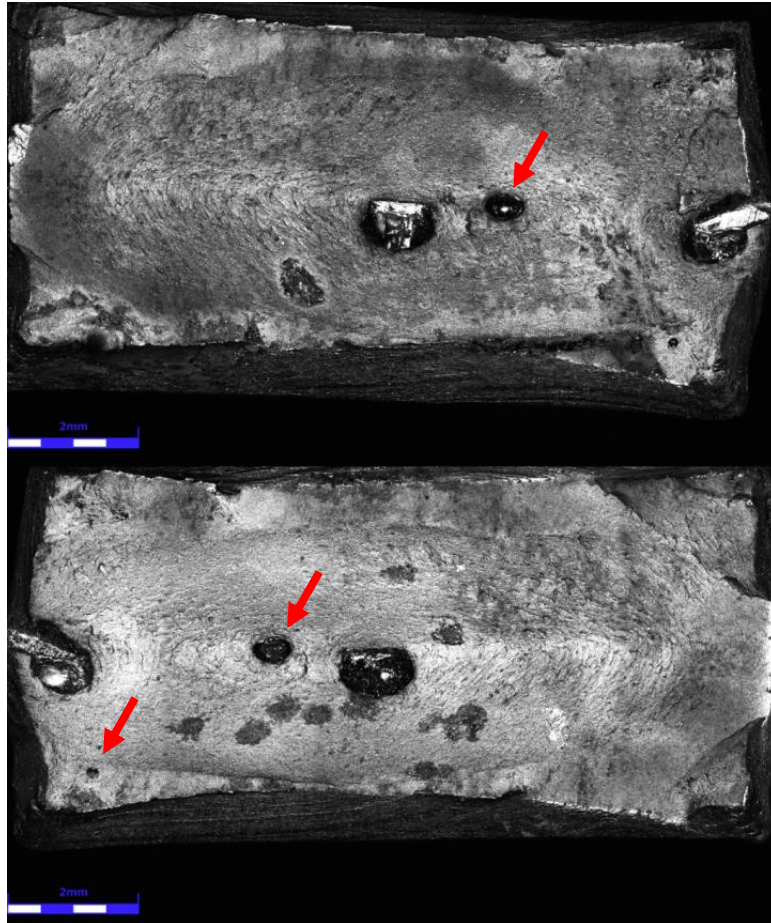


Figura 82. Superfície fraturada da amostra SS – SS-2.

O CP SS-2, como apresentado na figura 82, não mostra uma clara linha de separação dos passes de solda. Entretanto, apresenta a presença de poros e inclusões em sua estrutura.

A boa qualidade de penetração refletiu nas propriedades mecânicas da amostra, onde se conseguiu um maior deslocamento e deformação do CP.

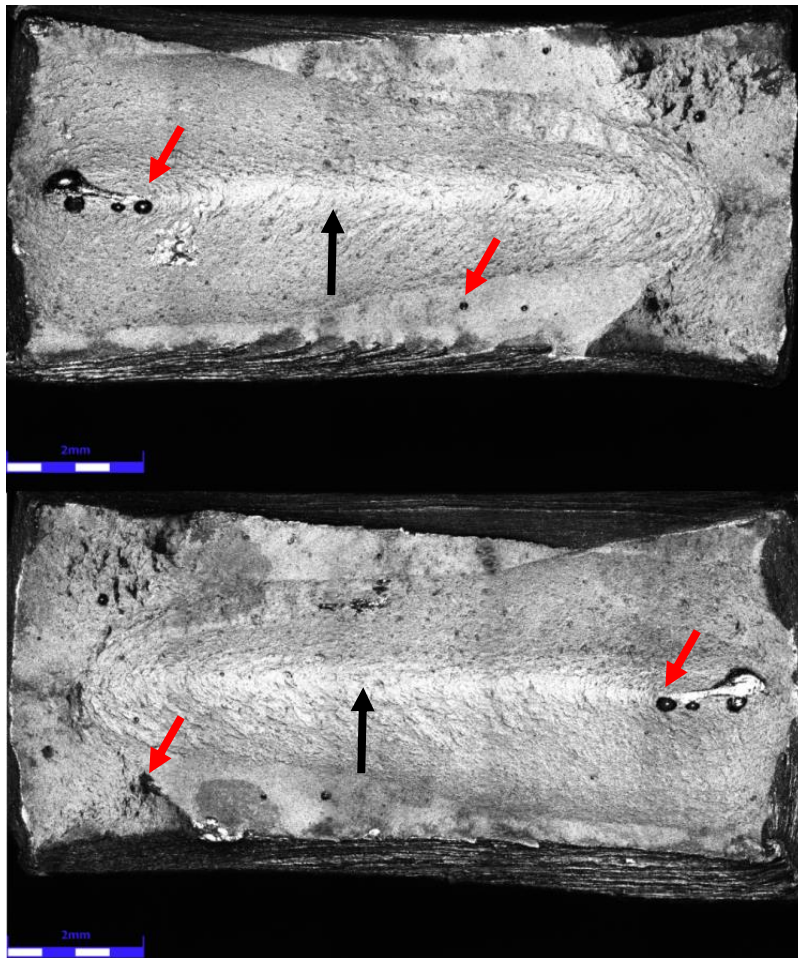


Figura 83. Superfície fraturada da amostra SS – SS-3.

O CP SS-3 apresentado na figura 83 possui uma linha um pouco mais clara das junções das soldas, onde há MB tratado termicamente no processo de soldagem. Isto afetou no menor deslocamento e deformação suportada neste teste, mas não afetou a porção elástica do teste, com LE similar aos demais.

A partir da análise das superfícies das fraturas provocada pelos ensaios de tração, observa-se no geral uma diferença das soldas de cada amostra. Por mais que as condições de soldagem fossem as mesmas para cada uma das amostras, as chapas de cada uma foram soldadas por um soldador humano, o que gera diferenças nos cordões de cada, mesmo sendo o soldador experiente e treinado, como foi o caso.

Foi possível também identificar que a penetração da solda não foi suficiente em algumas das amostras, o que mostra que a corrente de soldagem foi baixa. A corrente havia sido ajustada de acordo com o aço utilizado na empresa, o ASTM A36.

A presença de porosidade e inclusões demonstra que a relação de gás, metal base e metal de inclusão não se provou ser tão eficiente.

A dissimilaridade das amostras também provocou um esforço cisalhante, sendo assim, refletido nos resultados dos ensaios de tração realizados com deslocamentos e deformações menores às dos outros CP's testados na mesma amostra.

A partir dos resultados metalográficos, observa-se que a amostra base do aço DOMEX 460MC, CR, possui uma microestrutura martensítica em sua maioria. Isto explica o fato deste material possuir grande dureza e resistência mecânica, sendo este microconstituente o mais duro dentre os encontrados em aços comuns, segundo Modenesi et al..

Observou-se que na amostra CTS700 houve uma dissolução da martensita presente no MB, sendo este fenômeno devido à recristalização de sua microestrutura pelo pré-aquecimento realizado, assim como visto no trabalho de Guimarães et al. Já as outras amostras não se observou tal efeito pelo baixo aporte térmico no processo de pré-aquecimento.

As regiões de fronteira das ZTA's mostraram martensita, o que é resultado do alto aporte térmico e rápido resfriamento do processo de soldagem MIG, assim como descreve Nathan et al. Já a região da ZF da solda apresentou microestrutura bainítica, sendo esta porção menos dura que o MB não tratado termicamente nas amostras que não foram recristalizadas pelo aquecimento.

Os ensaios de dureza realizados mostraram que todas as amostras tratadas termicamente pelo processo de pré-aquecimento e pela soldagem sofreram uma queda em relação ao aço CR, que pode ser considerado um aço duro, com valores maiores que 450HB. A amostra CTS700 apresentou a maior redução de dureza, enquanto as demais cresceram a partir da amostra CTS580,

CTS400 e SS, respectivamente. Isto mostra que quanto maior o tratamento de pré-aquecimento dentre os analisados, maior a queda de dureza no metal base das amostras.

A partir do ensaio de dureza, onde as zonas fundidas apresentaram os menores resultados de dureza, percebeu-se que os resultados do material de solda foram diferentes dos resultados de Moon e Oyyaravelu et al., onde a dureza na zona fundida era a maior encontrada na extensão da amostra. Isto relaciona-se a microestrutura da solda, bainítica mais mole, diferentemente das estruturas mais duras como a martensita e ferrita encontradas no trabalho destes autores.

Nos ensaios de tração foi possível novamente conferir que a solda é a região menos resistente das amostras CTS580, CTS400 e SS, onde o local da fratura foi exatamente na ZF, o que não é visto com frequência na literatura. Já a amostra CTS700 rompeu no metal base, mas por ter sofrido uma mudança em sua microestrutura, que passou a ter resultados de dureza similares e menores dos que os registrados na zona fundida. Todas as amostras sofreram fratura na região de menor dureza, assim como visto nos trabalhos de Nathan et al. e Oyyaravelu et al.

Foram realizadas análises das superfícies fraturadas nos ensaios para comparação entre as amostras que seguiram um padrão e as que se comportaram de forma diferente. Isto mostrou que as diferenças podem estar relacionadas à presença de poros e inclusões em alguns CP's, sendo isto resultado do processo de soldagem manual realizado e pela influencia do gás de proteção e material de adição utilizados.

As amostras apresentaram penetrações diferentes entre elas, onde os metais de adição não se encontraram, formando uma zona termicamente afetada do metal base. A partir da dissimilaridade de penetrações também se gerou um esforço cisalhante nas peças, o que pode explicar o fato destas apresentarem uma notória menor deformação com redução de 24%, 64.7%, 15.9% e 40% para as amostras CTS700, CTS580, CTS400 e SS, respectivamente a partir da média das que obtiveram repetitividade de resultados.

A partir de todos os resultados conclui-se que o pré-aquecimento da peça em temperaturas maiores que 580°C e o processo de solda reduzem a resistência mecânica do material, sendo assim prejudicial às suas propriedades mecânicas, como visto pela redução do limite de escoamento a partir da amostra de referência CR de 49%, 42.5%, 38.7% e 39.6% para as amostras CTS700, CTS580, CTS400 e SS, respectivamente. Isto inviabiliza o processo de oxicorte, onde há o tratamento térmico que provoca a fusão localizada nas peças, o que pode provocar uma falha nestes locais.

As amostras CTS400 e SS se mostraram similares em seus resultados de propriedades mecânicas, o que implica que a temperatura de 400°C não afetou o material como nos demais processos de pré-aquecimento.

5 CONCLUSÃO

A partir da análise e discussão dos resultados conclui-se que:

- A estrutura do aço sem quaisquer tratamentos apresentou estrutura martensítica. Sendo que esta mesma estrutura é vista em menor quantidade na amostra CTS700, devido à recristalização do aço.
- A região de fronteira das zonas termicamente afetadas mostrou estrutura martensítica e as zonas fundidas apresentaram bainita.
- A dureza da amostra CR possui média de $457,7HB$ e este valor diminui a medida do aumento do aporte térmico nas demais amostras e as zonas fundidas possuem os menores valores de dureza, assim como o metal base da amostra CTS700.
- As regiões de menor dureza são as menos resistentes das amostras e as fraturas ocorreram nestas.
- As superfícies fraturadas possuem inclusões e poros em sua estrutura e nota-se uma penetração diferente dos passes realizados.
- As amostras com tratamento térmico acima de $580^{\circ}C$ apresentam redução da resistência apresentada no ensaio de tração.
- A presença da solda mostra uma diminuição das propriedades mecânicas de dureza, limite de escoamento e limite de resistência analisados.
- A temperatura de pré-aquecimento de $400^{\circ}C$ não influenciou nos resultados obtidos.

5.1 Sugestões de trabalhos futuros

A seguir apresentam-se algumas sugestões para dar continuidade no trabalho realizado:

- Ampliar a faixa de temperaturas de pré-aquecimento e realizar tratamento de pós-aquecimento nos componentes;
- Mudar o tipo de soldagem para verificação microestrutural e das propriedades mecânicas do aço;
- Verificar se os aços da classe DOMEX seguem o mesmo padrão do aço analisado.

Referências bibliográficas

- Alé, R. M., Rabello, J. M. A., Charlier, J., 1996. A Metallographic Technique for Detecting Martensite-Austenite Constituents in the Weld Heat-Affected Zone of a Micro-alloyed Steel. *Materials Characterization*. Elsevier. P.90-93. New York.
- Altmann. Solda MIG. Disponível em: <http://www.altmann.ind.br/mig.html>. Acesso em: 20 nov. 2008. Apostila de Aço inox, Disponível em: www.acessita.com.br. Acesso em: maio 2018.
- Amaral, T. S., Carboni, M. C., Scotti, A., 2017. Avaliação da Aplicação de um Atlas de Soldagem de um Aço Bainítico Microligado ao Nióbio. *Soldagem & Inspeção*. P.163-173.
- Ashby, Michael F. and Jones, David R. H., 1992. *Engineering Materials 2 with corrections ed.* Oxford: Pergamon Press.
- Askeland, D. R. et al., 2011. *The Science and Engineering Materials*. 6th ed. Cengage Learning Inc. USA.
- ASTM Standard E8M-04. 2008. Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. ASTM International.
- Bika, D., et al., 1995. Sulfur-induced dynamic embrittlement in a low-alloy steel. *Acta Metallurgica et Materialia*. V43. P.1895-1908.
- Bubani, F. C. et al., 2007. Efeitos da adição de níquel em ligas ferro-cromo. Parte I: propriedades mecânicas. *REM – International Engineering Journal*. P.149-154.
- Callister, W. D., 1991. *Ciência e Engenharia de Materiais: Uma Introdução*. John Wiley & Sons, Inc.
- Caloi, G. 2008. Análise da soldabilidade do aço API 5L X-80 por meio dos Testes Tekken e de Implante. Dissertação de Mestrado da PUC. Rio de Janeiro.
- Caminaga e Button, 2013. Mechanical properties of ausforged 27MnSiVS6 microalloyed steel. *REM: R. Esc. Minas, Ouro Preto*.
- Carsi, M., et al., 1993. Resolution of the Hall-Petch equation and comparison with the experimental results of three Vanadium-Titanium. *Journal of Materials Science*. v.28. p.6540-6456.
- Chen, Y., et al., 2014. Microstructure and mechanical properties of HSLA thick plates welded by novel doubled-sided gas metal arc welding. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. P.457-464. London.
- Chiaverini, V., 1986. *Tecnologia Mecânica Vol I*. 2ª ed. McGraw-Hill. Rio de Janeiro.
- CIMM. Definição – O que é Laminação. Disponível em: <<https://www.cimm.com.br/portal/verbetes/exibir/582-laminacao>> Acesso em março de 2018.

CIMM. Tipos de Extrusão. Disponível em: <http://www.cimm.com.br/portal/material_didatico/6503-tipos-de-extruso> Acesso em março de 2018.

Cohen, M., Hansen, S. S. 1996. On the fundamentals of HSLA Steels. Conference in HSLA Steels: and Applications, ed. Gray et al, ASM, Beijing, p.61-71.

Colpaert, H. 1951 Metalografia de Produtos Siderúrgicos Comuns 4ª ed. (2008) Blucher.

Cruz Jr., L. P. S., Cabral, T. S., 2008. Especificação de procedimentos de soldagem MIG para o preenchimento de cavidades pela técnica de camadas sucessivas. Trabalho de Conclusão de Curso da UFPA. Belém.

Davis, J. R, et al. 1996. High-Strength Low-Alloy Steels. Metals Handbook. V1. P.389-245

Dorner, D., Zaefferer, S., Raabe, D., 2007. Retention of the Goss orientation between microbands during cold rolling of an Fe3%Si single crystal. Acta Materialia. V55. P.2519-2530.

EASTERLING, K., 1983. Introduction to the Physical Metallurgy of Welding. BMM. London. 231p.

ESAB. Catálogo de Consumíveis. Disponível em: <https://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/catalogo-consumiveis-esab.pdf> acesso em: Julho de 2018.

ESAB. 2005. Apostila de Soldagem MIG/MAG. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/pt/education/apostilas/upload/1901104rev1_apostilasoldagemmig_mag_nova.pdf> acesso em janeiro de 2018.

ESAB. 2015. Ficha de Informações de Segurança de Produtos Químicos: Weld S6. Disponível em: <<https://www.esab.com.br/br/pt/support/documentation/upload/weld-s6.pdf>> Acesso em fevereiro de 2018.

Fredel, I. M. C., Ortega, P., Bastos, E., 2010. Propriedades mecânicas: ensaios fundamentais – vol 1. Apostila da CERMAT – UFSC.

Ghosh, P. K, et al., 2004. Influence of Pre and Post Weld Heating on Weldability of Modified 9Cr-1MoVNb Steel Plates under SMA and GTA Welding Processes. ISIJ International. V44. P. 1201-1210.

Guimarães, G. C., Silva, R. F., Silva, L. C., 2011. Soldabilidade de Aços Resistentes à Abrasão da Classe de 450HB de Dureza. Soldagem & Inspeção. Vol 16. P.360-368. São Paulo.

Guimarães, V. A., 1997. Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio. Tese de doutorado Unicamp. Campinas.

Harrison, P. L., Hart P. H. M.,1995. HAZ Microstructure and its Role in the Fracture of Microalloyed Steel Weld. The Institute Of Materials 2nd Griffith Conference.

Huang, W., 1991. Thermodynamic Properties of the Fe-Mn-V-C System. Metallurgical Transactions A. Vol. 22A. P. 1911-1920.

Imam, M., et al., 2013. Effect of weld morphology on mechanical response and failure of friction stir welds in a naturally aged aluminium alloy. Materials & Design, Vol.44. P.23-34.

Infomet. Tratamento térmico dos aços. Disponível em: <<http://www.infomet.com.br/site/acos-e-ligas-conteudo-ler.php?codConteudo=217>> acesso em abril de 2018.

Fredel, M. C., et al., 2015. Propriedades Mecânicas: Ensaio Fundamentais Vol I. Cermat Cerâmica. UFSC. Santa Catarina.

Jin, J. E., Lee, Y. K., 2012. Effects of Al on microstructure and tensile properties of C-bearing high Mn TWIP steel. Acta Materialia. V60. P.1680-1688.

Kang, D. H., Lee, W., 2011. Microstructure and Hardness Change in High Temperature Service Depending on Mo Content in 2.25Cr-1Mo Steel Weld Metals. Metals and Materials International. V. 17. P. 963-967.

Krauss, G., 2005. Steels: Processing, Structure and Performance. 3^a ed. ASM International. Ohio

Lan L, Qiu C, Zhao D, Gao X, Du L. Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel. Materials Science and Engineering. 2011;529:192-200.

Lessa, C. R. L. et al., 2011. Estudo da Microestrutura Formada no Processo de Soldagem por Atrito em Aço C-Mn com Pino Consumível. Soldagem & Inspeção. P.2-11. São Paulo.

Maranian, P. 2009. Reducing Brittle and Fatigue Failures in Steel Structures, ISBN 978-0-7844-1067-7, New York: American Society of Civil Engineers.

Mekkawy, M. F. et al. 1991. Effect of interrupted accelerated cooling on mechanical properties and structure of vanadium and titanium microalloyed steel bars. Materials Science and Technology. V7. P.28-36.

Meyer, L. et al. 1994. Effects and present application of the microalloying elements Nb, V, Ti, Zr and B in HSLA steels. HSLA Steels Technology & Applications Proceedings of International Conference, Philadelphia, American Society of Metals, p.29-44)

Modenesi, P. J., et al., 2012. Introdução à Metalurgia da Soldagem. UFMG. Belo Horizonte.

Moon, D. W. et al., 2003. Macrostructure, hardness, and temperature in HSLA100 steel weld. Science and Technology of Welding and Joining. Vol. 8. P. 95-101.

Munekata, R. M., 2011. Soldagem em Lâminas finas de Hastelloy C-276 por Laser Pulsado Nd:YAG. Dissertação de Mestrado UNESP.

Myriounis, D. P., Hasan, S., 2012. Fatigue behavior of Al/Al₂O₃ metal matrix composites. In ECF19 – European Conference on Fracture, Kazan Scientific Centre of the Russian Academy of Sciences, p.26-31, Russia.

- Nascimento, A. S., 2006. Uma contribuição ao estudo da soldagem MIG-CA. Simpósio de pós graduação em Engenharia Mecânica da UFU. Uberlândia.
- Nathan, S. R. et al., 2015. Effect of welding processes on mechanical and microstructural characteristics of high strength low alloy naval grade steel joints. Defense Technology. Elsevier. P. 308-317.
- Nebhnani, M. C., et al., 2002. Failure of a martensitic stainless steel pipe weld in a fossil fuel power plant. Engineering Failure Analysis. V9. P. 277-286.
- Neris, M. M., 2012. Soldagem. Apostila do Cetec Capacitações.
- Oliveira, J., 2013. Caracterização fractográfica de compósito particulado de matriz metálica submetido a ensaios de impacto, flexão e fadiga. Dissertação de Mestrado da USP. São Carlos.
- Ordóñez, R. E. C., 2004. Soldagem e caracterização das propriedades mecânicas de dutos de aço API 5L-X80 com diferentes arames tubulares. Dissertação de Mestrado da Unicamp. Campinas.
- Oyyaravelu, R., Kuppan, P., Arivazhagan, N., 2016. Metallurgical and mechanical properties of laser welded high strength low alloy steel. Journal of Advanced Research. V.7., p.463-472. Cairo.
- Paiva, D. M., Silva, M. J. G. 2016. Efeito da adição de boro na resistência mecânica da liga modelo de aço superferrítico. Revista de Encontros Universitários da UFC. V2. N1.
- Paris, A. F., Mulazzani, F. & Paris, J. M. 2012. Estudo microestrutural de aço carbono soldado com o processo arco submerso e adições de Fe-Ti. Soldagem e Inspeção. Vol 17(1). P58-64.
- Perez, F. R. C., 2007. A Influência da Temperatura de Pré-aquecimento e Trecimento na Microestrutura e Propriedades Mecânicas na Soldagem MIG/MAG Robotizada de Aços SAE 8620 com ABNT LN28. Dissertação de Mestrado da Unesp. Bauru.
- Sage, A. M. 1989. Microalloyed steels for structural applications. Metals and Materials, v.5, n.10
- Seyfried, P., Taiss, E. J. M., Calijorne, A. C., Li, F. P., Song, Q. F., 2015. Light weighting opportunities and material choice for commercial vehicle frame structures from a design point of view. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. P.19-26.
- Shams, N. 1988. Fracture toughness in niobium treated steels. Journal of Metals. P.14-17.
- Silva, R. M., 2010. Caracterização da zona termicamente afetada de aço produzido via resfriamento acelerado. Dissertação de Mestrado da UFMG.
- Smith, W. F.; Hashemi, J., 2006. Foundations of Materials Science and Engineering (em inglês) 4ª ed. [S.l.]: McGraw-Hill.
- Song, S. H., et al., 2008. Dependence of ductile-to-brittle transition temperature on phosphorus grain boundary segregation for a 2.25Cr1Mo steel. Materials Science and Engineering: A. V486. P.433-438.

Spim, J. A., Santos, C. A. 2000. Ensaio dos materiais. LTC. Rio de Janeiro.

SSAB. DOMEX 460MC. Disponível em: <<https://www.ssab.com.br/products/brands/ssab-domex-structural-steel/products/ssab-domex-460mc>> Acesso em janeiro de 2018.

Sun, X. J., Li, Z., Yong, Q., Yang, Z., Dong, H., Weng, Y., 2012. Third generation high strength low alloy steels with improved toughness. Science China Technological Sciences, v. 55. n. 7. p.1797-1805.

Tokimasu, R. C., 1995. Influência de parâmetros microestruturais e procedimentos de ensaio, no comportamento mecânico de um aço de ultra-alta resistência e baixa liga. Tese de doutorado da Unicamp. Campinas.

Tschiptschin, A. P., 2010. Tratamento Térmico de Aços. Material do curso de engenharia metalúrgica e de materiais da USP. São Paulo.

Unfried, J. et al., 2009. Estudo da Influência dos Parâmetros de Processo na Microestrutura da Zona Termo-Mecanicamente Afetada na Soldagem por Atrito com Pino Consumível em Aços C-Mn. Tecnologia em Metalurgia, Materiais e Mineração. P.73-79. São Paulo.

Van Vlack, L. H., 1970. Princípio de Ciência dos Materiais. Trad, Eng Paulo Camargo Ferrão. Bluscher. São Paulo.

Vander Voort, G. F., 1984. Metallography: Principles and Practice. McGraw-Hill. New York.

Venson, I., 2007. Ferro e Aço: Conceitos. Material didático do curso de Engenharia Industrial da UFPR.

Vicente, A. A., Brandi, S. D., Padilha, A. F. 2015. Efeito do teor de molibdênio nas curvas de endurecimento por precipitação e na resistência à oxidação a altas temperaturas de aços maraging de ultra alta resistência mecânica. Tecnol. Metal. Mater. Miner. São Paulo. v. 12. n. 3. p.179-187.