

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
“JÚLIO DE MESQUITA FILHO”
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

SANDRO LUZ DA SILVA

**Análise de juntas soldadas de aços dissimilares AISI 304 e SAE 1020 com metais de
adição ER 309L e ER 70S3 pelo processo GTAW**

Guaratinguetá
2016

SANDRO LUZ DA SILVA

**ANÁLISE DE JUNTAS SOLDADAS DE AÇOS DISSIMILARES AISI 304 e SAE 1020
COM METAIS DE ADIÇÃO ER 309L e ER 70S3 PELO PROCESSO GTAW**

Dissertação apresentada a Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista, para a obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica na Área de Materiais.

Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini
Coorientador: Prof.Dr. José Vitor Candido de Souza

Guaratinguetá
2016

S586a	<p>Silva, Sandro Luz da</p> <p>Análise de juntas soldadas de aços dissimilares AISI 304 e SAE 1020 com metais de adição ER 309L e ER70S3 pelo processo GTAW / Sandro Luz da Silva – Guaratinguetá, 2016.</p> <p>67 f : il.</p> <p>Bibliografia: f. 65</p> <p>Dissertação (Mestrado) – Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 2016.</p> <p>Orientador: Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini</p> <p>Co-orientador: Prof. Dr. José Vitor Candido de Souza</p> <p>1. Aço inoxidável. 2. Soldagem. 3. Microscopia. 4. Propriedades mecânicas. I. Título</p> <p style="text-align: right;">CDU 669.14(043)</p>
-------	---

SANDRO LUZ DA SILVA

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. José Antonio Perrella Balestieri
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. PETERSON LUIZ FERRANDINI
UNESP/FEG


Prof. Dr. LUIS ROGERIO DE OLIVEIRA HEIN
UNESP/FEG


Prof.ª Dr.ª CRISTINA DE CARVALHO ARES ELISEI
FATEC Pindamonhangaba

Dezembro de 2016

DADOS CURRICULARES

SANDRO LUZ DA SILVA

NASCIMENTO	07.05.1964 – Jacareí / SP
FILIAÇÃO	Raimundo Lemes da Silva Ana Nilza Luz da Silva
23/12/1989	Técnico em Mecânica Colégio Técnico Carlos Augusto Patrício Amorim - COTEC
28/09/2012	Processos Metalúrgicos - Tecnólogo FATEC - Pindamonhangaba
10/08/2016	Licenciatura e Pedagogia Faculdade Paulista São José - SP

Dedico este trabalho a meus pais, que perseveraram no sonho da minha educação e de meus irmãos, dedicando toda suas vidas por um futuro melhor para nós, pois sempre com muito amor e carinho, estiveram ao nosso lado durante todos os passos de nossas carreiras, continuando na busca por esse ideal de educação e conhecimento, almejando retribuir a dedicação fazendo se sentirem ao menos ou muito de orgulhos.

AGRADECIMENTOS

Agradeço principalmente a Deus, pela vida, para que eu pudesse percorrer essa longa jornada até aqui, com saúde e segurança.

Aos meus queridos pais: Sra. Ana Nilza Luz da Silva e Sr. Raimundo Lemes da Silva (em memória), que me ensinaram, acima de tudo, o verdadeiro significado da palavra dignidade. Agradeço a ambos, pelo carinho e dedicação e por ter-me proporcionado às condições necessárias para meu desenvolvimento pessoal e profissional.

Ao meu Orientador, Prof. Dr. Peterson Luiz Ferrandini, pelo inestimável ensinamento e paciência e meu Coorientador, Prof.Dr. José Vitor Candido de Souza pela disponibilidade e apoio incondicionais em vários momentos.

Aos participantes da banca, Prof. Dr. Luiz Rogerio de Oliveira Hein da FEG-UNESP pelo valoroso apoio durante a utilização dos equipamentos dos laboratórios de análise do departamento de materiais sob sua responsabilidade e a Dra. Profa. Dra. Cristina de Carvalho Ares Elisei diretora FATEC/Pindamonhangaba pelo valioso apoio e participação além da concessão dos laboratórios de soldagem da FATEC e outrora tive o prazer de ser seu aluno.

Aos Alunos de pós-graduação e graduação respectivamente Marcus Nathan Silvestre e Luis Gustavo pelo apoio na preparação das amostras.

Aos Meus amigos de trabalho Everton Coelho de Medeiros, Cesar Renato Faria Ribeiro e Ailton da Costa, aos Funcionários técnicos do departamento de materiais, José Manoel Bernardes, Odir Vieira da Silva e Wilson Roberto Monteiro, pela presteza na confecção dos CDPs e Ensaio mecânicos.

Aos meus amigos, alunos, professores e funcionários da UNESP campus de Guaratinguetá, que me apoiaram e estiveram ao meu lado durante esse tempo.

Aos meus irmãos Adriano Luz da Silva e Rodolfo Cesar Luz da Silva, pelo amor carinho e respeito dedicado.

APRENDIZADO PELA DOR

Não se cobra, não se exige qualquer tipo de sentimento.

A Vida já me vinha ministrando esse ensinamento.

Todavia, não fui bom discípulo,

Repeti a lição, mais que o triplo.

E a Mestra de todos os viventes

É especialista em didática,

Para cada discípulo, coloca um método em prática.

Para os discípulos várias vezes repetentes,

Ela usa o método “chorar e ranger os dentes”.

Nunca exige amor de uma mulher

Ou de outra pessoa qualquer;

O mais nobre dos sentimentos

Não é para um Ser pobre de sentimentos.

Mas, quando, a alguém dedicava amizade,

Exigia retorno na mesma intensidade.

Tive de perder boas amizades,

Afastar de mim, pessoas especiais de verdade,

Para aprender que não se exige sentimentos,

Nenhum tipo de sentimento;

Eles são livres como o vento,

Que “sopra onde quer.”

Tão grande foi à dor que senti,

Na última lição que vivi:

Valeu-me como Exame Final;

Agora é Saber indelével em meu cabedal.

MANOEL A. DE ALMEIDA.

(Copyright 2010 - Direito Autoral Biblioteca Nacional - Rio de Janeiro, RJ)

“O sucesso é ir de fracasso em fracasso sem perder entusiasmo”.

WINSTON CHURCHILL

RESUMO

Atualmente os processos de soldagem de juntas dissimilares são muito utilizados na indústria petrolífera e nuclear, caracterizada pela união entre diferentes materiais. No presente trabalho, será estudada a possibilidade da união entre o aço inoxidável AISI 304 e aço carbono SAE 1020. Os quais são largamente utilizados em linhas de vapor em plantas de energia, em reatores nucleares, plantas petroquímicas, devido suas diferentes propriedades mecânicas e resistência à corrosão. Este trabalho tem por objetivo principal, estudar profundamente, as propriedades mecânicas, físicas e químicas, com o auxílio de testes e equipamentos específicos: ensaios de Microdureza Vickers, ensaio de tração, de interpretação das macrografias e micrografias utilizando microscopia ótica e também análise da difração de raios x das juntas soldadas. Foram executadas pesquisas bem fundamentadas, para verificar e discutir os resultados obtidos, justificando a substituição das varetas de aço inoxidável AWS ER 309L, por varetas de aço carbono AWS ER 70S3 como metal de adição, utilizando processo de soldagem manual GTAW (*Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*), objetivando a redução de custo no processo de soldagem e viabilizando um bom investimento para pesquisas futuras.

Palavras-chave: Soldagem. Dissimilares. Redução de custos. Aço inoxidável. GTAW.

ABSTRACT

Nowadays the welding processes of dissimilar joints are widely used in the oil and nuclear industry, characterized by the union of different materials. In the present work, will be studied the possibility of union between stainless steel AISI 304 and carbon steel SAE 1020. Which are widely used in steam lines in power plants, nuclear reactors, petrochemical plants, due to their different mechanical and corrosion resistance properties. The main objective of this work is to study deeply the mechanical, physical and chemical properties, evaluated by specific tests and equipments: Vickers hardness tests, tensile tests, interpretation of macrographs and micrographs utilizing the optical microscope and also analysis of x-ray diffraction applied to the welded joints. Well-founded research have performed to verify and discuss the results. Justifying the replacement of stainless steel rods AWS ER309L, carbon steel rods AWS ER70S3 as filler metal, using manual welding process GTAW (Gas-Shielded Tungsten Arc Welding), aiming the cost reduction in welding and process, making a possible good investment for future research.

Keywords: Welding. Dissimilar. Cost reduction. Stainless steel. GTAW.

LISTA DE TABELAS

Tabela 1: Propriedades diversas dos materiais de base.	23
Tabela 2: Composições químicas dos materiais de base.	24
Tabela 3: Composição química dos Metais de Adição.	28
Tabela 4: Especificações dos Metais de Adição.	28
Tabela 5: Parâmetros e Ajustes de Soldagem.	29
Tabela 6: Descrição das amostras para ataque metalográfico.	35
Tabela 7: Reagentes metalográficos para ataque das amostras.	37
Tabela 8: Parâmetros utilizados no ensaio de Difração de raios X (DRX)	39
Tabela 9: Resultados dos ensaios de tração dos CDPs soldados e sem solda.	55
Tabela 10: Resultados dos limites de resistência dos CDPs próximos as amostras atacadas. ...	56
Tabela 11: Resultados das deformações dos CDPs próximos as amostras atacadas.	57

LISTA DE FIGURAS

Figura 1: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr.	18
Figura 2: Diagrama de <i>Schaeffer</i>	19
Figura 3: Microestruturas de dois Aços Inoxidáveis Austeníticos diferentes.	20
Figura 4: Ilustração esquemática da sensitização do aço inoxidável.	24
Figura 5: Técnica de soldagem adotada.	25
Figura 6: Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA.	27
Figura 7: Amostras preparadas para soldagem.	30
Figura 8: Sodagem com equipamento TIG marca <i>Miller</i> , modelo, <i>Dynasty 280 208-575 V</i>	30
Figura 9: Amostras após a execução do processo de soldagem.	31
Figura 10: Dimensões dos CDPs segundo a norma ASTM.	32
Figura 11: Máquina de corte a eletroerosão a fio <i>Agie Charmilles</i> , FW 3U.	32
Figura 12: CDP Soldado e amostra para análise da microestrutura.	33
Figura 13: CDPs sem solda para Ensaios de Tração.	33
Figura 14: Equipamento para ensaio de tração <i>Shimadzu AG-X 50 KN</i>	34
Figura 15: Amostras atacadas quimicamente com Nital, Marble e Vilella.	34
Figura 16: Equipamento para embutimento de amostras para análise metalográfica.	35
Figura 17: Politriz para lixamento e polimento das amostras metalográficas.	36
Figura 18: Microscópio ótico Nikon para análise metalográfica de amostras.	37
Figura 19: Desenho esquemático de junta dissimilar soldada.	38
Figura 20: Equipamento de ensaio de Microdureza <i>Vickers</i>	38
Figura 21: Equipamento para ensaio de Difração de raios x (DRX).	39
Figura 22: Metal de Base AC, ataque com Nital.	40
Figura 23: Metal de Base AC, ataque com Nital.	40
Figura 24: Zona Termicamente Afetada, ataque com Nital.	41
Figura 25: ZTA - Zona de Ligação e Zona Fundida, ataque com Nital.	41
Figura 26: Metal de Base AI, ataque com Marble.	42
Figura 27: Metal de base A,I ataque com Marble.	42
Figura 28: ZTA - Zona de Ligação e Zona Fundida, ataque com Marble.	43
Figura 29: Zona Termicamente Afetada, ataque com Marble.	43
Figura 30: Zona fundida, ataque com Vilella.	44
Figura 31: Zona de Ligação, Zona Fundida, ataque com Vilella.	44
Figura 32: Zona fundida, ataque com Vilella.	45
Figura 33: Zona Fundida, ataque com Vilella.	45
Figura 34: Metal de Base AI, ataque com Marble.	46
Figura 35: Metal de Base AI, ataque com Marble.	46
Figura 36: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Marble.	47
Figura 37: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Marble.	47
Figura 38: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Vilella.	48
Figura 39: ZTA, ataque com Vilella.	48
Figura 40: Zona Fundida, ataque com Vilella.	49
Figura 41: Zona Fundida, ataque Vilella.	49
Figura 42: ZTA, Zona de Ligação e Zona Fundida, ataque com Nital.	50
Figura 43: ZTA ataque, com Nital.	50
Figura 44: Metal de Base AC, ataque com Nital.	51
Figura 45: Zona Termicamente Afetada, ataque com Nital.	51
Figura 46: CDPs soldados após de ensaios de tração após a ruptura.	52
Figura 47: Comparação dos CDPs após a ruptura, alongamento e estrição, vista frontal.	53
Figura 48: Comparação dos CDPs após a ruptura, alongamento e estrição, vista lateral.	54

Figura 49: Gráfico comparativo dos limites de resistência dos CDPs com base na Tabela 9..	55
Figura 50: Gráfico comparativo das deformações dos CDPs com base na Tabela 9.	55
Figura 51: Gráfico dos limites de resistência dos CDPs com base na Tabela 10.....	57
Figura 52: Gráfico comparativo das deformações dos CDPs com base na Tabela 11	57
Figura 53: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 13 com solda, (LI) ER 309L.....	58
Figura 54: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 33 com solda, (TI) ER 309L.....	58
Figura 55: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 23 com solda, (LC) ER 70S3.....	59
Figura 56: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 43 com solda, (TC) ER 70S3.....	59
Figura 57: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 4 sem solda, (ISS) AISI 304.	60
Figura 58: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 8 sem solda, (CSS) SAE 1020.....	60
Figura 59: Gráfico das durezas medidas ao longo da junta soldada com ER 70S3.	61
Figura 60: Gráfico das durezas medidas ao longo da junta soldada com ER 309 L.	62
Figura 61: Gráfico de difração de raios X da amostra soldada com ER 309 L.	62
Figura 62: Gráfico de difração de raios X, da amostra soldada com ER 70S 3.	63

LISTA DE ABREVIATURAS

A	Austenita
AC	Aço Carbono
AI	Aço Inoxidável
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
B	Bainita
C	Carbono
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CDPs	Corpos de Prova
C/min	Centímetros por minuto
CFC	Cúbica de Face Centrada
Cr	Cromo
Cu	Cobre
CSS	Carbono sem solda
DMW	Dissimilar Metal Welding
DRX	Difração de Raios X
EPI	Equipamento de Proteção Individual
ER	Eletrodo Revestido
F	Ferrita
FA	Ferrita acicular
FCAW	Flux Cored Arc Welding
Fe	Ferro
GMAW	Gas metal arc welding
GTAW	Gas-Shielded Tungsten Arc Welding
ISS	Inoxidável sem solda
KV	Kilowatts
L	Laminação
LC	Longitudinal carbono
LI	Longitudinal inoxidável
L/min.	Litros por minuto
Ni	Níquel
M	Martensita
MA	Metal de Adição
MB	Metal Base
mA	Miliampere
Mn	Manganês
P	Fósforo
S	Enxofre
Si	Silício
TC	Transversal carbono
TI	Transversal inoxidável
TIG	Tungsten Inert Gas
V	Volts
ZF	Zona Fundida
ZL	Zona de Ligação
ZTA	Zona Termicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

α	Alfa
β	Coefficiente de expansão térmica
cm/min	Centímetros por minuto
γ	Gama
ΔA	Variación de área
Δl	Variación de comprimento
μ	Micrômetro
mA	Miliampere
L/min	Litros por minuto
c	Calor específico
K	Condutividade térmica
kV	Kilowatts
L/min	Litros por minuto
pol	Polegada
σ_{esc}	Tensão limite de escoamento
$\sigma_{máx}$	Tensão limite de resistência
σ_{rup}	Tensão limite de ruptura
\bar{x}	Desvio Padrão

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO	15
1.1	CONSIDERAÇÕES GERAIS	15
1.2	OBJETIVOS	16
1.3	JUSTIFICATIVA	16
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	17
2.1	AÇOS INOXIDÁVEIS	17
2.2	AÇOS DE BAIXO CARBONO	21
2.3	METALURGIA E PROCESSO DE SOLDAGEM	21
3	MATERIAIS E MÉTODOS	28
3.1	MATERIAIS UTILIZADOS	28
3.2	PROCESSO DE SOLDAGEM UTILIZADO	28
3.3	PREPARAÇÃO DOS CONJUNTOS PARA SOLDAGEM	29
3.4	CONJUNTOS SOLDADOS PARA RETIRADA DOS CDPs E AMOSTRAS	31
3.5	CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO	32
3.6	ENSAIO DE TRAÇÃO	33
3.7	PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA	34
3.8	ATAQUE E ANÁLISE METALOGRÁFICA	36
3.9	ENSAIO DE MICRODUREZA	37
3.10	ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)	38
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
4.1	CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL	40
4.1.1	Amostra (12-13) solda longitudinal com metal de adição, AI ER 309 L	40
4.1.2	Amostra (16-17) solda longitudinal com metal de adição AI ER 309 L	42
4.1.3	Amostra (32-33) solda transversal com metal de adição AI ER 309 L	44
4.1.4	Amostra (22-23) solda longitudinal com metal de adição AC ER 70S 3	46
4.1.5	Amostra (26-27) solda longitudinal com metal de adição AC ER 70S 3	48
4.1.6	Amostra (42-43) solda transversal com metal de adição AC ER 70S 3	50
4.2	GRÁFICOS E TABELAS DOS ENSAIOS REALIZADOS	52
4.2.1	Gráficos e tabelas de valores de σ e Δl dos CDPs	55
4.2.2	Gráficos de σ e Δl dos CDPs próximos às amostras atacadas com reagentes... ..	58
4.2.3	Gráficos de Microdurezas Vickers	61
4.2.4	Gráficos de Difração de Raios X	62
5	CONCLUSÃO	64
	REFERÊNCIAS	65

1 INTRODUÇÃO

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

Wu et al. (2015) comentam que, na indústria mecânica, é interessante unir a excelente resistência à corrosão do aço inoxidável (AI) com o baixo custo de aço carbono (AC) ou aços baixa liga, utilizando os primeiros, de custo superior, na confecção de componentes a serem expostos a ambientes agressivos, e os outros, mais baratos, para componentes estruturais, sujeitos somente a esforços mecânicos. Nesses casos é necessário soldar os dois tipos de aço, processo conhecido por solda de metais dissimilares.

As soldas de metais dissimilares (DMW – *Dissimilar Metal Weld*) utilizando AI como metal de adição (ligas à base de níquel com altos teores de Cr) garantem alta resistência à corrosão e propriedades mecânicas superiores à junta.

Lima et al. (2010) admitem que as soldas dissimilares são utilizadas em diversos segmentos da indústria especificamente de usinas nucleares, para conectar tubulações de aço inoxidável com componentes fabricados em aços baixa liga.

Como juntas soldadas AI/AC são relativamente comuns nas indústrias citadas, estas devem receber atenção especial, por causa das diferentes propriedades físicas, químicas e mecânicas dos metais de base soldados.

Campos et al. (2009) afirmam que soldas dissimilares são amplamente usadas em juntas envolvendo AC, e AI e ligas de níquel em ambientes com temperaturas elevadas, e em plantas de geração de energia nuclear ou que queimem combustíveis fósseis, indústrias químicas e petroquímicas, além de diversos outros tipos de metais e ligas diferentes.

Os AI austeníticos, são os mais utilizados como metal de adição em juntas dissimilares AI/AC, têm composições que contêm cromo suficiente para oferecer resistência à corrosão (18% Cr) junto com níquel (8% Ni) para assegurar uma estrutura austenítica estável em temperatura ambiente.

Os teores de Cromo e Níquel podem ser aumentados, e elementos de liga (normalmente Molibdênio) podem ser acrescentados para melhorar a resistência à corrosão, muito embora estas ligas não possam ser endurecidas por tratamentos térmicos, elas podem ser particularmente afetadas por encruamento.

A União de AI a aços baixa liga é o exemplo mais comum e mais importante de soldagem de aços dissimilares com aplicação comum para ligações ou transições.

A soldagem do AI ao aço não ligado e baixa liga é feita normalmente utilizando-se aço

alta liga como metal de adição, por exemplo, utilizando materiais com teores de elementos de liga superiores ao metal base.

Ao se utilizar AC como metal de adição, certamente o custo da junção seria reduzido, a questão é se haverá perdas consideráveis em se tratando de propriedades mecânicas, físicas e químicas que poderão inviabilizar a utilização e substituição.

1.2 OBJETIVOS

Com base no que foi exposto acima, o objetivo geral deste trabalho é estudar a substituição de AI austenítico como metal de adição em soldas dissimilares AC/AI por AC aço carbono como metal de adição.

Os objetivos específicos são obter juntas soldadas utilizando AI e AC como metal de adição, analisar e identificar a microestrutura das juntas obtidas, quanto a propriedades mecânicas, utilizando ensaios de tração, micro dureza, microscopia ótica e ensaio de difração de raios x (DRX), validando ou não o processo em questão no que se refere à qualidade e viabilidade da junta soldada.

1.3 JUSTIFICATIVA

É usual na indústria metalúrgica, realizar soldagem dissimilar aço inox AI e aço carbono AC utilizando varetas (*American Society Welding*) AWS ER 304 L como metal de adição, substituindo por aço de baixo carbono, AWS ER 70S3. As mesmas juntas serão soldadas com diminuição de custo e conseqüente economia para as empresas que utilizam o processo, não esquecendo é claro do fator de segurança que é imprescindível para garantia da vida e a qualidade do trabalho, Esse tipo de junta dissimilar, abrirá espaço para uma ótima contribuição tecnológica e acadêmica, com novas pesquisas bem aprofundadas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 AÇOS INOXIDÁVEIS

Segundo Oliveira (2013), o elemento Cr (Cromo) gera maior resistência à corrosão dependendo do teor inserido. Já o elemento Ni (Níquel) muda a estrutura cristalográfica da liga, torna o aço mais dúctil, tem pequeno efeito na resistência à corrosão o torna o aço não magnético, por sua vez o C (carbono) juntamente com o cromo somente, torna o aço endurecível por têmpera e os elementos Ti (titânio) e Nb (nióbio) impedem a combinação do carbono com o cromo, evitando perda de resistência à corrosão, e melhoram a soldabilidade.

Segundo consta em seu catálogo Mittal (2008), os AI são ligas de ferro (Fe), carbono (C) e cromo (Cr) com um mínimo de 10,5% de Cr. que é considerado o elemento muito importante, pois dá aos AI elevada resistência à corrosão devido a grande diminuição da velocidade de oxidação destas ligas à medida que aumenta a quantidade de Cr presente.

Os AI austeníticos como o 304 possuem excelente resistência à corrosão, ductilidade e soldabilidade e são largamente utilizados em lugares com temperaturas que podem variar desde 1150 °C até muito baixas como a -90 °C. Condições dificilmente conseguidas com outros materiais metálicos.

Sedriks, (1996), reporta que aços com teores de cromo que estão livres na matriz com teores superiores a 11% são capaz de formar película aderente, não porosa e que se regenera, chamada de película passiva que protegendo o aço da ação de agentes corrosivos, aumenta à resistência a corrosão, tais aços são os aços inoxidáveis.

A ação corrosiva provocada pelo ânion cloreto, Cl(-) é um grande inconveniente do AI 304 austenítico, especificação do fabricante, agravando o problema com a concentração de cloretos no meio, da temperatura e do pH, existem três formas de corrosão que são, por pites, frestas e sob tensão. Os AI austeníticos quando comparados aos AI ferríticos possuem melhor resistência corrosão por pites e em frestas devido à ação do níquel, que propicia a repassivação do material onde o filme passivo foi quebrado por estas formas de corrosão.

M Peckner, D; Bernstein (1977), afirmam que os aços inoxidáveis AI austeníticos fazem parte do maior grupo de AI usado atualmente, representando aproximadamente 65 a 70% do total produzido, apresentando características próprias em relação às outras classes, de modo que a sua soldagem também apresenta seus próprios aspectos.

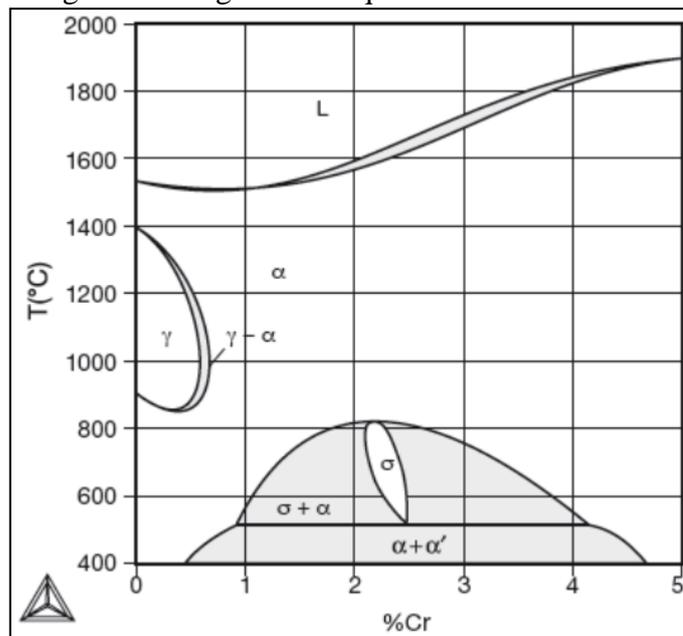
Alguns AI austeníticos, quando aquecidos numa faixa entre 500°C e 800°C e lentamente resfriados, tornam-se bastante suscetíveis de corrosão intergranular permitindo a precipitação dos carbonetos ricos em cromo nos contornos dos grãos empobrecendo as áreas

próximas ao cromo. Tal precipitação surge mais rapidamente, quanto maior for o teor de carbono do aço, essas regiões tornam-se anódicas em ambientes ácidos que resulta em corrosão preferencial ao longo dos contornos dos grãos.

No catálogo do fabricante de eletrodos Castolin (2006), os AI austeníticos, são os mais facilmente soldáveis dentre as três principais categorias, austeníticos, ferríticos e martensíticos e são prontamente fabricados por solda a arco mais usados como, por exemplo, GMAW (*Gas metal arc welding*), GTAW e FCAW (*Flux Cored Arc Welding*).

Em seu catálogo diz que ao soldar AI com espessuras inferiores a 6 milímetros, percebe uma distorção ou uma deformação causada pelo elevado valor de coeficiente de expansão e a baixa condutividade térmica do aço sendo necessário o travamento das peças soldadas e um cordão estreito podem ajudar a controlar essa distorção.

Figura 1: Diagrama de equilíbrio de fases Fe-Cr.



Fonte: Colpaert (2008).

Colpaert (2008), afirma com base no diagrama Fe-Cr existem dois campos onde ocorre a fase CCC (cúbica de corpo centrado) a ferrita, identificadas por α e δ , é uma regra de construção dos diagramas que a exigência de campos monofásicos isolados sejam identificados por letras gregas diferentes. O fato é que não existe nenhuma diferença estrutural entre “as duas” ferritas α e δ e isso é evidente no campo da fase CCC.

Na Figura 1, que convencionalmente trata-se a ferrita que ocorre nos AI, especialmente nos aços austeníticos e duplex, como ferrita δ , logo na formação das fases α e

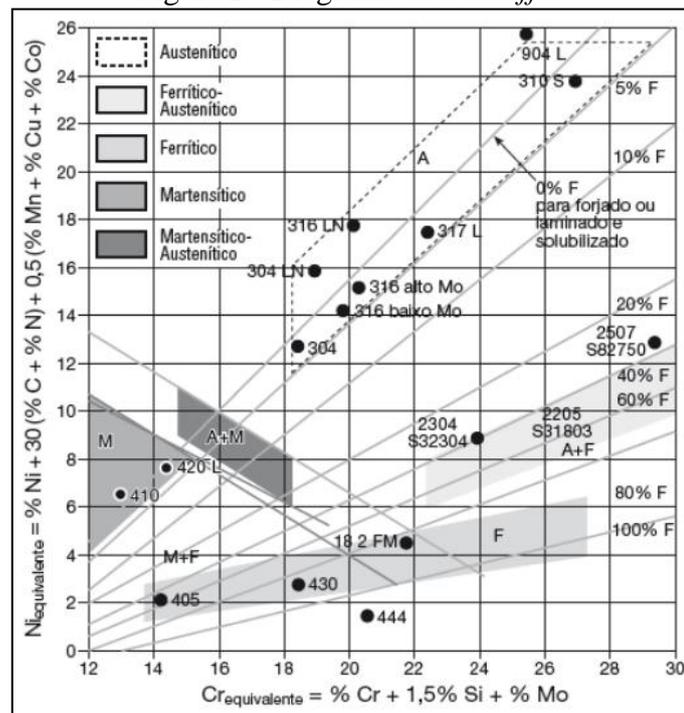
σ , que é lenta e para o processamento dos aços inoxidáveis há a necessidade de tentar evitar que tais fases se formem, pois elas afetam as propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

Na microestrutura é importante no desempenho dos aços inoxidáveis e depende diretamente da composição química e do tratamento térmico realizado, pois, a complexidade dos sistemas envolvidos tem que considerar os efeitos dos elementos Cr C e Ni, destacando que a estrutura CFC (cúbica de face centrada) é estabilizada a temperatura ambiente pela adição de Ni e outros estabilizadores como Mn, que são ótimos para utilização na criogenia em temperaturas abaixo de 0° e aplicações em temperatura altas, justamente por ser resistente ao amolecimento e a deformação a quente.

São empregadas essas representações do diagrama de *Schaeffler* Figura 2 onde os elementos estabilizadores da estrutura CCC são computados em um valor de cromo equivalente $Cr_{(e)} = \% Cr + 1,5 \% Si + \% Mo$ e os estabilizadores de CFC em um valor de níquel equivalente, $Ni_{(e)} = \% Ni + \% 30 (\% C + N + 0,5X (\% Mn + \% Cu + \% Co))$ embora tenha sido originalmente desenvolvido para prever o teor de ferrita CCC em metal depositado por solda, ele fornece uma visão útil das fases presentes em metais laminados e forjados, esse diagrama contém faixas de composição aproximadas de cada família de aços inoxidáveis.

O aço AISI 304 (*American Iron and Steel Institute*) especifica uma liga a base de ferro, cromo (16-30%) e níquel (8-35%) predominantemente austenítico geralmente não é magnética com teor de carbono inferior a 0.08%.

Figura 2: Diagrama de *Schaeffler*.



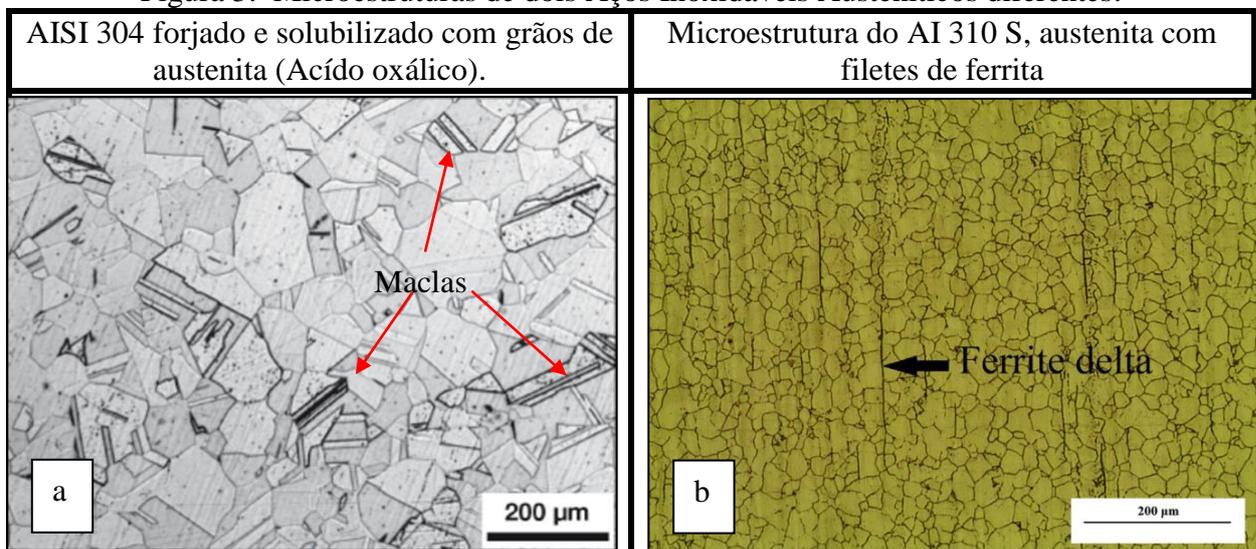
Fonte: Colpaert (2008).

Com o diagrama de *Schaeffler* podemos prever a microestrutura da ZF baseando-se na sua composição química e não necessariamente apenas para aos aços inoxidáveis austeníticos, podendo ser usado também para aços ferríticos e martensíticos, utilizando, os equivalentes de Cr e Ni calculando pela composição química da solda que é determinada pela leitura direta no diagrama do campo em o ponto (Cr-eq, Ni-eq) se localiza.

As composições dos metais de base e de adição, sejam elas diferentes, o ponto que representa a solda inserido no diagrama estará sobre o segmento de reta entre o metal base MB e o metal de adição MA. Essa posição irá variar com da diluição da solda, ficando mais próximo do metal de adição para soldas de pequena diluição. Como um exemplo, suponha-se que um aço inoxidável ferrítico ABNT430 (0,03%C, 0,9%Mn, 0,4%Si e 17,3%Cr) tenha sido soldado com um eletrodo AWS E309 (0,06%C, 0,7%Mn, 0,7%Si, 22,1%Cr e 12,5%Ni). Os valores dos equivalentes de Cr e Ni seriam: Metal base: $Cr_{eq} = 17,9$ e $Ni_{eq} = 1,4\%$,Metal de adição: $Cr_{eq} = 23,2$ e $Ni_{eq} = 14,7\%$. A figura mostra, no diagrama, os pontos deste exemplo correspondentes ao metal base,metal de adição e ao metal de solda para uma diluição de 30%. Neste caso, a solda teria cerca de 20% de ferrita δ em sua estrutura.

Conforme Figura 3 (a) que nesse aço a austenita não sofre decomposição significativa durante o resfriamento, após a conformação a quente, essa estrutura austenítica é obtida, é praticamente definitiva. O tratamento térmico mais comum nos forjados e laminados, é o tratamento de solubilização, dissolvendo carbonetos prejudiciais à resistência a corrosão. O tamanho e a forma dos grãos austeníticos não são afetados facilmente por tratamentos térmicos.

Figura 3: Microestruturas de dois Aços Inoxidáveis Austeníticos diferentes.



Colpaert (2008 e Mortezaie; Shamanian (2014).

Mortezaie; Shamanian (2014), reportam que microestrutura do aço AI forjado 310S austenítico pode ser visto na Figura 3 (b) que é constituída por grãos austeníticos finos e equiaxiais, devido ao tratamento térmico (TT) de recozimento seguido de têmpera em água, após o processo de laminação a quente, sem precipitação de fases secundárias na microestrutura é observado também alguns resíduos de ferrita δ é observada por causa temperatura elevada e aparece alinhada na direção de laminação, tal ferrita é resultado da segregação de elementos de liga (principalmente o cromo) durante TT, não sendo considerado prejudicial na maioria das aplicações. A presença de ferrita na microestrutura pode reduzir a resistência mecânica do aço inoxidável austenítico.

2.2 AÇOS DE BAIXO CARBONO

Conforme Callister (1991), os aços produzidos em maior quantidade são os de baixo teor de carbono, contendo menos que aproximadamente 0,25% de C e não respondem a tratamentos térmicos com objetivo de obter martensita para obter aumento de resistência, isso é conseguido através de trabalho a frio, As microestruturas consistem nos microconstituintes ferrita e perlita são como consequência, essas ligas são relativamente dúcteis e com pouca resistência mecânica, embora possuam uma ductilidade e uma tenacidade ótimas, possuindo geralmente limites de escoamento de 275 MPa, e de resistência à tração entre 415 e 550 MPa e ductilidade é aproximadamente de 25% de alongamento.

2.3 METALURGIA E PROCESSO DE SOLDAGEM

Para Lima et al. (2010), as soldas dissimilares, são muito difundidas em vários setores das indústrias química, petroquímica e nuclear além de muito importantes para unir tubulações, em AI austenítico, vasos de pressão, constituídos em aços de baixa liga. Tais usinas nucleares que geram energia elétrica através da reação nuclear de fissão como fonte de calor para produção.

Campos et al. (2009), reportam que as ligas à base de níquel com altos teores de Cr garantem alta resistência à corrosão, e é amplamente utilizada como metal de adição em soldas de metais dissimilares.

Wang *et al.* (2012), mencionam que os AI são uma ótima classe de materiais utilizados amplamente em uma variedade de indústrias e ambientes, especialmente devido às excelentes propriedades mecânicas e boa resistência a corrosão, principalmente os AI austeníticos, representam os maiores grupos geralmente produzidos em grandes escalas, maior do que

quaisquer outros grupos, que tem uma composição bem estruturada termomecanicamente e é processado com interesse em obter uma microestrutura de duas fases, exibindo proporções quase iguais de ferrita e austenita como é o caso dos aços duplex.

Rossi; Junior (2006), reportam que união entre MD é largamente utilizada nos setores de geração de energia, químico, petroquímico, nuclear, aeronáutico e aeroespacial e são adotadas com base em critérios técnicos e econômicos porque necessariamente um produto deve apresentar custo satisfatório para economia das empresas.

Arivazhagan *et al.* (2011), relatam que uniões entre aços similares e dissimilares, envolvendo os aços austeníticos são suscetíveis a presença de fases indesejadas e resultam numa série de mudanças metalúrgicas negativas como fase de ferrita δ , corrosão de contorno de grão e precipitação de fase sigma que ocorrem na interface da solda e a maneira de reduzir esse problema é utilizando velocidades de soldagem adequadas.

Prawoto (2011), afirmam que especificamente, a soldagem de aços inoxidáveis, aços ao carbono e aços baixa liga são largamente utilizadas nas indústrias de processo e construção. utilizando métodos de solda de fusão como (TIG) *Tungsten Inert Gás* e (MIG) *Metal Inert Gas*), e os profissionais geralmente escolhem o material de enchimento da solda de modo que o conjunto é considerado como sendo inoxidável, ao invés de aço carbono, pois, durante os enchimentos ligas são utilizadas para evitar a diluição dos elementos de liga na zona de fusão do aço inoxidável.

Ainda que os problemas principais em soldas de materiais dissimilares são a erosão acelerada, devido a corrosão do aço inoxidável, onde a perda em peso de um metal de corrosão durante a erosão é causada por dois fatores, meio corrosivo e erosão galvânica, sempre que dois tipos diferentes de metais estão em contato, existirá corrosão galvânica, pois o metal mais eletronegativo, atua como o ânodo e a área de contato está envolta por um meio aquoso assegurando a condução iônica.

Özdemir *et al.* (2007), reportam que as vezes muitos cuidados são necessários como, pré e pós soldagem, utilizando processos de tratamento térmico, pois, a microsegregação que ocorre nas zonas de fusão de solda de metais dissimilares leva ao enriquecimento em Fe, Cr e C, levando à deterioração das propriedades mecânicas e resistência a corrosão das juntas.

Mirim *at al.* (2011) apresentam uma comparação entre as propriedades mecânicas dos aços AISI 1010 AISI 1020 e AISI 304 demonstrando que são bem diferentes principalmente no que se refere da condutividade térmica, além das outras diferenças conforme, Tabela 1 e Tabela 2.

Dawes¹ (1992 apud Mirim (2011), conforme Tabela 1 apresenta a classe de AI austeníticos tem em média uma condutividade térmica (K) próxima de um terço da condutividade de AC e o coeficiente de expansão térmica (β) em questão e afirma que do AI é em média 50% maior que dos AC e de acordo com a tais uniões não se expandem igualmente devido a essas diferenças de propriedades e sofrem distorções.

Masabutchi² (1980 apud Mirim (2011), notam que nesse caso, altos valores de tensão residual são concentrados na zona termicamente afetada (ZTA), justificados pela expansão originados na mudança de fase durante o resfriamento, afirmando que a maior tensão residual ocorre na ZTA do AI.

Mirim et al. (2011), também afirmam que um dos problemas mais críticos encontrados na união de materiais diferentes é o aparecimento de tensões residuais, constatados principalmente porque esses materiais possuem coeficientes de expansão térmica e condutividades térmicas diferentes e obviamente composições químicas diferentes Tabela 2.

Tabela 1: Propriedades diversas dos materiais de base.

Propriedades	β	K	c	ΔL	σ_e	σ_r
Unidades	$10^{-6}/^{\circ}C$	W/m.K	J/(Kg.K)	%	MPa	MPa
AISI 304	17,2	16,2	500	40	235	617
AISI 1010	15	62,5	450	20	180	343
AISI 1020	-	-	-	25	210	380
AISI 1025	12	51,9	486	-	-	-

Fonte: Adaptada de Callister (1991 e Mirim (2011 e Mittal (2013)

Para Mondenesi³ (2009 apud Veloso 2012), os AC são geralmente aplicados as industriais onde necessitam de grande resistência mecânica e resistência a corrosão através do AI, entretanto para a construção dessas estruturas muitas vezes se faz necessário unir esses metais, porém, com o processo de soldagem pode ocorrer a precipitação de fases indesejáveis, como precipitações de carbonetos, e uma granulação grosseira na zona termicamente afetada (ZTA), que causam prejuízo das propriedades mecânicas além de redução da resistência a corrosão para AI.

¹ DAWES, C. , 1992. Laser Welding. Mac Graw- hill, Inc, New York.

² MASABUTCHI, K., 1980 Analisis of Welded structures, Pragmon Press Ltda.

³ MONDENESI, P. J; BRACARENSE, A. Q. Soldagem Fundamentos e Tecnologia. 3. Ed. Belo Horizonte, MG, Ed. UFMG, 2009, cap. 1 e 12 p.19 – 21; 181 – 203.

Tabela 2: Composições químicas dos materiais de base.

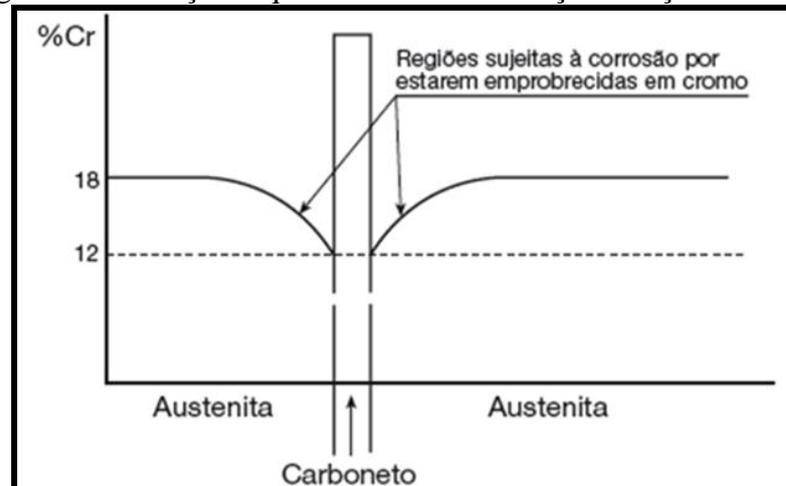
Composições químicas	C %	Fe %	Si %	Mn %	P %	S %	Ni %	Cr %
AISI 304	0,08	Bal.	1	2	0,045	-	8-10,5	18-20
AISI 1010	0,08-0,13	Bal.	-	0,3-0,6	0,05	0,05	-	-
AISI 1020	0,18-0,23	Bal.	≤0,20	0,3-0,6	≤0,03	≤0,005	-	-

Fonte: Adaptada de Mirim (2011 e Mittal (2008).

Lee e Fontana⁴ (1998 apud Mithilesh et al., 2014), explicam que a presença de ferrita delta na soldagem a gás de AI também pode evitar trincas de solidificação do metal de solda e a estrutura dendrítica fina de solda neste aço aumenta a tenacidade à fratura e ductilidade.

Castolin (2006), em seu catálogo afirma que o AI austenítico tem um alto coeficiente de dilatação térmica da ordem de 50% maior que os AC necessitando de muito cuidado para evitar e diminuir tais distorções e tensões nas juntas soldadas, algumas destas ligas são susceptíveis a formação da “fase sigma”, quando expostos a certas faixas de temperatura durante um determinado tempo, o que pode causar trincas e corrosão sob certas condições e também causar precipitação de carbonetos de Cr (sensitização) em algumas ligas, o que causa fragilização e decréscimo da resistência à corrosão Figura 4.

Figura 4: Ilustração esquemática da sensitização do aço inoxidável.



Fonte: Colpaert (2008).

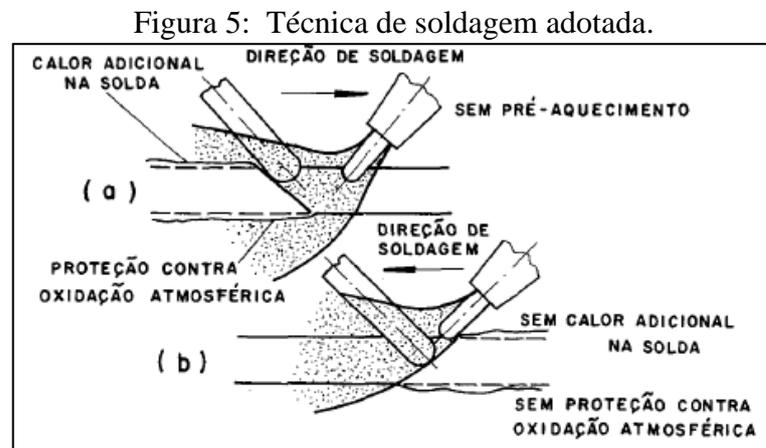
Magalhães (2004), reporta que a fase sigma, proporciona grande endurecimento no material, e compromete as propriedades e a resistência a corrosão, impedindo a utilização de aços inoxidáveis dúplex.

⁴ LEE, Z., FONTANA, G., 1998. Autogeneous laser welding of stainless steel to free-cutting steel for the manufacture of hydraulic valves. J. Mater. Process. Technol. 74, p.174

Veloso (2012), afirma que a microestrutura de um AC após a soldagem sofre alterações que podem ser corrigidas por um tratamento térmico de normalização, mas, para aços com baixo teor de carbono, as propriedades mecânicas não são reduzidas após o tratamento térmico tornando desnecessário um tratamento térmico posterior em uma junta soldada, não havendo alterações significativas em sua microestrutura e também nas propriedades mecânicas do AI AISI 304.

Campos et al. (2009), em seu trabalho relatam a adição de liga de níquel inconel 625 e na ZTA, do AISI 304, surgiram precipitações de carbonetos de Cr nos contornos de grão, e liquação nos contornos de grão, próximo à Linha de Fusão (LF), devido à formação de constituintes eutéticos de baixo ponto de fusão, o que pode causar formação de trincas e o tratamento térmico de pós-soldagem (PWHT) *Post Weld Heat Treatment* causa um aumento de precipitados de carbonetos de Cr nos contornos de grão do metal base AISI 304.

Wainer et al. (1992), ressaltam que um ponto a ser detalhado é a técnica de soldagem utilizada. “à direita”, ou *backhand*, em que o eletrodo segue após a tocha, portanto o cordão de solda se resfria mais lentamente, já que o arco continua aquecendo o cordão já executado por alguns instantes conforme item Figura 5 “a”.



Fonte: Wainer et al. (1992).

Andrade et al. (2015), reportam que para solda laser a velocidade de resfriamento alta favorece a formação de uma microestrutura fina, melhorando as propriedades mecânicas. Por outro lado, a elevada taxa de resfriamento pode originar a presença de martensita, prejudicando algumas propriedades mecânicas do cordão e este procedimento requer tolerâncias rígidas na preparação da junta, podendo ser usado material de adição em forma de pó, arame ou perfil específico.

Segundo Moharana et al. (2015), a microdureza é um indicador indireto de propriedades de tração de materiais e as suas medições são realizadas através da solda em três posições diferentes para revelar detalhes sobre a resistência à tração e a tendência das durezas. À medida que as características de aquecimento e arrefecimento são diferentes em várias posições das amostras, de modo que a microestrutura influenciaria os valores de resistência em zonas diferentes.

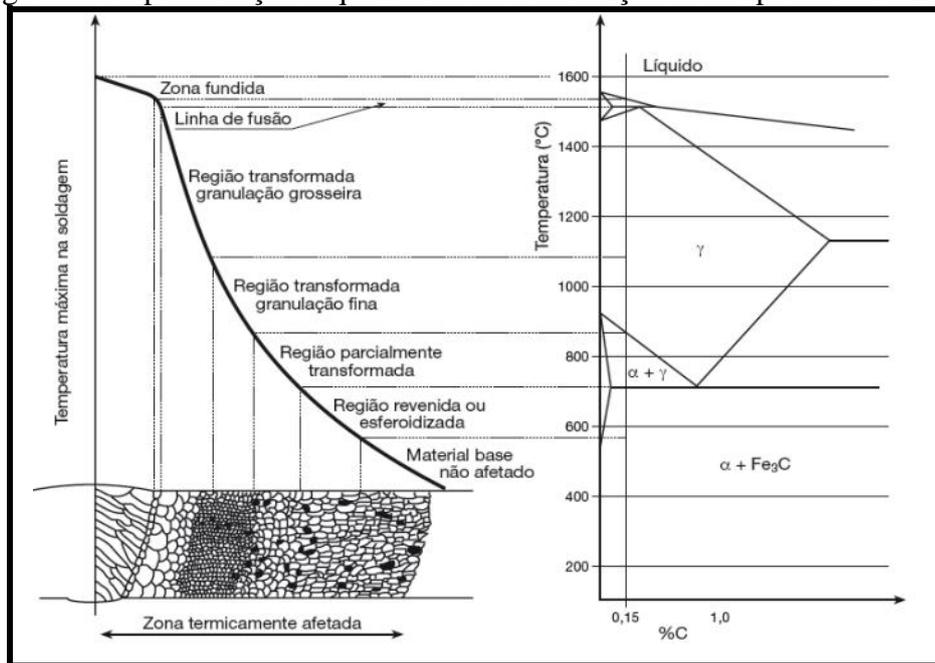
Rodrigues (2010 apud. Colpaert 2008), comentam através da Figura 6 representando esquematicamente por a distribuição das microestruturas obtidas de acordo com a temperatura atingida durante o processo de soldagem e resfriamento rápido, que é obtido durante o processo. Comparando as microestruturas obtidas entre um tratamento térmico convencional obtido durante um resfriamento lento com base no diagrama Fe-C, são geradas estruturas bem diferentes como pode observar.

Houve um aumento de dureza na ZF partindo do MB, gerado por meio de difusão do Cr, Fe e C obtendo martensita de ripa, apresentado na Figura 6 um desenho representando uma junta soldada com todas as zonas identificadas para possível identificação das fases nas microestruturas que foram fotografadas durante o processo de análise dos CDPs após o processo de soldagem.

Campos et al. (2009), reportam que nas proximidades da zona de fusão (ZF), ocorre diluição do metal base (MB) com o metal de adição (MA), caracterizando uma composição intermediária, com propriedades diferentes. Em uma camada bem fina que é a zona de ligação, junto à ZF, região não misturada, onde o MB funde e solidifica muito rapidamente, não misturando com o metal de adição (MA), gerando uma região com composição semelhante ao (MB).

Tal região parcialmente fundida se expande a um ou dois grãos dentro da zona termicamente afetada (ZTA), e é caracterizada pela liquação do contorno de grão, que pode gerar em trincas à quente durante o processo de soldagem ou (PWHT) tratamento térmico pós-soldagem.

Figura 6: Representação esquemática de distribuição de temperatura na ZTA.



Fonte : Colpaert (2008).

De acordo com Costa et al. (2009); Song et al. (2016) a difração de raios x se apresenta como uma poderosa ferramenta na caracterização de materiais em geral, tanto para materiais poliméricos como cerâmicos e também os materiais metálicos, que são o objeto deste estudo.

As várias fases presentes nos aços já foram todas estudadas pela difração de raios x e aquelas de interesse nesse trabalho são ferrita, austenita, martensita e a deletéria fase sigma Fe-Cr.

A martensita apresenta um pico característico em $2\theta = 65,15^\circ$, como demonstrado no estudo realizado por Garg, A. ; McNelley (1986), que trabalharam com aço 52100. Já a ferrita apresenta picos em $2\theta = 45^\circ$, $2\theta \sim 65,1^\circ$, $2\theta = 82,9^\circ$ e a austenita apresenta picos em $2\theta = 50,08^\circ$, $2\theta = 74,9^\circ$, $2\theta = 90,03^\circ$.

A fase sigma, de composição Fe-Cr tem seus picos sobrepostos aos picos da ferrita [3], o que dificulta indicar sua presença com base apenas nos resultados de difração de raios x.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 MATERIAIS UTILIZADOS

Para realização deste trabalho foram utilizadas chapas de AI AISI 304 e AC SAE 1020, ambas com espessura de 3 mm. De acordo com o manual da ESAB (*Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget*), fabricante de eletrodos e equipamentos para soldagem, a união das juntas foi executada utilizando os metais de adição (MA) que apresentassem as respectivas composições químicas, propriedades mecânicas que podem ser vistas na Tabela 3 e Tabela 4.

Tabela 3: Composição química dos Metais de Adição.

Composição química (%)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
AWS ER 309 L	< 0,03	0,5	1,8	24	13	< 0,3	< 0,3
AWS ER70S 3	0,1	0,6	1,1	-	-	-	-

Fonte: Adaptada da ESAB(Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget) (2016)

Tabela 4: Especificações dos Metais de Adição.

Especificação Conforme AWS	Aplicações e características	ΔI %	σ_{esc} (MPa)	σ_{rup} (MPa)
ER 309 L $\phi 3,2$ mm	Indicado para soldagem de AI para soldagem de aços dissimilares, boa resistência a corrosão, que nesse caso apresenta-se como de importância secundária.	40	515	590
ER70S 3 $\phi 3,2$ mm	Vareta solida cobreada, para soldagem de aços não ligados, utilizada na fabricação de vasos de pressão, no segmento naval e construção em geral.	26	430	420

Fonte: ESAB(Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget) (2016).

3.2 PROCESSO DE SOLDAGEM UTILIZADO

A soldagem das juntas, foi executada através do processo (GTAW) *Gas-Shielded Tungsten Arc Welding*, também conhecido como (TIG) *Tungsten Inert Gas*, e os parâmetros utilizados durante a soldagem, ideal para os dois tipos de MA utilizados, dentro das variações possíveis para cada caso, são apresentados na Tabela 5.

Tabela 5: Parâmetros e Ajustes de Soldagem.

Item nº	Parâmetros do processo	Ajustes do equipamento
1	Corrente	80 a 120 (A)
2	Tensão	10 a 12 (V)
3	Velocidade de soldagem	25 a 30 cm/min.
4	Pré-Aquecimento	Não
5	Trat. Pós-aquecimento	Não
6	Usinagem de chanfro	Não
7	Diâmetro da Vareta	1 / 8 pol.
8	Vazão do Argônio	3 a 4 L/min.

Fonte: Adaptado de Wainer et al. (1992).

3.3 PREPARAÇÃO DOS CONJUNTOS PARA SOLDAGEM

Conforme ilustrado na Figura 7 primeiramente foram seccionadas 04 peças, sendo duas de (AI) AISI 304 e duas de (AC) SAE 1020, nas dimensões 3 mm x 80 mm x 600 mm, na direção transversal, oposta a direção laminação.

Foi executada limpeza nas peças por meio de uma escova de aço rotativa, para retirada da camada de oxidação, qualquer tipo de partícula, fuligem ou graxa, que pudesse influenciar no processo, preparando as superfícies e as bordas para soldagem.

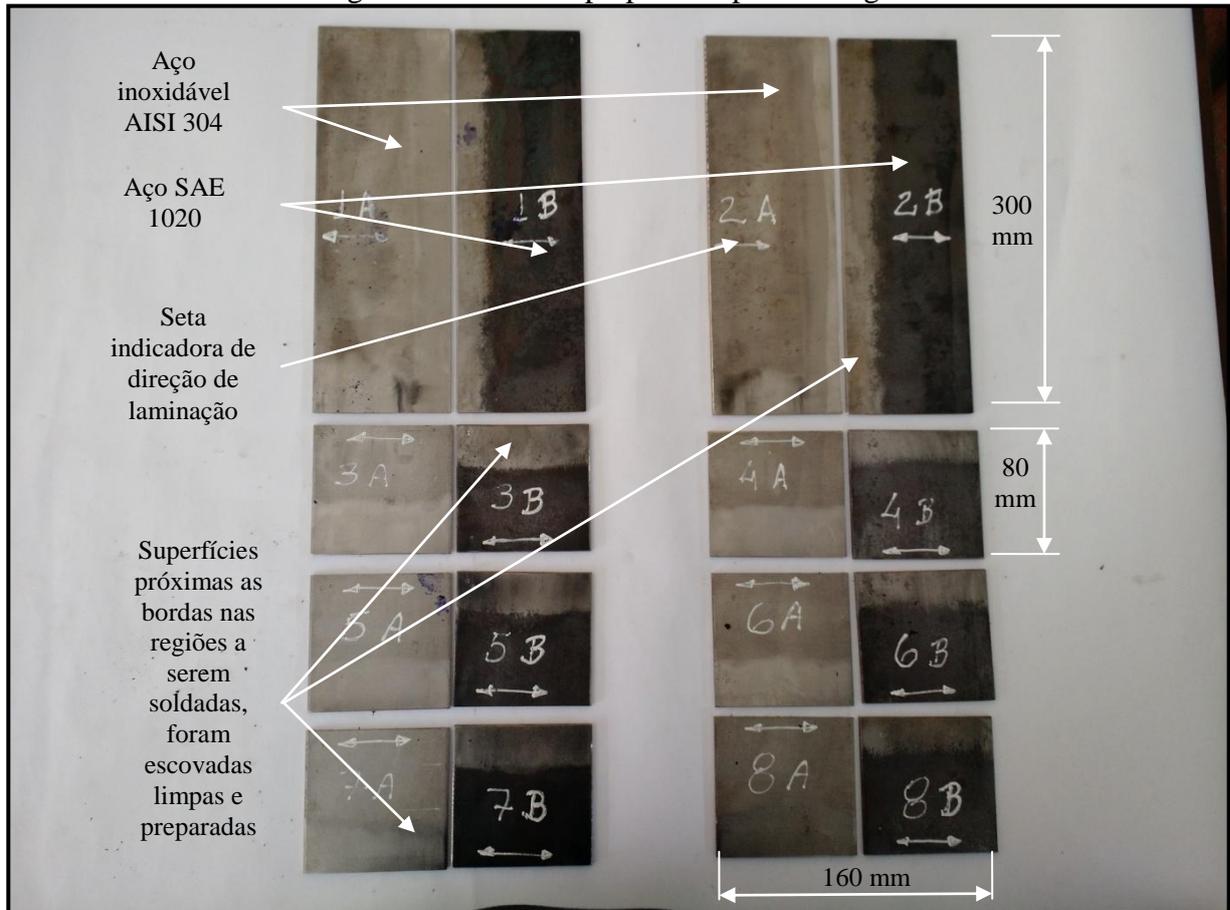
Posteriormente, as amostras foram devidamente posicionadas para soldagem orientadas conforme as direções longitudinal e transversal de laminação, possibilitando a análise de comportamento mecânico, inerente a anisotropia do material e a microestrutura obtida após a soldagem.

Os corpos de prova foram preparados para soldagem adotando a letra “A”, para o aço AISI 304, e com letra “B” para aço SAE 1020, conforme marcação em branco, executada nas peças.

As chapas foram colocadas com espaçamento de 1 mm entre elas, procedimento que visa garantir penetração total durante a deposição do MA em apenas um único passe.

Todas as amostras foram soldadas na Faculdade de Tecnologia de Pindamonhangaba em equipamentos da marca *Miller*, modelo *Dynasty 280 208-575 V*, observando os procedimentos de segurança e utilizando a EPI (Equipamento de proteção individual) adequada, para execução do processo, conforme Figura 8.

Figura 7: Amostras preparadas para soldagem.



Fonte: Autoria própria.

Figura 8: Soldagem com equipamento TIG marca Miller, modelo, Dynasty 280 208-575 V.

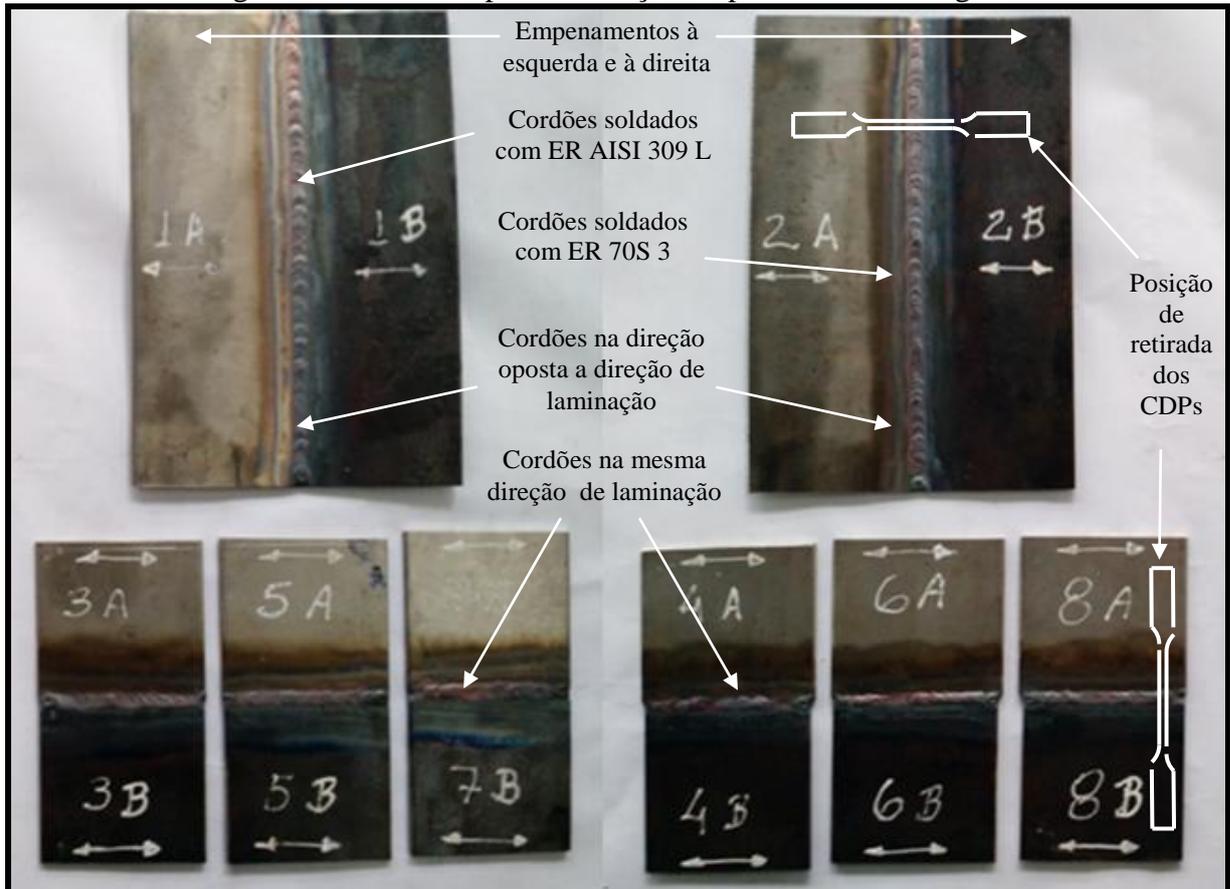


Fonte: Autoria própria.

3.4 CONJUNTOS SOLDADOS PARA RETIRADA DOS CDPs E AMOSTRAS

Conforme ilustrado na Figura 9, os conjuntos identificados com números ímpares foram soldados com vareta de aço inoxidável AWS ER 309L e os conjuntos identificados com números pares foram soldados utilizando aço de baixo carbono AWS ER 70S3.

Figura 9: Amostras após a execução do processo de soldagem.



Fonte: Autoria própria.

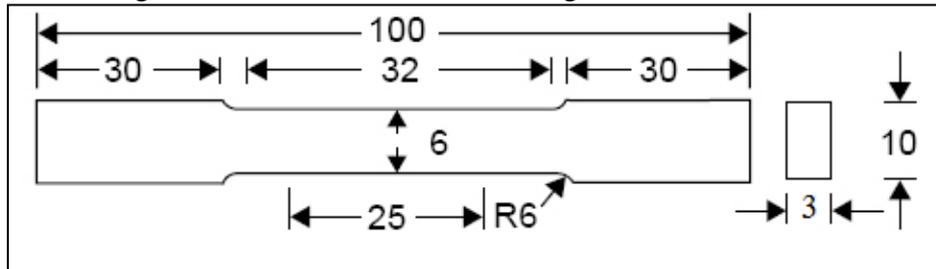
Não foi tomada a devida precaução antes da soldagem, pois as chapas com espessuras inferiores a 6 milímetros também sofrem distorções devido ao coeficiente de expansão térmica e condutividade térmica diferentes, havendo necessidade do travamento das mesmas antes da soldagem, para que pudéssemos observar se haveria diferenças relevantes para os resultados lembrando que não é o foco principal do trabalho.

Podemos considerar o volume e comprimento das amostras 1 e 2 (A e B) serem maiores que as outras e a exposição por mais tempo ao calor, favorecerem esse empenamento, embora não seja o foco principal do trabalho, serve de observação para análises futuras.

3.5 CORPOS DE PROVA PARA ENSAIO DE TRAÇÃO

Foram confeccionados conforme a ASTM (*American Society for Testing and Materials*) E8/E8M-9 os corpos de prova de tamanho reduzido (*Subsize specimen*) para ensaios de tração, que pode ser visto na Figura 10, usinados nas dimensões apresentadas.

Figura 10: Dimensões dos CDPs segundo a norma ASTM.



Fonte: ASTM (American Society for Testing and Materials) (2010) E8/E8M-9).

Os conjuntos soldados foram cortados com equipamento de eletroerosão a fio de acordo com Figura 11, da marca *Agie Charmilles* FW3U pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP.

Em seguida aos CDPs foram cortados, os devidamente feitos os acabamentos finais com lima murça e lixa de granulação 320 e posteriormente pintados com tinta para traçar, utilizando um altímetro digital da marca *Digimess* com precisão de 0,01 mm, determinando o comprimento útil de 25 mm para análise do alongamento final obtido através do ensaio de tração.

Figura 11: Máquina de corte a eletroerosão a fio *Agie Charmilles*, FW 3U.



Fonte: Autoria própria.

Conforme Figura 12, “a” os CDPs foram identificados com tipos metálicos no exemplo com o número 32, marcados de forma sequencial, mais seis amostras “b” para

embutimento retiradas dentre dois CDPs consecutivos, durante o processo de corte, de cada lote de três CDPS, especificamente conforme metal de adição utilizado e direção de laminação.

Figura 12: CDP Soldado e amostra para análise da microestrutura.

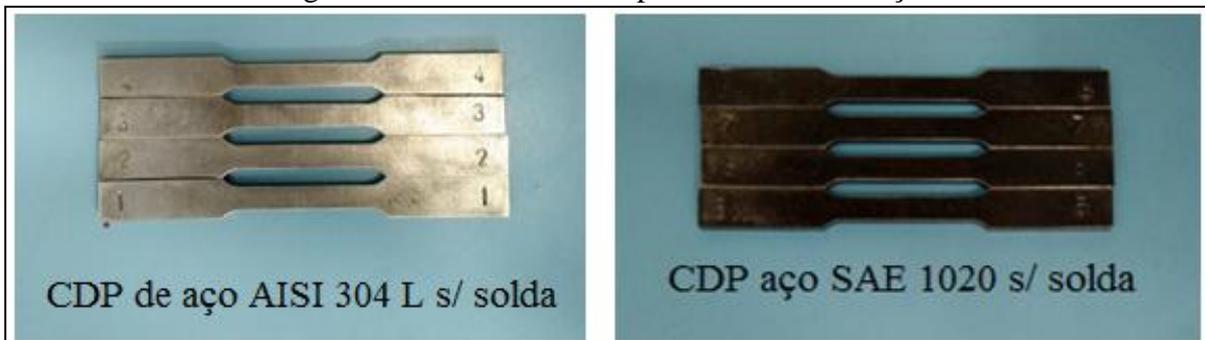


Fonte: Autoria própria.

Os lotes de 3 CDPs de um total de 12, sendo 6 utilizando AC como MA, e 6 utilizando AI, onde cada lote de 6 CDPs, foram soldados 3 na direção longitudinal e 3 na direção transversal de laminação.

Foram também preparados 4 CDPs em AI e 4 em AC conforme Figura 13 que não foram soldados, para ensaio de tração, onde utilizamos apenas três para comparação e análise das propriedades mecânicas com os CDPs soldados reservando outro para estudos posteriores.

Figura 13: CDPs sem solda para Ensaio de Tração.



Fonte: Autoria própria.

3.6 ENSAIO DE TRAÇÃO

Os CDPs foram ensaiados na máquina da marca *Shimadzu* modelo *AG-X* com capacidade para 50KN e velocidade conforme norma ASTM E8/EM-9, de acordo com Figura 14 e comparados com os resultados dos 3 CDPs de AI sem solda (ISS) e 3 CDPs de AC sem solda (CSS) retirados das amostras antes da soldagem.

Figura 14: Equipamento para ensaio de tração *Shimadzu* AG-X 50 KN.

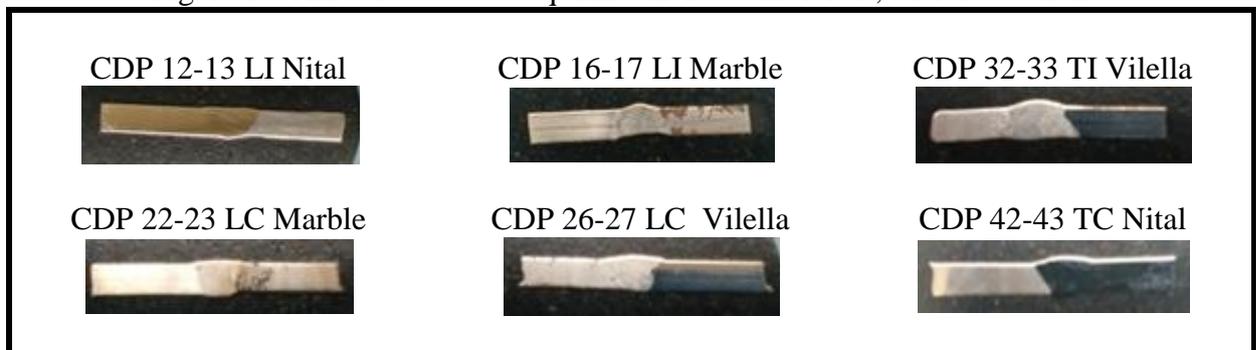


Fonte: Autoria própria.

3.7 PREPARAÇÃO DAS AMOSTRAS PARA METALOGRAFIA

Na Figura 15 estão identificadas 6 amostras conforme Figura 12 “b” retiradas dentre dois CDPs consecutivos conforme foi dito anteriormente e de acordo com numeração específica que pode ser vista na Tabela 6 que determina dentre quais CDPs foram retiradas cada amostra.

Figura 15: Amostras atacadas quimicamente com Nital , Marble e Vilella.



Fonte: Autoria própria.

As amostras para análise metalográfica foram compactadas com baquelite em pó a temperatura de 180 °C, no equipamento de embutimento marca Arotec, modelo Pre 30Mi conforme Figura 16, considerando o sentido da solda em função da direção de laminação e o metal de adição utilizado no processo, como podem ser visto na Tabela 6.

Tabela 6: Descrição das amostras para ataque metalográfico.

Nº	Qt	Sigla	Descrição da direção da solda em relação a direção de laminação e especificação do metal de adição utilizado	Identificação das amostras	Ataque químico
1	1	LI	Longitudinal Inoxidável AWS ER 304 L	(12-13)	Nital
2	1	LI	Longitudinal Inoxidável AWS ER 304 L	(16-17)	Marble
3	1	TI	Transversal Inoxidável AWS ER 304 L	(32-33)	Vilella
4	1	LC	Longitudinal Carbono AWS ER 70S 3	(22-23)	Marble
5	1	LC	Longitudinal Carbono AWS ER 70S 3	(26-27)	Vilella
6	1	TC	Transversal Carbono AWS ER 70S 3	(42-43)	Nital

Fonte: Autoria própria.

Figura 16: Equipamento para embutimento de amostras para análise metalográfica.



Fonte: Autoria própria.

As amostras foram cortadas aproximadamente 5 mm de cada lado das pontas, com um arco de serra manual, para evitar aquecimento e para que coubessem na câmara do equipamento para embutimento.

As amostras foram, lixadas com lixas granulação 320, 400, 600, 1000, 1200, 1500 e 2000 na politriz CM22 e polidas na politriz marca *ALLIED High Teck Products Inc* conforme Figura 17 com suspensão de alumina 1µm e posteriormente 0,3µm nos equipamentos da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá-UNESP no Departamento de Materiais e Tecnologia.

Figura 17: Politriz para lixamento e polimento das amostras metalográficas.



Fonte: Autoria própria.

3.8 ATAQUE E ANÁLISE METALOGRÁFICA

De acordo com a Tabela 7 os ataques químicos utilizando reagentes pré-determinados, foram preparados no laboratório de química por técnicos especializados da FEG-UNESP e depois analisados ao microscópio ótico eletrônico, marca *Nikon* e modelo *Epiphot 200* com computador acoplado, conforme Figura 18 pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia.

O reagente Nital foi utilizado para atacar e revelar a microestrutura do metal de base aço carbono AC.

Em seguida as amostras foram polidas e atacadas novamente com o reagente Marble para revelar a microestrutura do metal de base aço inoxidável AI.

Novamente as amostras foram polidas e atacadas com reagente Vilella para revelar a microestrutura do cordão de solda ou seja, a zona fundida ZF.

Em cada caso específico, foi levado em consideração os diferentes metais de base, a direção de laminação e o metal de adição utilizado, conforme apresentado anteriormente na Tabela 6.

Figura 18: Microscópio ótico *Nikon* para análise metalográfica de amostras.



Fonte: Autoria própria.

Tabela 7: Reagentes metalográficos para ataque das amostras.

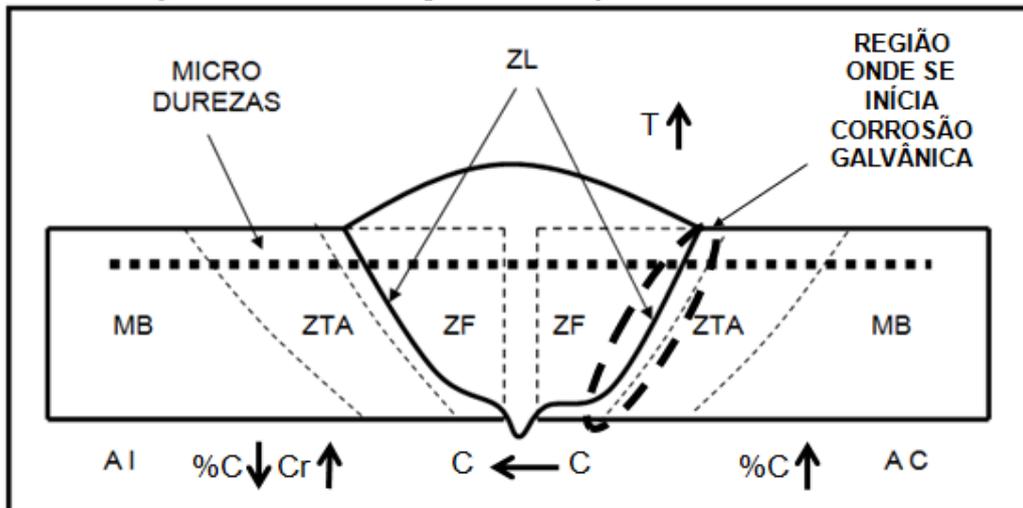
Reagente	Composição	Método de Aplicação	Objetivos	Materiais Indicados
Nital (3%)	2ml HNO ₃ + 98ml Álcool Etílico	Imersão	Revelar microestrutura do AC	AC em Geral
Marble	4g CuSO ₄ + 20ml HCl + 20ml H ₂ O	Imersão ou Esfregar	Revelar a microestrutura do AI	AI Austeníticos
Vilella	5ml HCl + 2gr Ácido Pírico + 100ml Álcool Etílico	Imersão ou Esfregar	Revelar a microestrutura do cordão de solda (ZF)	AI e Aços Ferramenta

Fonte : Adaptado de Colpaert (2008 e Gracioso (2003 e Laboratório Metalografia Testmat (2016)

3.9 ENSAIO DE MICRODUREZA

Através do equipamento de microdureza *Vickers* da marca *Wilson Instruments* modelo 401 MVD apresentado na Figura 20 as medições com carga de 500 g e tempo de 10 s conforme norma ASTM, iniciaram-se no MB de AC passando pela ZTA e em direção ao ZF e continuando até o MB de AI, percorrendo aproximadamente 30 mm de comprimento conforme indicado na Figura 19.

Figura 19: Desenho esquemático de junta dissimilar soldada.



Fonte: Autoria própria.

Figura 20: Equipamento de ensaio de Microdureza *Vickers*



Fonte: Autoria própria.

3.10 ENSAIO DE DIFRAÇÃO DE RAIOS X (DRX)

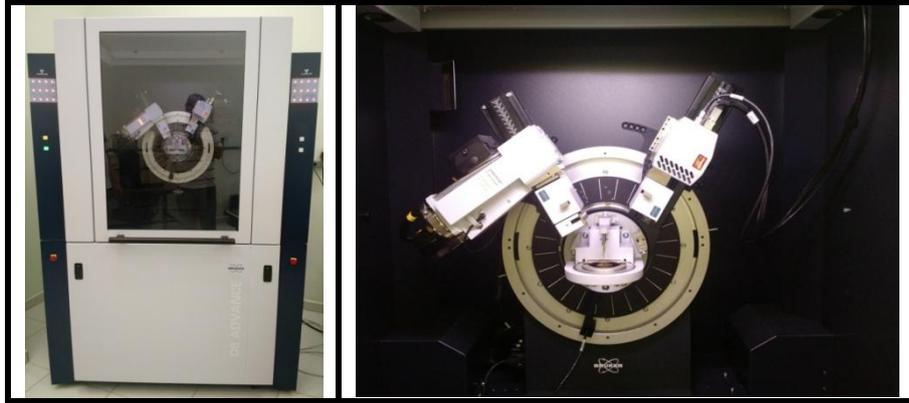
Foram submetidas duas amostras, soldadas com AI ER304 L e outra com AC ER 70S3, O equipamento da marca *Bruker*, Modelo D8 *Advance* conforme Figura 21 pertencente ao Departamento de Materiais e Tecnologia da FEG-UNESP com os parâmetros adotados e que podem ser vistos na Tabela 8.

Tabela 8: Parâmetros utilizados no ensaio de Difração de raios X (DRX)

Item nº	Parâmetros do ensaio	Ajustes do equipamento
1	Intervalos	20° a 90 graus
2	Tempo de contagem	0,5 segundos
3	Contagem	a cada 0,1°
4	Corrente	25mA
5	Tensão	40 KV
6	Tubo	Cobre

Fonte: Aatoria própria.

Figura 21: Equipamento para ensaio de Difração de raios x (DRX).



Fonte: Aatoria própria.

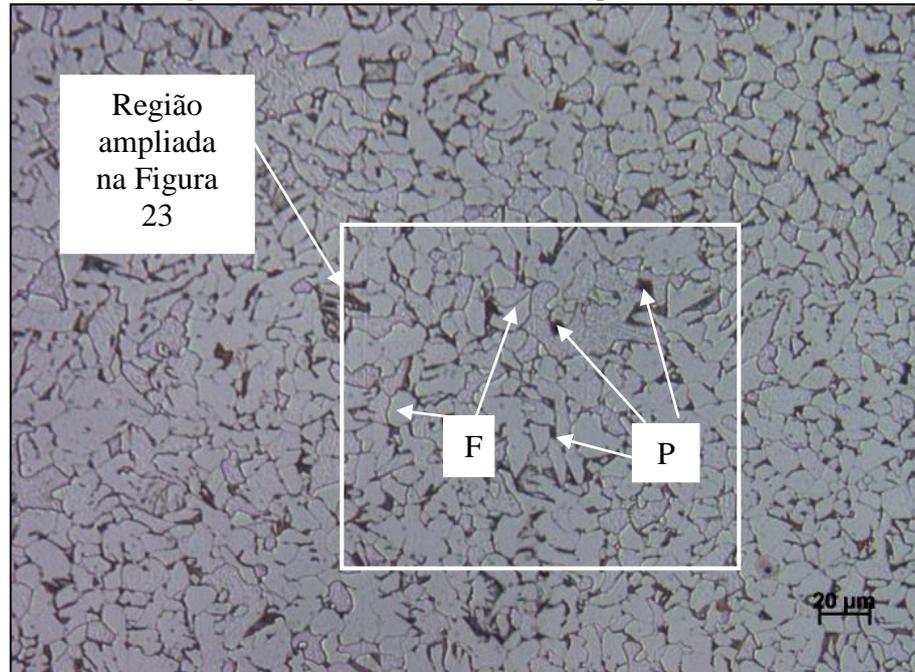
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Na Figura 22 e na Figura 23 foram identificados grãos a Ferrita (F) e Perlita (P) com padrões muito semelhantes aos encontrados em pesquisas atualmente muito consolidadas.

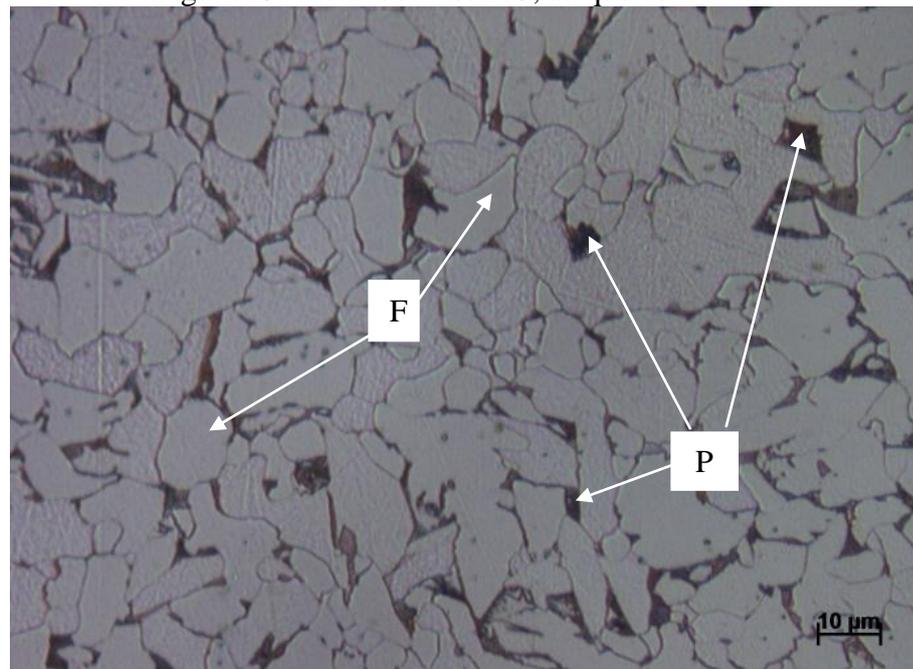
4.1.1 Amostra (12-13) solda longitudinal com metal de adição, AI ER 309 L

Figura 22: Metal de Base AC, ataque com Nital.



Fonte: Autoria própria.

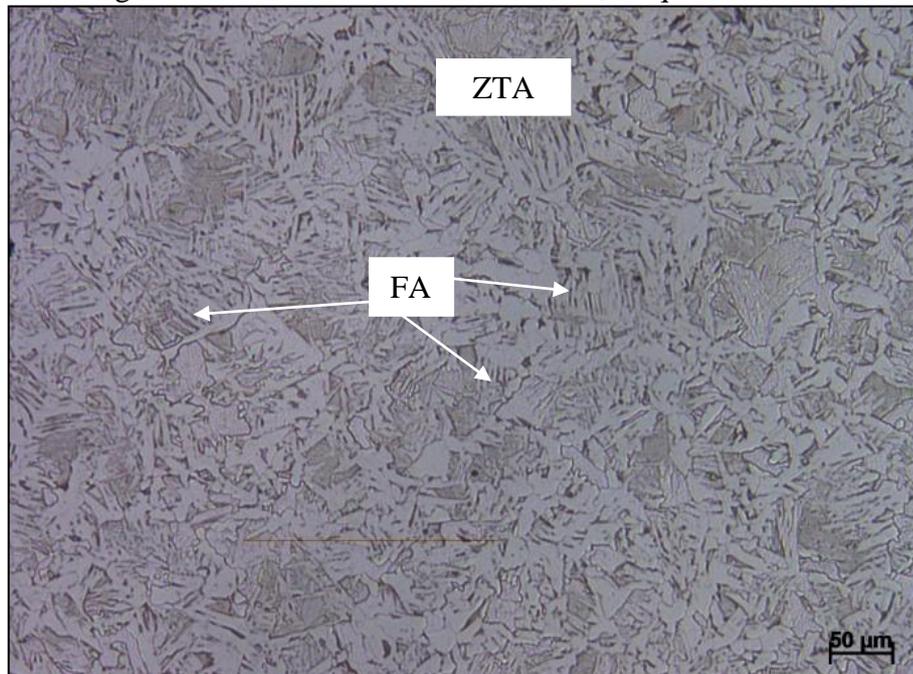
Figura 23: Metal de Base AC, ataque com Nital.



Fonte: Autoria própria.

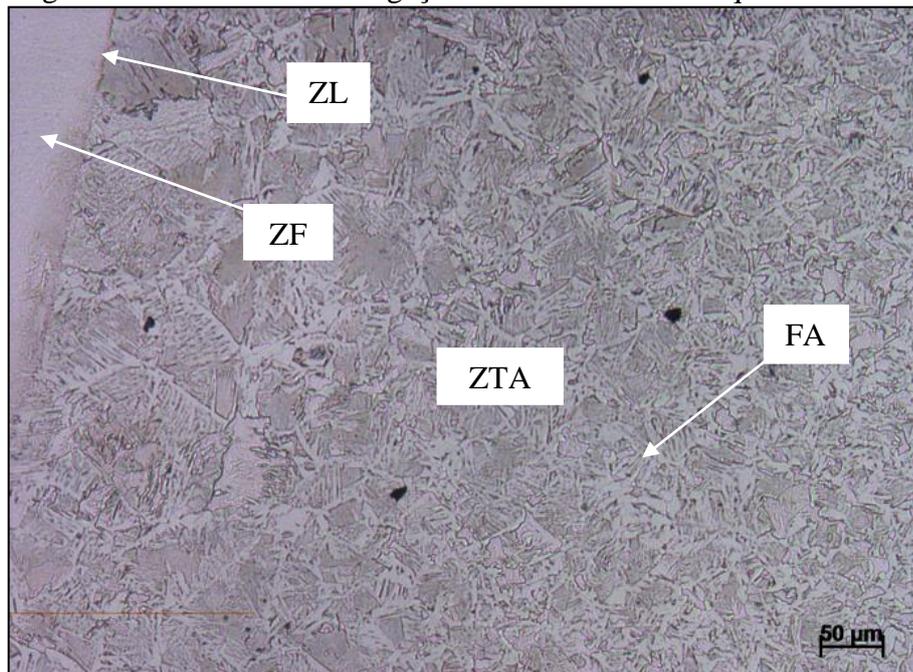
Foi possível identificar a ZTA Figura 24 e Figura 25 e percebemos a semelhança de microestrutura da ferrita acicular (FA) e também não conseguimos atacar a zona fundida ZF com Nital, impossibilitando a revelação da microestrutura do metal de adição do Al, necessitando de um ataque mais eficaz com um ácido mais forte como Marble, como na amostra seguinte (16-17).

Figura 24: Zona Termicamente Afetada, ataque com Nital.



Fonte: Autoria própria.

Figura 25: ZTA - Zona de Ligação e Zona Fundida. ataque com Nital.

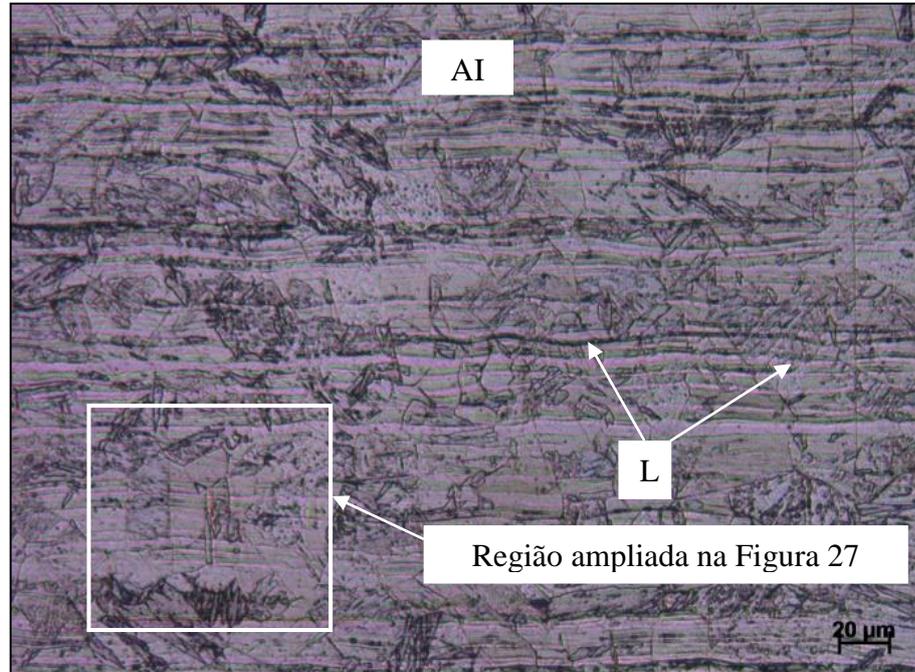


Fonte: Autoria própria.

4.1.2 Amostra (16-17) solda longitudinal com metal de adição AI ER 309 L

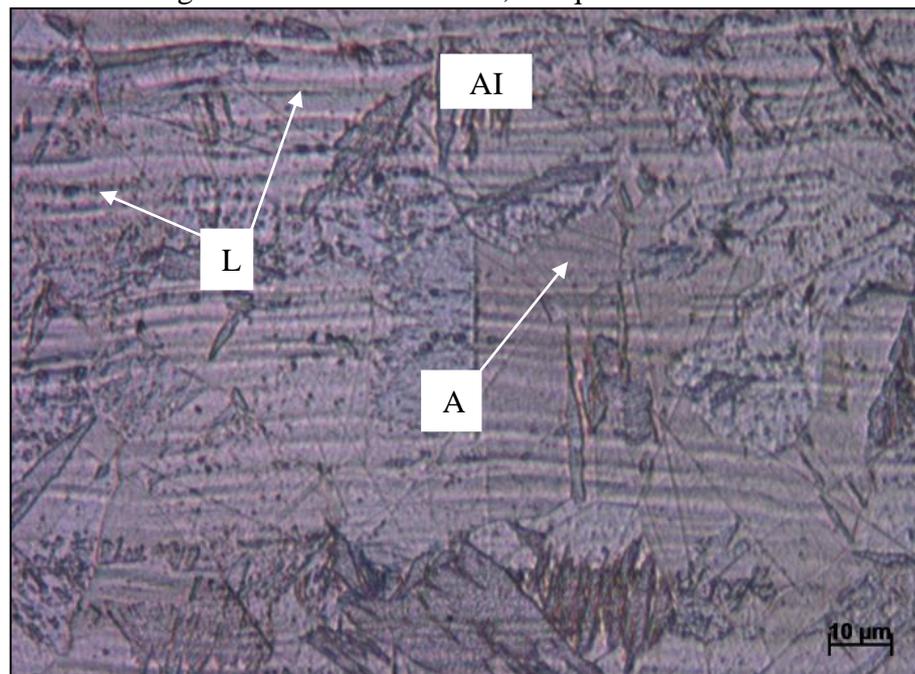
Nas Figura 26 e Figura 27, observando as imagens, foi detectada uma forte orientação da direção de laminação e existência de austenita.

Figura 26: Metal de Base AI, ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

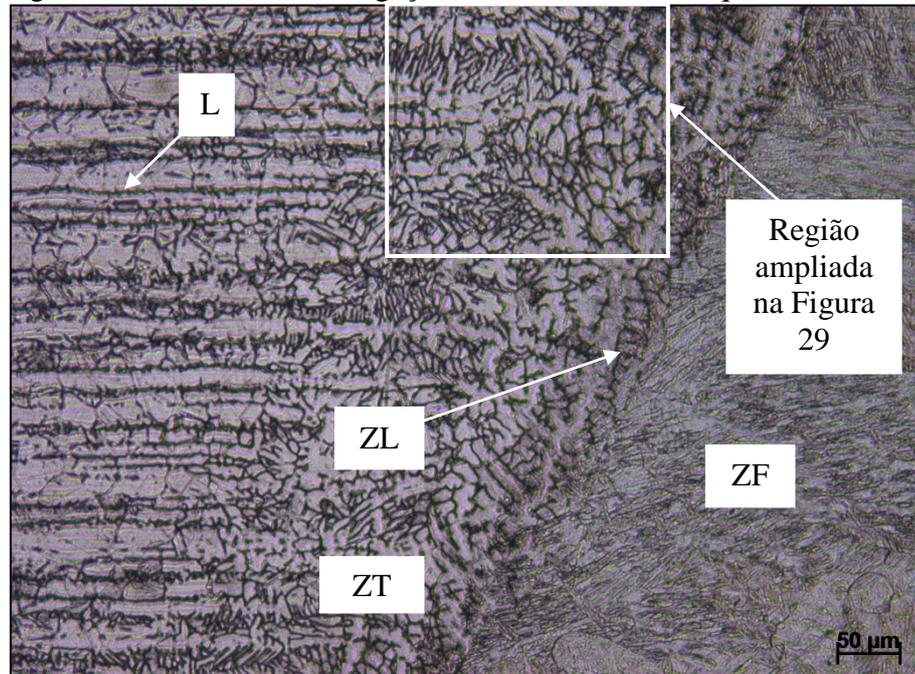
Figura 27: Metal de base A,I ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

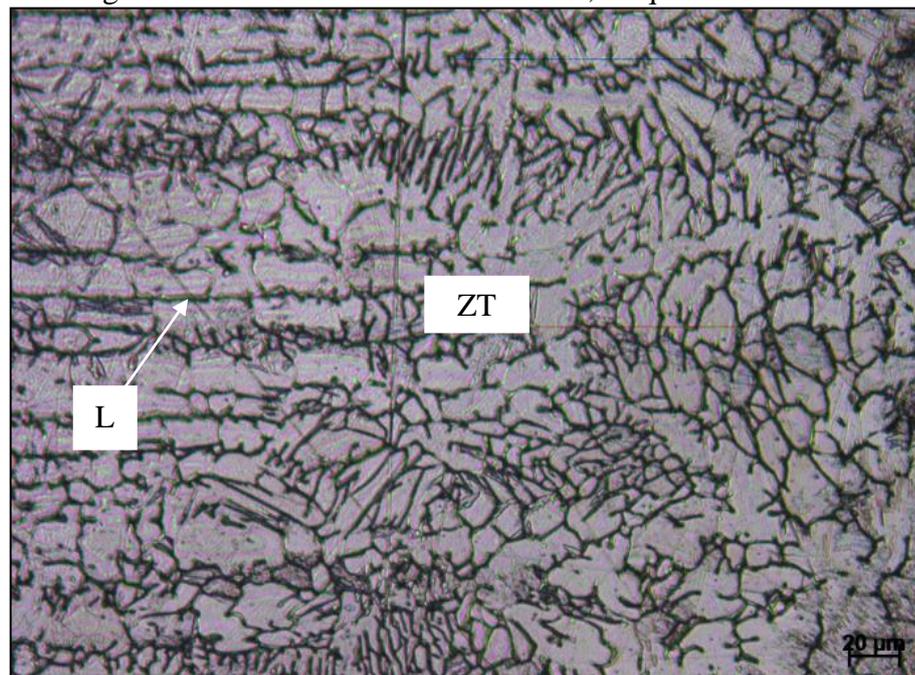
Na Figura 28 e na Figura 29 as zonas ZTA, ZL e ZF apresentaram-se muito bem definidas e aumento nos tamanhos de grãos na ZTA e mudança nos padrões do efeito da laminação (L).

Figura 28: ZTA - Zona de Ligação e Zona Fundida, ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

Figura 29: Zona Termicamente Afetada, ataque com Marble.

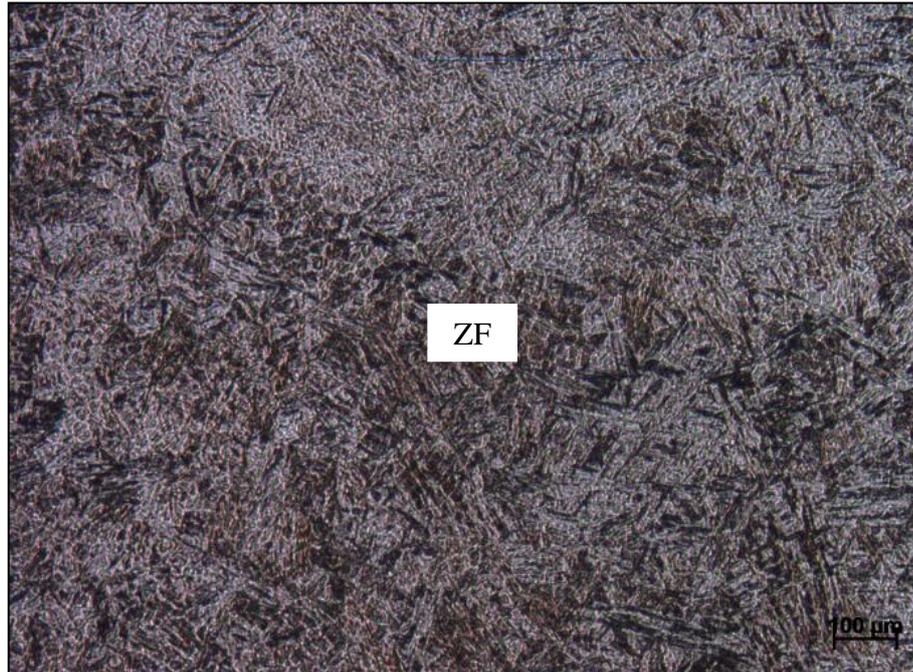


Fonte: Autoria própria.

4.1.3 Amostra (32-33) solda transversal com metal de adição AI ER 309 L

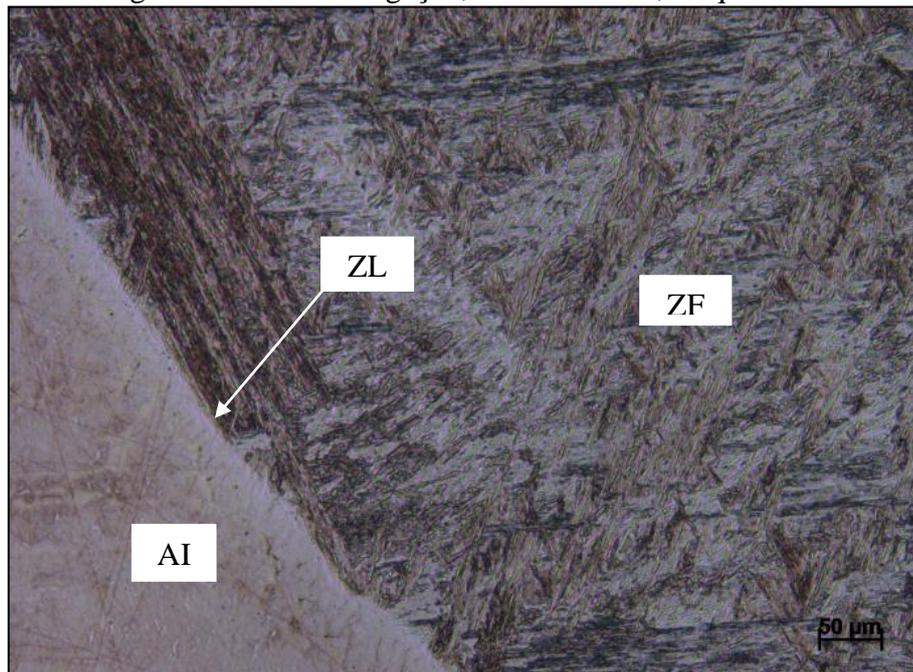
Nas Figura 30 e Figura 31 dessa amostra observou-se a existência de microestrutura martensítica ou bainítica na zona fundida, fato evidenciado pelo aumento da dureza conforme Figura 59 e Figura 60 e com formato de agulhas muito semelhante encontrado em pesquisas consolidadas atualmente.

Figura 30: Zona fundida, ataque com Vilella.



Fonte: Autoria própria.

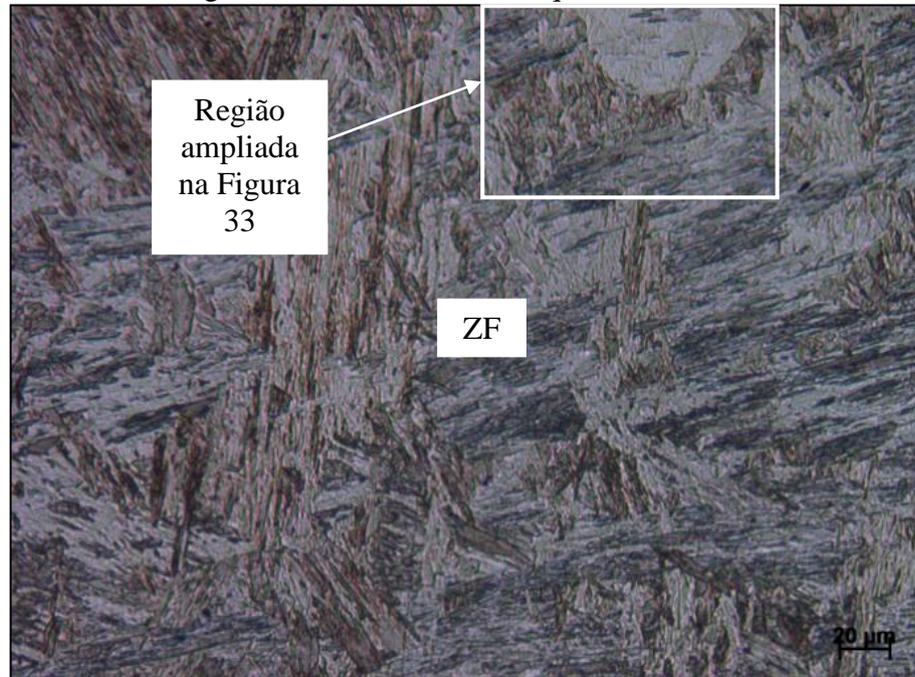
Figura 31: Zona de Ligação, Zona Fundida, ataque com Vilella.



Fonte: Autoria própria.

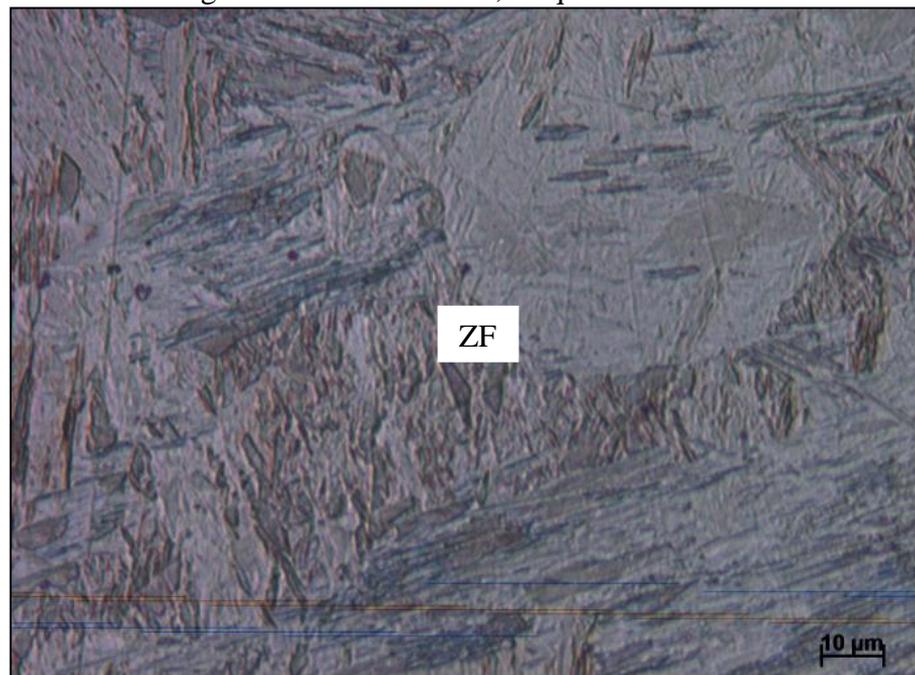
Nas Figura 32 e na Figura 33 observaram-se microestruturas semelhantes à martensita e bainita, geralmente obtido através do resfriamento rápido da amostra, após o processo de soldagem evidenciando o formato de agulhas ou ripas.

Figura 32: Zona fundida, ataque com Vilella.



Fonte: Autoria própria.

Figura 33: Zona Fundida, ataque com Vilella.

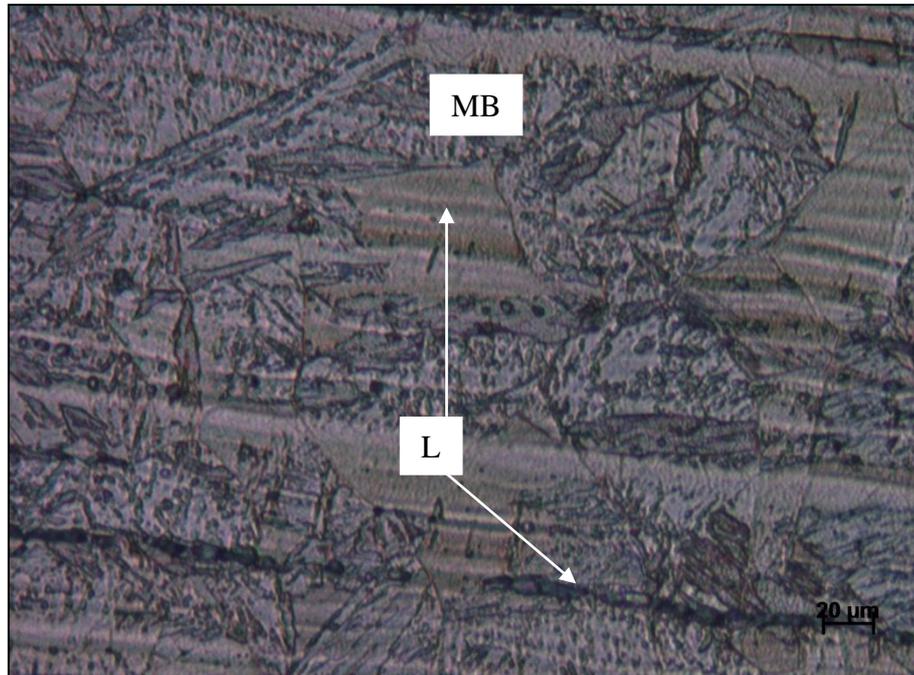


Fonte: Autoria própria.

4.1.4 Amostra (22-23) solda longitudinal com metal de adição AC ER 70S 3

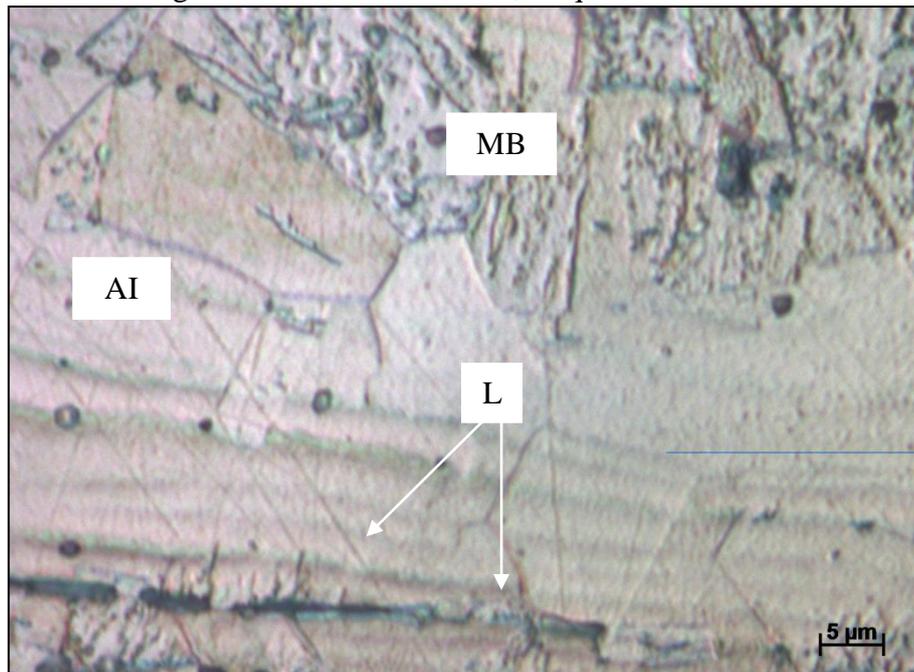
Nas Figura 34 e Figura 35 também foi detectada uma orientação na direção de laminação no metal de base.

Figura 34: Metal de Base AI, ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

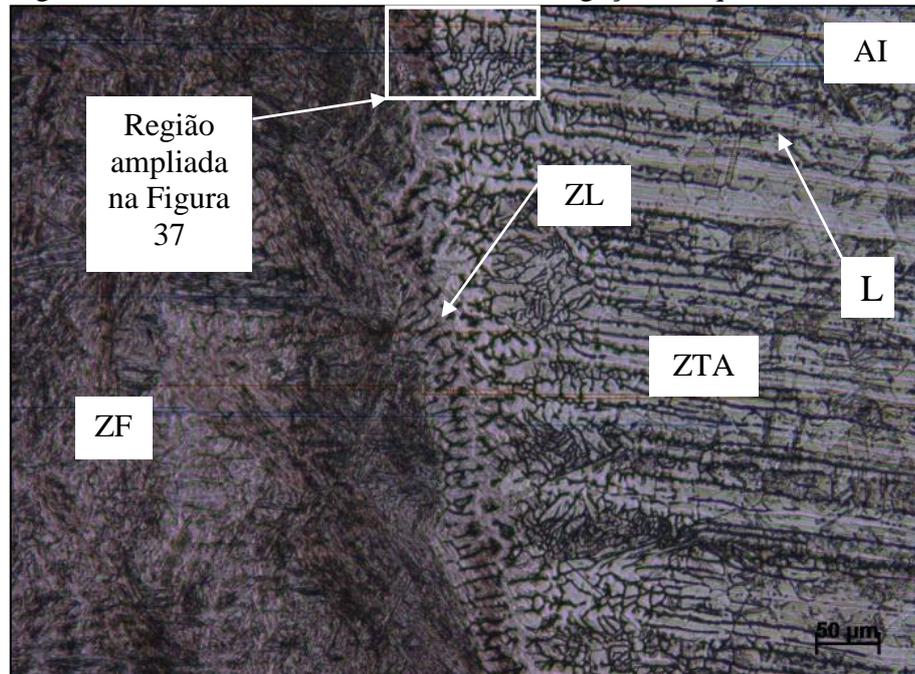
Figura 35: Metal de Base AI, ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

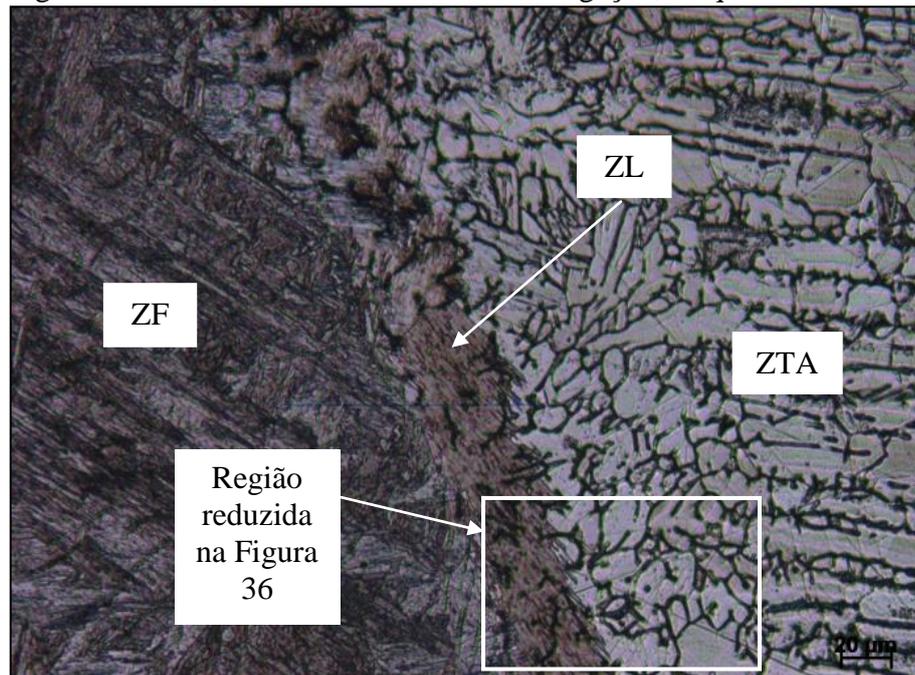
As Figura 36 e Figura 37 assim como na Figura 28 e na Figura 29 as Zonas ZTA, ZL e ZF apresentaram-se muito bem definidas e aumento do tamanho de grãos na ZTA e também notou-se um padrão semelhante, com efeito intenso da direção de laminação L estrutura altamente orientada.

Figura 36: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Marble.



Fonte: Autoria própria.

Figura 37: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Marble.

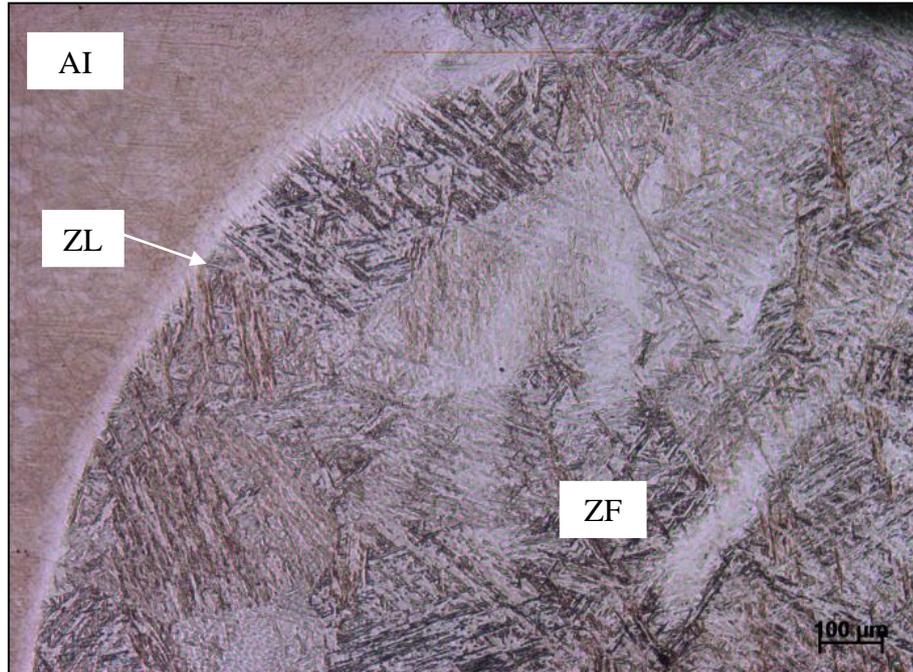


Fonte: Autoria própria.

4.1.5 Amostra (26-27) solda longitudinal com metal de adição AC ER 70S 3

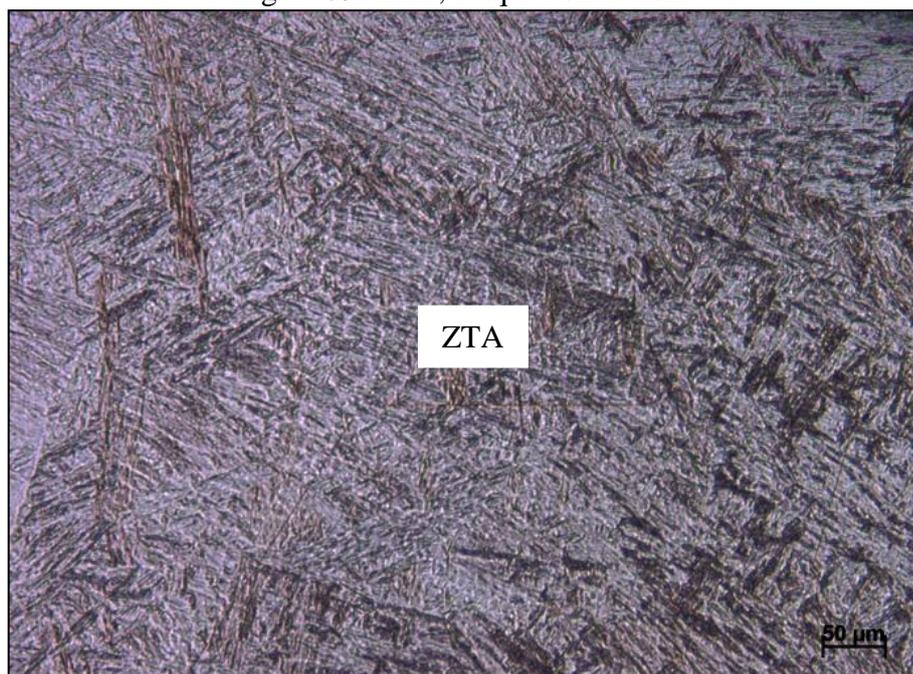
Nas Figura 38 e Figura 39 dessa amostra também se constatou a existência de microestrutura martensítica ou bainítica na zona fundida, fato evidenciado pelo aumento da dureza conforme Figura 59 e Figura 60.

Figura 38: ZTA, Zona Fundida e Zona de Ligação, ataque com Vilella.



Fonte: Autoria própria.

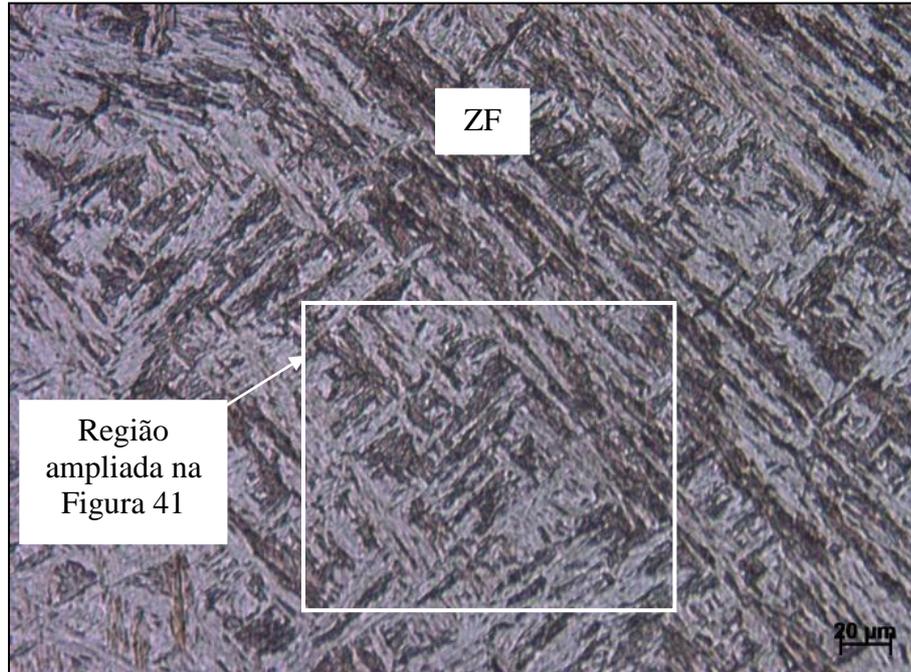
Figura 39: ZTA, ataque com Vilella



Fonte: Autoria própria.

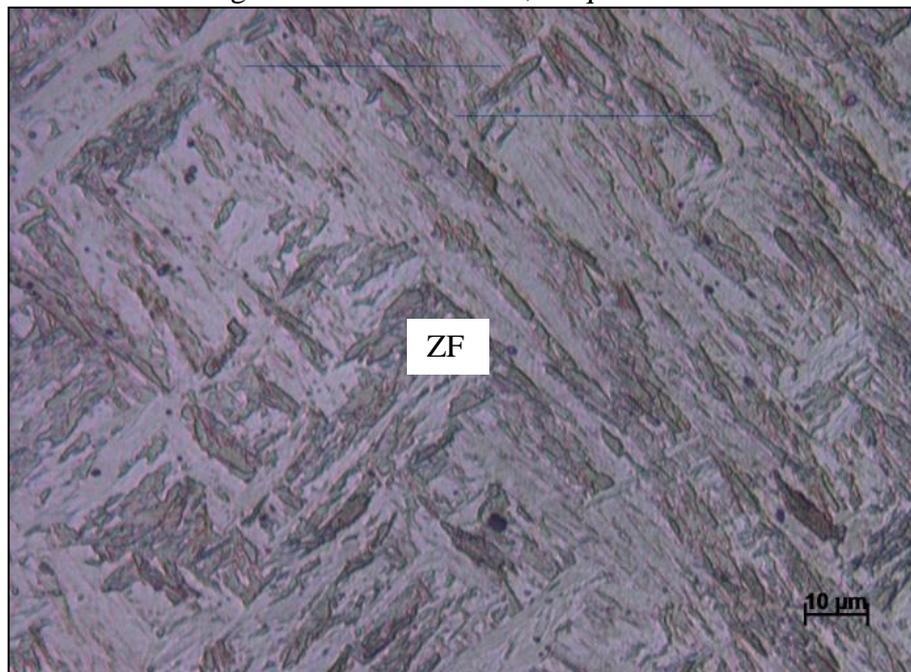
Na Figura 40 e na Figura 41 percebeu-se microestruturas semelhantes a martensita e bainita, geralmente obtido através do resfriamento rápido da amostra após o processo de soldagem evidenciado formato de agulhas ou ripas com base nas mesmas observações feitas para a amostra (32-33) na Figura 32 e na Figura 33.

Figura 40: Zona Fundida, ataque com Vilella.



Fonte: Autoria própria.

Figura 41: Zona Fundida, ataque Vilella.

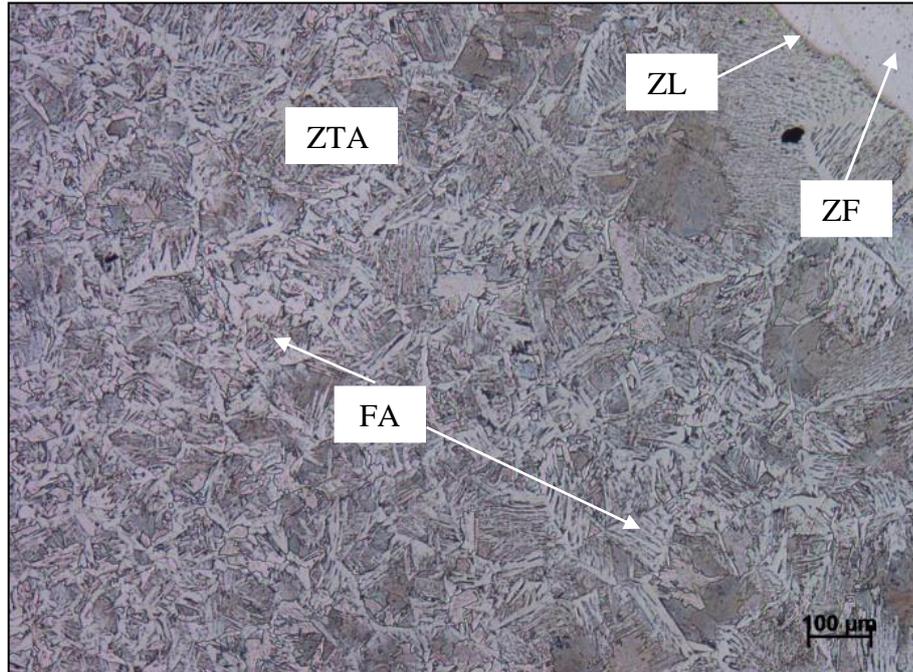


Fonte: Autoria própria.

4.1.6 Amostra (42-43) solda transversal com metal de adição AC ER 70S 3

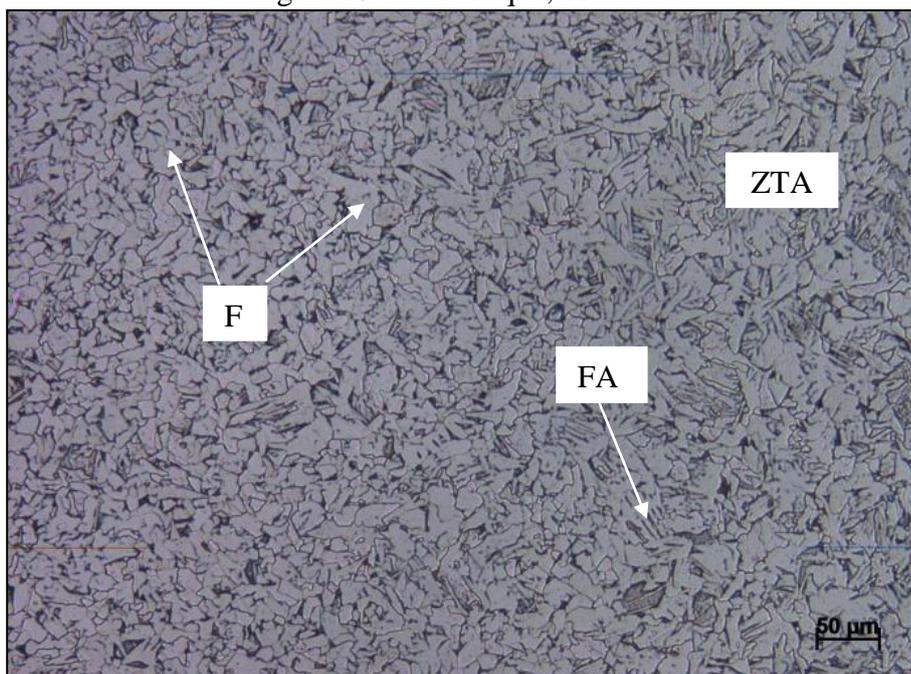
Assim como na Figura 22, a Figura 42 e Figura 43 apresentaram um mesmo padrão de microestrutura com ferrita e ferrita acicular, constatou-se uma prevalência de tais microestruturas, conforme e Figura 23, baseando-se nas mesmas análises e comparações.

Figura 42: ZTA, Zona de Ligação e Zona Fundida, ataque com Nital.



Fonte: Autoria própria.

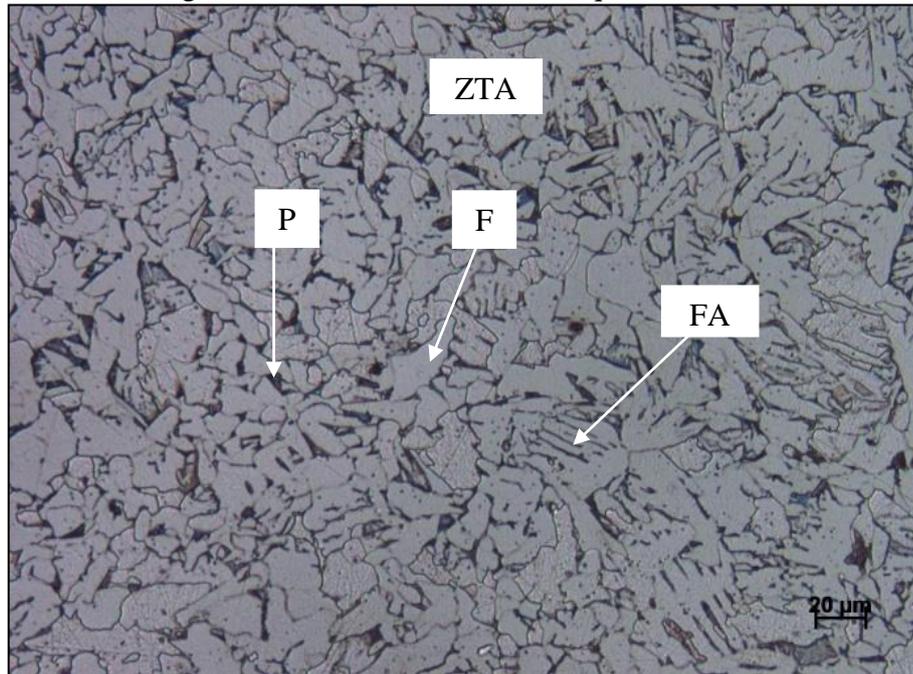
Figura 43: ZTA ataque, com Nital.



Fonte: Autoria própria.

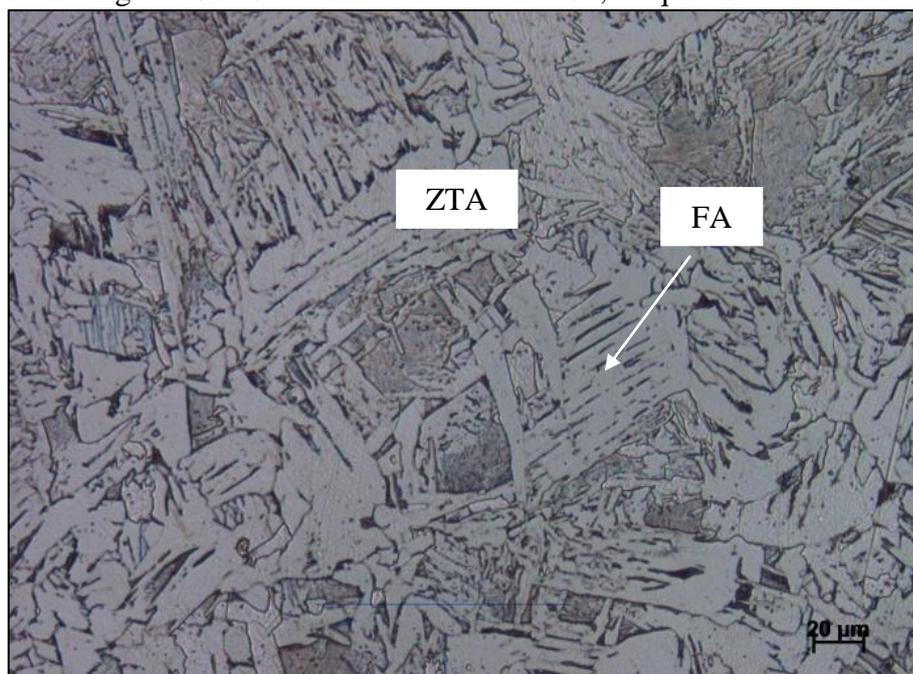
Houve ocorrência de um mesmo padrão de ferrita acicular observado nas Figura 44 e na Figura 45, com as mesmas características, análises e observações feitas anteriormente, salientando que não houve diferenças nas estruturas comparando as soldas executadas com os dois materiais de adição diferentes, fato comprovado pelo ensaio de Difração de raios X e de Microdureza Vickers que será abordado mais a frente.

Figura 44: Metal de Base AC, ataque com Nital.



Fonte: Autoria própria.

Figura 45: Zona Termicamente Afetada, ataque com Nital.



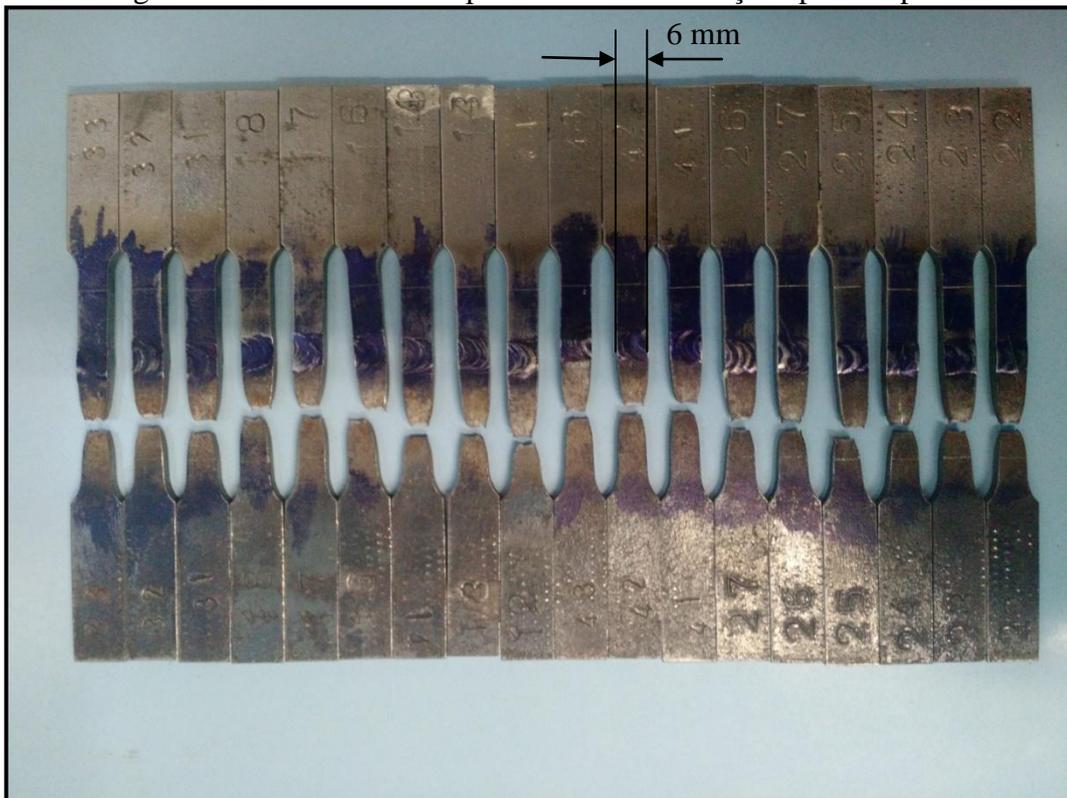
Fonte: Autoria própria.

4.2 GRÁFICOS E TABELAS DOS ENSAIOS REALIZADOS.

A Figura 46 apresenta todos os CDPs após a ruptura e foi observado que em todos eles a ruptura se deu no AC, pois o mesmo possui resistência mecânica inferior ao AI. Um resultado muito positivo comprovando a eficiência do cordão de solda.

Houve variações em sua secção transversal assim como seu comprimento final e foram calculados os dados da estricção (ΔA) e alongamento (ΔL), respectivamente.

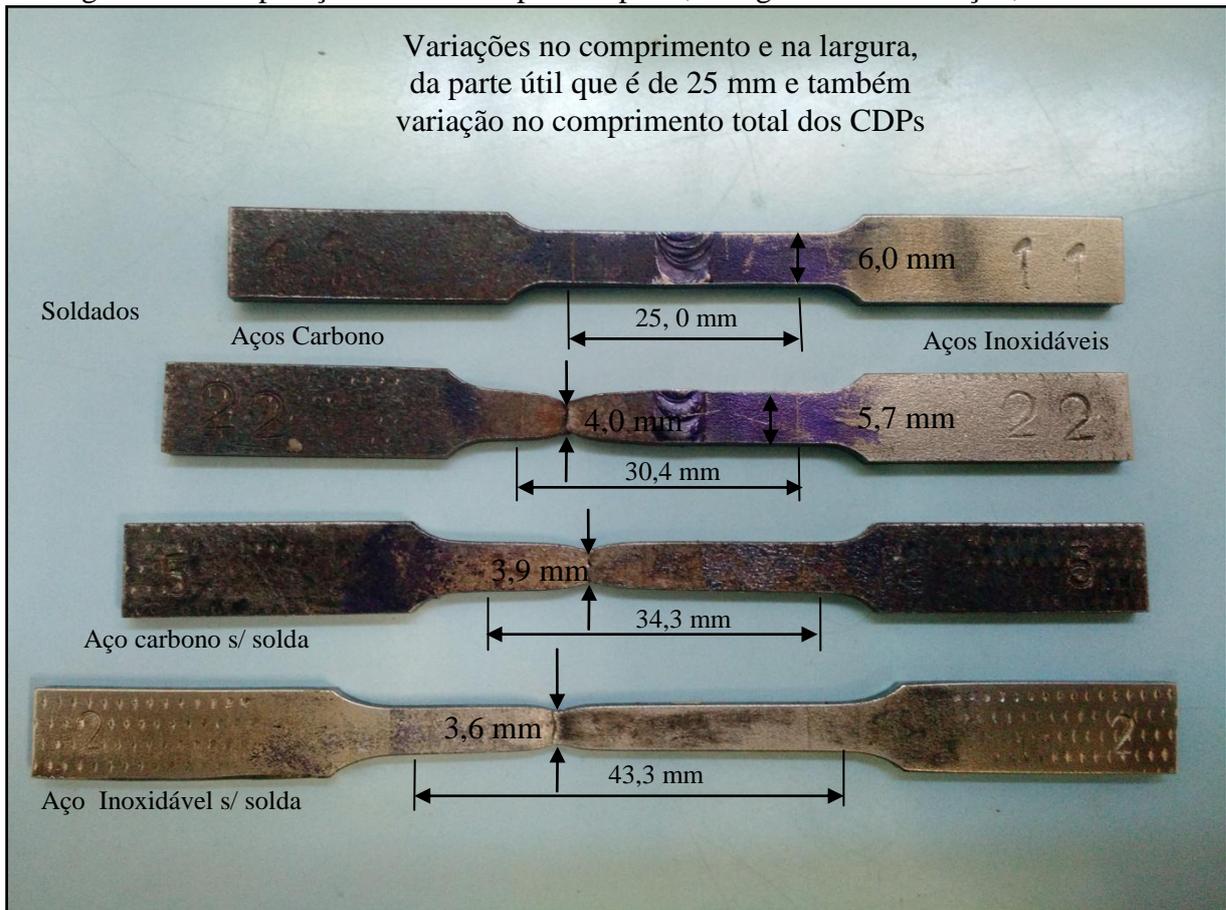
Figura 46: CDPs soldados após de ensaios de tração após a ruptura.



Fonte: Autoria própria.

Houve uma grande variação no comprimento total, comparando os CDPs soldados com os não soldados, conforme Figura 48, onde a norma considera apenas a variação da parte útil de 25 mm conforme apresentado na Figura 47 do CDP, pois, os CDPs não soldados não sofreram influência do aporte térmico e conseqüentemente variações em suas propriedades químicas e físicas.

Figura 47: Comparação dos CDPs após a ruptura, alongamento e estricção, vista frontal.



Fonte: Autoria própria.

Não houve um aumento considerável da resistência mecânica do AC e do AI, comparados aos CDPs não soldados conforme apresenta Tabela 9.

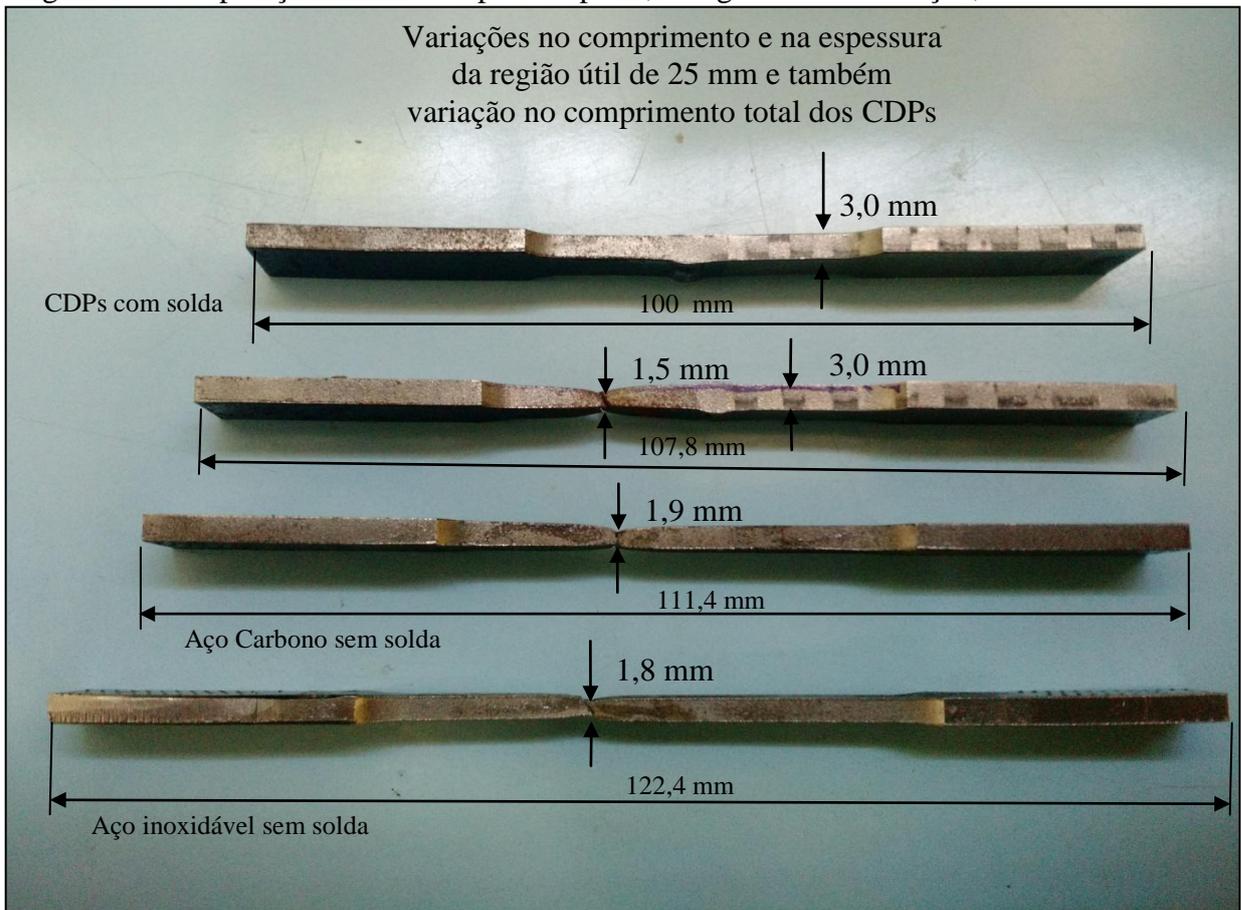
Uma fragilização pode ter ocasionado uma a variação da estricção ΔA e do alongamento ΔL , rompendo principalmente na região do AC que possui menor resistência mecânica conforme já exposto.

O aumento de dureza na ZF com a deposição de material de solda, e resfriamento rápido, influenciou essa fragilização, o aumento do tamanho de grão da ZTA, ocasionando uma ruptura precoce, se forem comparados aos CDPs sem solda que sofreram maiores deformações plásticas conforme Figura 47 e na Figura 48.

Houve deformação na largura dos CDPs que era de 6 mm conforme Figura 46 em aproximadamente de 0,03 mm ou seja 3% .

Não foi perceptível a redução de espessura na deformação do AI apresentado na Figura 48, muito embora parecesse lógico que tenha havido tal deformação, pressupondo um escoamento incompleto do mesmo, devido a ruptura ter se dado no AC carbono considerando e limite de escoamento do AI, próximo ao limite de resistência mecânica do AC.

Figura 48: Comparação dos CDPs após a ruptura, alongamento e estricção, vista lateral.



Fonte: Autoria própria.

Foram analisados entre os CDPs soldados e não soldados, todos os limites de resistência (σ), as variações de comprimento (ΔL) e as reduções de área “estricção” (ΔA).

Obtiveram-se de acordo com a Tabela 9 as medidas e o desvio padrão dos resultados dos 12 CDPs soldados e ensaiados a tração

Percebemos que o AI sem solda ISS apresentou maiores tensões que o aço carbono, de acordo com a Tabela 9, pois, sua resistência ser maior, como era previsto pois sua resistência mecânica é maior, com base na Tabela 1.

Para os CDPs soldados observou-se que o AI apresentou pouca estricção, afinal, foi constatado que antes AI escoar totalmente, houve a ruptura do AC, pois, o mesmo é menos resistente e apresentou uma deformação maior e bem evidente.

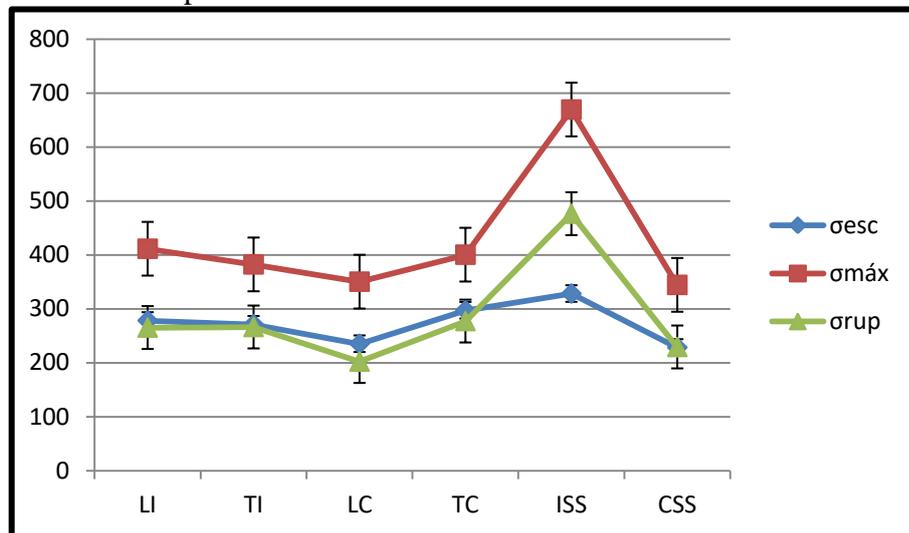
4.2.1 Gráficos e tabelas de valores de σ e Δl dos CDPs .

Tabela 9: Resultados dos ensaios de tração dos CDPs soldados e sem solda.

Qt. CDPs	Pos. Solda	ΔL %	\bar{x} %	ΔA %	\bar{x} %	σ_{esc} MPa	\bar{x} MPa	$\sigma_{m\acute{a}x}$ MPa	\bar{x} MPa	σ_{rup} MPa	\bar{x} MPa
3	LI	24	0,9	72	4,6	278	7,6	411	2,6	265	2,1
3	TI	23	0,5	70	2,3	271	9,3	382	18,3	266	13,1
3	LC	22	0,4	69	3	235	5,0	350	11,7	202	14,0
3	TC	23	0,5	68	1,9	297	9,5	400	9,2	277	7,8
3	ISS	60	1,7	70	1,7	328	10,4	669	14,0	476	9,6
3	CSS	50	1,8	68	1,7	228	2,9	344	8,7	229	11,0

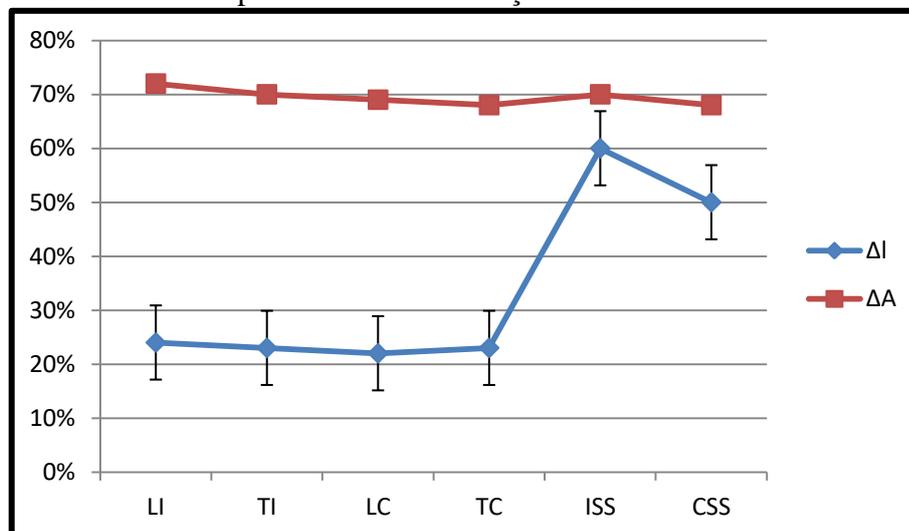
Fonte: Autoria pr3pria.

Figura 49: Gráfico comparativo dos limites de resist3ncia dos CDPs com base na Tabela 9.



Fonte: Autoria pr3pria.

Figura 50: Gráfico comparativo das deformações dos CDPs com base na Tabela 9.



Fonte: Autoria pr3pria.

Foram comparados os valores de todos os limites de resistência e deformações conforme podem ser vistos na Tabela 9 , na Figura 49 e na Figura 50 extraídos das médias de todos os CDPs ensaiados.

Ao compararmos os valores, observaram-se que houve uma diminuição em todas as tensões dos CDPs soldados, em relação aos CDPs não soldados tomando como referência o metal de base conforme Tabela 1.

Constatou-se que os valores de todos os limites de resistência dos metais de adição são bem maiores que os valores dos metais de base, provavelmente por causa dos elementos de liga e da composição química que geralmente é necessária para garantir uma ótima junta soldada.

Houve uma diminuição da ductilidade longitudinal, ΔL provavelmente causado pelo aumento do tamanho de grão na ZTA (Zona Termicamente Afetada), ou ocasionado fragilização por sensitização com origem na precipitação de fase σ do aço inoxidável conforme consta no catálogo da Castolin (2006).

Foram comparados com os valores das Tabela 10 e 11 e a Figura 51 e 52 dos CDPs com numeração sequencial, próxima das amostras retiradas para ataques com os reagentes, para revelar as microestruturas e análise metalográfica.

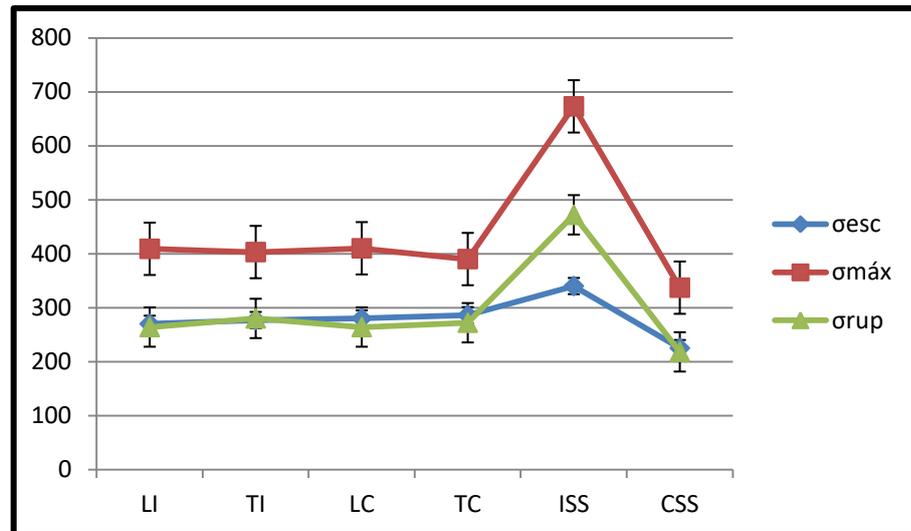
Foi observado que houve poucas diferenças nos resultados das resistências mecânicas e ductilidade entre todos os CDPs, possivelmente devido à composição química da junta soldada, ser bem semelhante para todos os CDPs, mesmo após terem sido soldados com metais de adição diferentes.

Tabela 10: Resultados dos limites de resistência dos CDPs próximos as amostras atacadas.

Nº	Qt.	Pos. solda	Descrição da direção da solda em relação a direção de laminação e especificação do metal de adição utilizado	σ_{esc} MPa	$\sigma_{máx}$ MPa	σ_{rup} MPa
13	1	LI	Longitudinal Inoxidável AWS ER 304 L	270	409	264
33	1	TI	Transversal Inoxidável AWS ER 304 L	277	403	280
23	1	LC	Longitudinal Carbono AWS ER 70S 3	280	410	264
43	1	TC	Transversal Carbono AWS ER 70S 3	286	390	272
4	1	ISS	Aço Inoxidável (AI) Sem solda	340	673	472
8	1	CSS	Aço Carbono (AC) Sem solda	225	237	218

Fonte: Autoria própria.

Figura 51: Gráfico dos limites de resistência dos CDPs com base na Tabela 10.



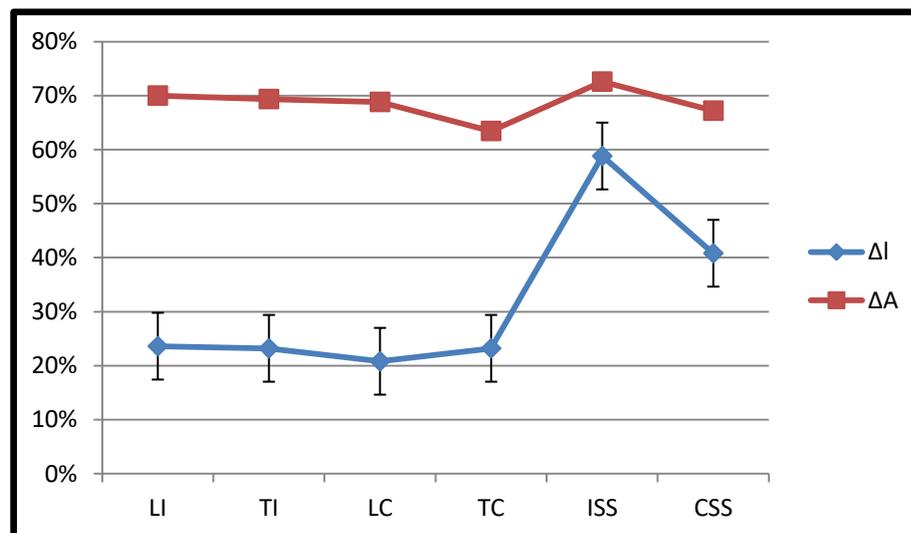
Fonte: Autoria própria.

Tabela 11: Resultados das deformações dos CDPs próximos as amostras atacadas.

Nº	Qt	Pos. solda	Descrição da direção da solda em relação a direção de laminação e especificação do metal de adição utilizado	ΔL %	ΔA %
13	1	LI	Longitudinal Inoxidável AWS ER 304 L	24	70
33	1	TI	Transversal Inoxidável AWS ER 304 L	23	69
23	1	LC	Longitudinal Carbono AWS ER 70S 3	21	69
43	1	TC	Transversal Carbono AWS ER 70S 3	23	63
4	1	ISS	Aço Inoxidável (AI) Sem solda	59	73
8	1	CSS	Aço Carbono (AC) Sem solda	41	67

Fonte: Autoria própria.

Figura 52: Gráfico comparativo das deformações dos CDPs com base na Tabela 11

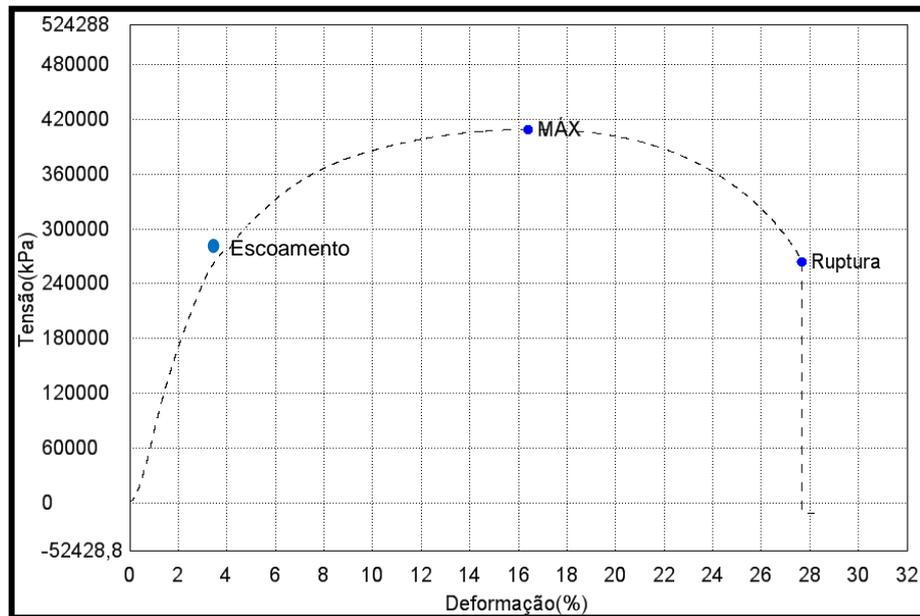


Fonte: Autoria própria.

4.2.2 Gráficos de σ e Δl dos CDPs próximos às amostras atacadas com reagentes.

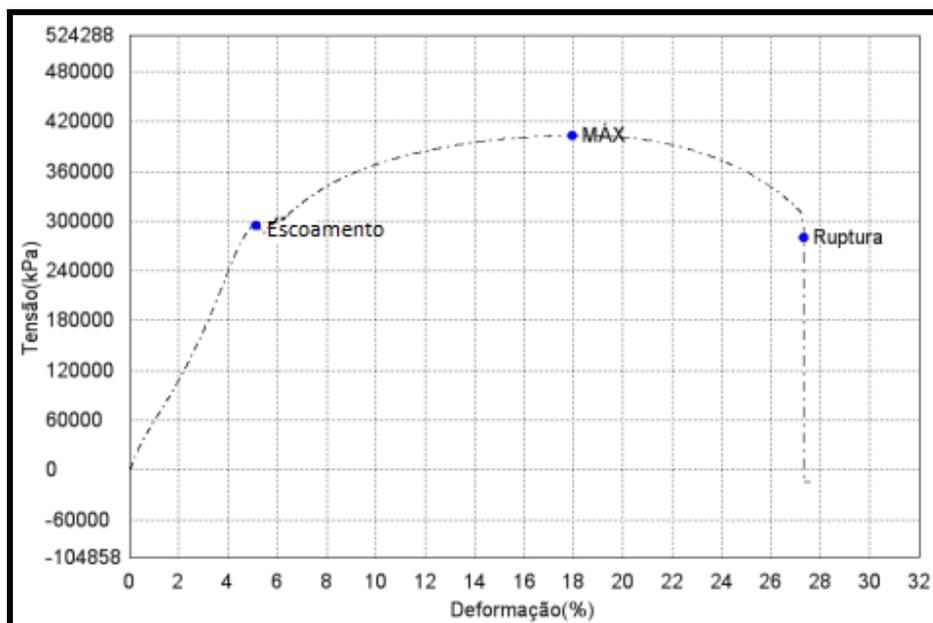
Existe semelhança nos gráficos Figura 53 e na Figura 54 fornecidos pela máquina de tração dos CDPs soldados com AI como metal de adição e também não se observa diferença significativa levando-se em conta a direção de laminação e a anisotropia dos materiais com base na direção de laminação do material, possivelmente porque desapareceu com o aquecimento e resfriamento rápidos consequentemente gerou uma homogeneização da microestrutura.

Figura 53: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 13 com solda, (LI) ER 309L



Fonte: Autoria própria.

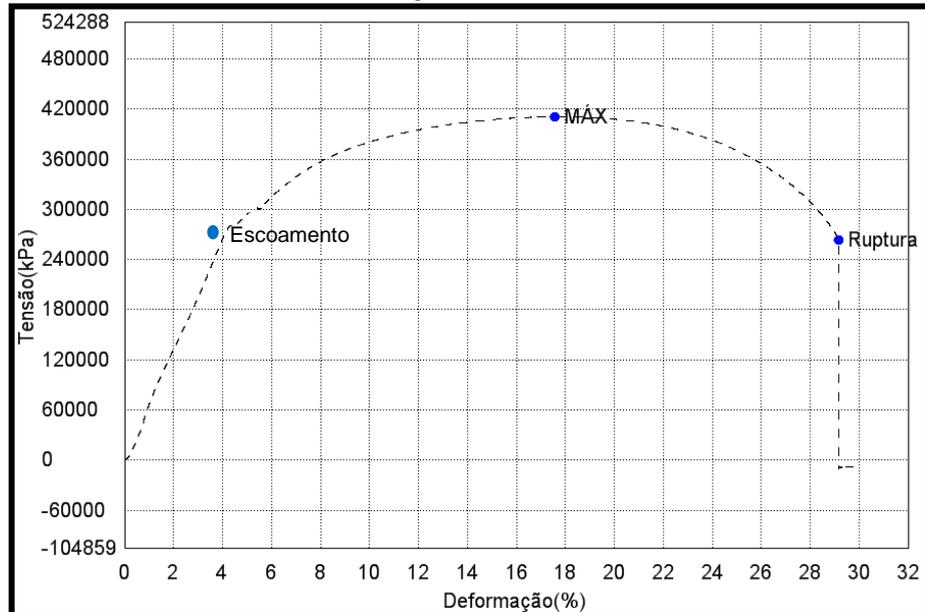
Figura 54: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 33 com solda, (TI) ER 309L



Fonte: Autoria própria.

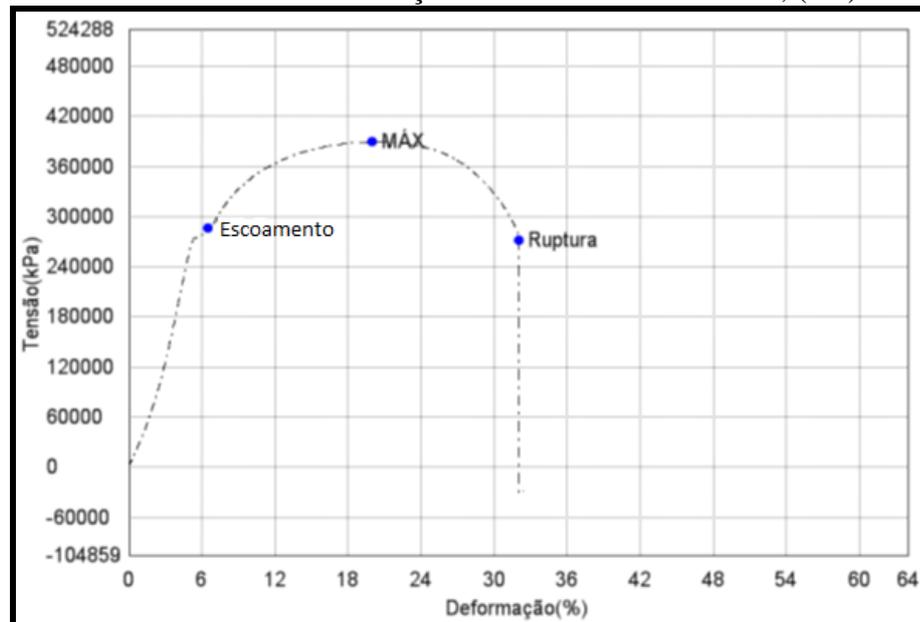
Também se observou na Figura 55 e na Figura 56 a mesma semelhança para os CDPs soldados com AC como metal de adição, considerando pertinente a análise anterior e observando ainda que houve pouca variação de valores considerando os metais de adição diferentes para os 4 CDPs em questão.

Figura 55: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 23 com solda, (LC) ER 70S3



Fonte: Autoria própria.

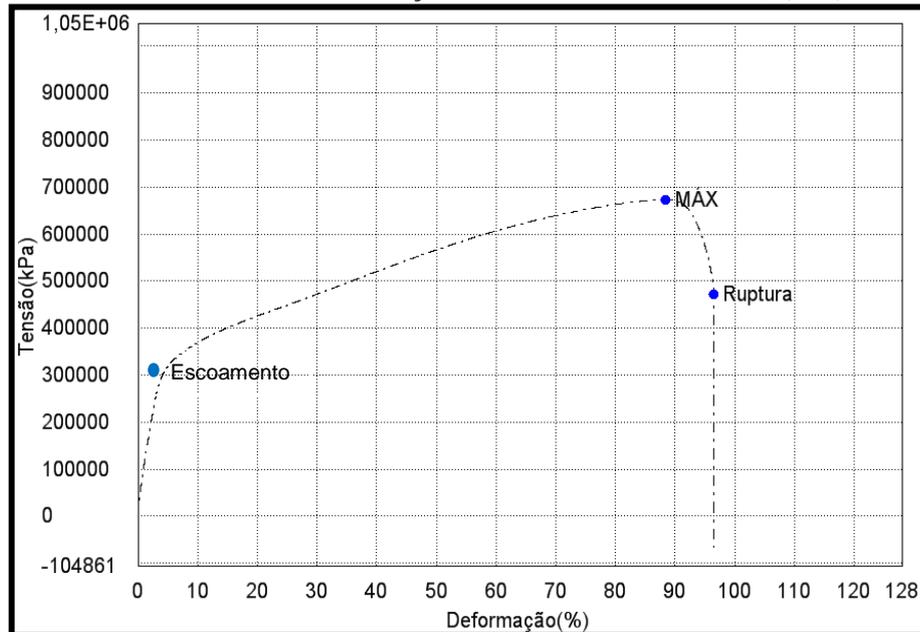
Figura 56: Gráfico Tensão deformação do CDP nº 43 com solda, (TC) ER 70S3



Fonte: Autoria própria.

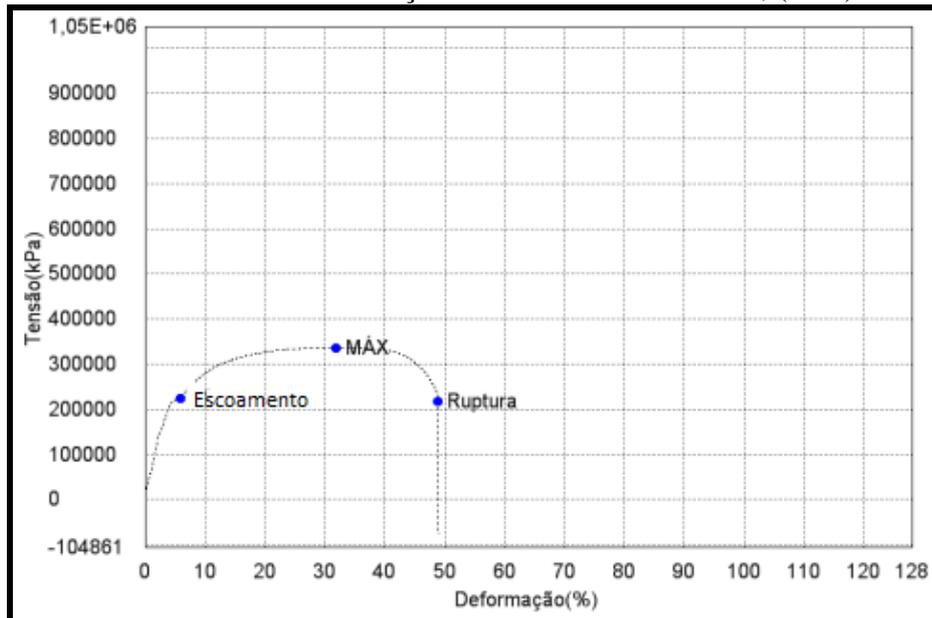
Constatou-se diferenças na Figura 57 e na Figura 58, bem perceptíveis, evidentemente, para os MB sem solda, como podemos verificar nos resultados dos dois CDPs que não sofreram influência do aporte térmico durante processo de soldagem, servindo de base para comparações e análises do impacto causado pelo aquecimento e resfriamento durante a deposição de material inerente ao processo.

Figura 57: Gráfico Tensão deformação do CDP n° 4 sem solda, (ISS) AISI 304.



Fonte: Autoria própria.

Figura 58: Gráfico Tensão deformação do CDP n° 8 sem solda, (CSS) SAE 1020.



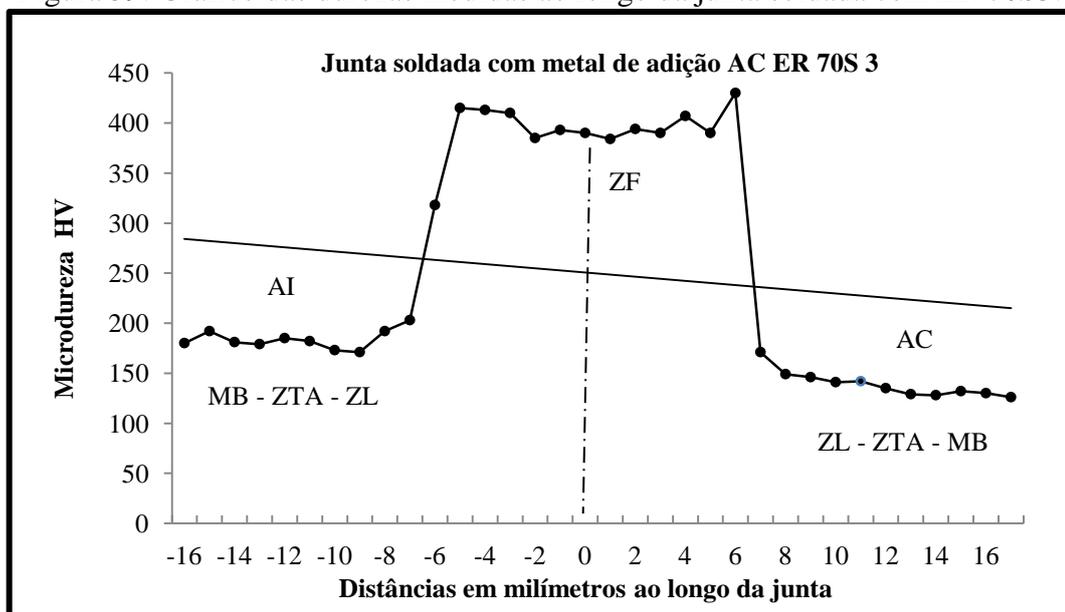
Fonte: Autoria própria.

4.2.3 Gráficos de Microdurezas Vickers

Na Figura 59 e na Figura 60 podemos notar que houve um aumento considerável na dureza da Zona fundida comparando as duas amostras soldadas com Er 309 L e ER 70S 3, ensaiadas, através do ensaio de Microdureza *Vickers*, é consideravelmente afetada, provavelmente por causa dos elementos de liga conforme apresentadas na Tabela 3 e o resfriamento rápido após o processo de soldagem.

Os valores obtidos do ensaio de microdureza são representados graficamente, possibilitando a construção dos gráficos dessas variações de microdurezas, traçando também uma linha de tendência.

Figura 59: Gráfico das durezas medidas ao longo da junta soldada com ER 70S3.



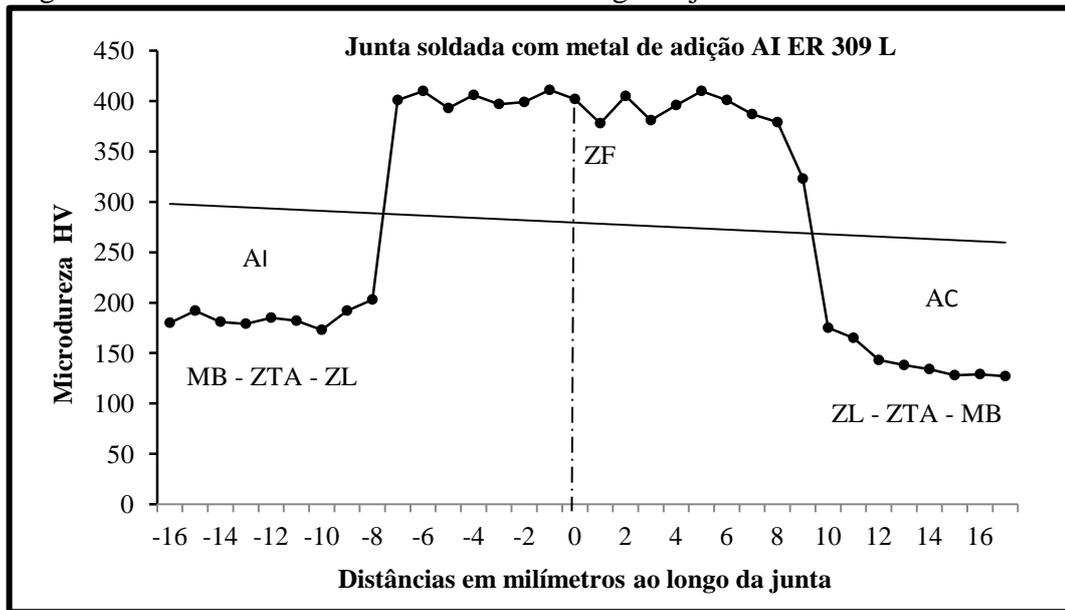
Fonte: Autoria própria.

Observou-se que o valor de microdureza típica para o AI é razoavelmente superior ao AC provavelmente porque o AI é obviamente o que possui maior resistência mecânica.

Segundo Moharana et al. (2015) a medida que as características de aquecimento e resfriamento são diferentes em diferentes posições das amostras, de modo que a microestrutura influenciaria obviamente os valores de resistência em zonas diferentes.

Muito possivelmente porque o metal de base que não foi afetado, houve um aumento do tamanho de grão, na ZTA, o surgimento de ferrita acicular (FA) na zona de ligação (ZL), possivelmente perlita, bainita, martensita e ocasionados pela formação de carbonetos metálicos na zona fundida (ZF) proveniente dos metais de adição e resfriamento rápido.

Figura 60: Gráfico das durezas medidas ao longo da junta soldada com ER 309 L.



4.2.4 Gráficos de Difração de Raios X

Foi executado o ensaio de (DRX) Difração de raios X, após a obtenção dos difratogramas conforme Figura 62 e Figura 61, pode-se constatar que os padrões de difração das duas amostras analisadas são idênticos, apresentando os mesmos picos.

Isso mostra que os dois cordões de soldadas com aço inox ER309 Le e aço carbono ER 70S3, como metal de adição apresentam as mesmas fases.

Figura 61: Gráfico de difração de raios X da amostra soldada com ER 309 L.

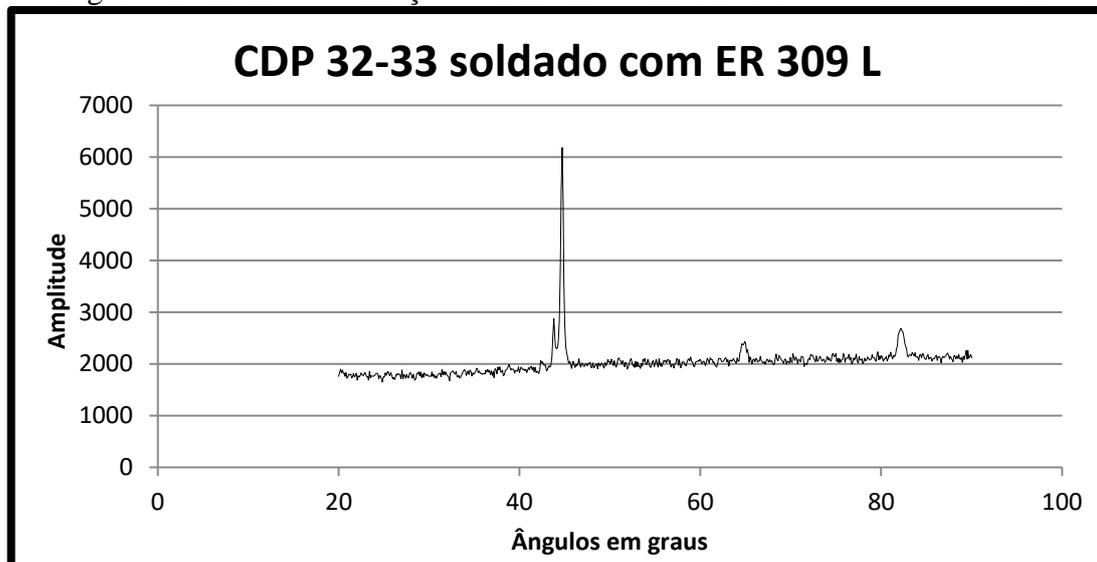
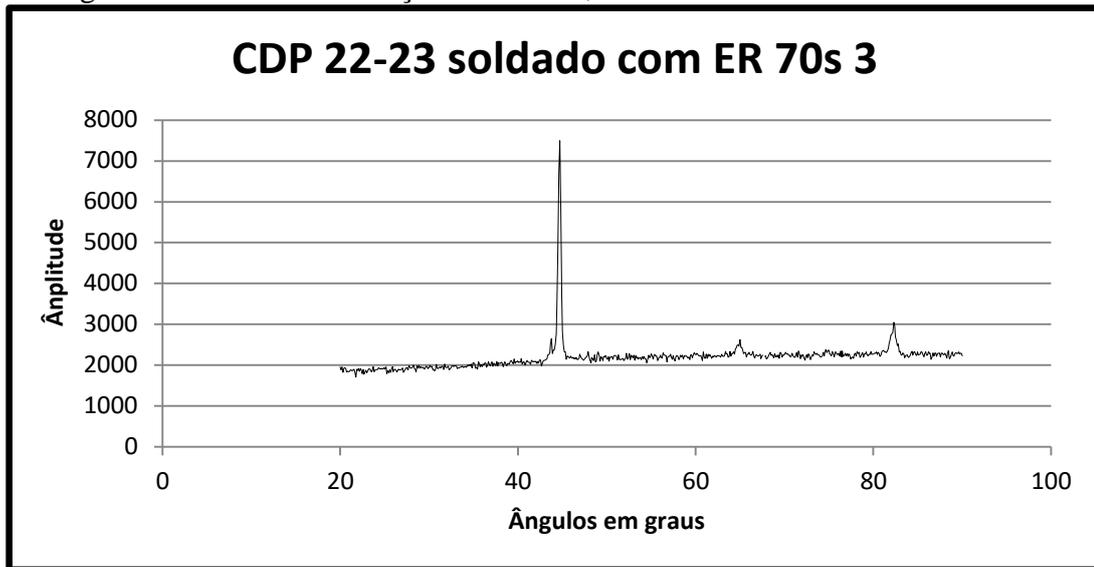


Figura 62: Gráfico de difração de raios X, da amostra soldada com ER 70S 3.



Fonte: Autoria própria.

Quanto à natureza das fases encontradas nos cordões, os picos revelados podem ser tanto de ferrita, quanto de martensita como austenita. No entanto, a presença da fase sigma não é muito provável, já que os cordões não apresentaram sinais de fragilização; as rupturas nos ensaios de tração foram sempre fora dos cordões.

Os valores de dureza encontrados também não foram excessivamente elevados, quanto à presença de austenita, a análise metalográfica não revelou tal fase, portanto pode-se afirmar que se existe austenita ou fase sigma nos cordões obtidos, estas aparecem em volumes consideravelmente baixos.

Deve-se observar também, que o fato das duas amostras apresentarem os mesmos picos é um indicativo de que a soldagem utilizando AC ER 70S 3 gera uma junta comparável a soldagem utilizando AI ER 304 L.

5 CONCLUSÃO

O estudo realizado permitiu concluir que: (i) os procedimentos adotados foram satisfatórios, já que os cordões de solda gerados foram resistentes e de boa qualidade sem nenhum defeito, trinca ou porosidade, com aspecto limpo e bem acabado; (ii) houve pouca variação nas resistências mecânicas, deformações e durezas comparadas entre os CDPs soldados e propriedades químicas analisadas com difração de raios-X foram conclusivas, fato que comprova a eficiência do processo de soldagem, muito embora houvesse aumento de dureza na ZF e aumento do tamanho de grão da ZTA o alongamento foi satisfatório, fato evidenciado pela ruptura que se deu no AC que é o metal menos resistente como era esperado; (iii) a soldagem utilizando AC ER 70S 3 como metal de adição se mostrou muito eficiente e pode substituir satisfatoriamente o AI ER 304 L, resultando em diminuição de custo do processo, viabilizando estudo mais aprofundado sobre o assunto que se tornou muito popular atualmente, possibilitando obtenção de ótimos resultados para o avanço tecnológico e acadêmico.

REFERÊNCIAS

- ANDRADE, T. C.; SILVA, C. C.; DE MIRANDA, H. C.; et al. Microestrutura de uma solda dissimilar entre o aço inoxidável ferrítico AISI 410S e o aço inoxidável austenítico AISI 304L soldado pelo processo FSW. **Soldagem e Inspeção**, Fortaleza CE, v. 20, n. 4, p. 467–478, 2015. Disponível em: <http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242015000400467&lang=pt>. Acesso em: 20 ago. 2015.
- ARIVAZHAGAN, N.; SINGH, S.; PRAKASH, S.; REDDY, G. M. Investigation on AISI 304 austenitic stainless steel to AISI 4140 low alloy steel dissimilar joints by gas tungsten arc, electron beam and friction welding. **Materials and Design**, Vellore, India, v. 32, n. 5, p. 3036–3050, 2011. Elsevier Ltda. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2011.01.037>>. Acesso em: 25 ago. 2015.
- AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8/E8M**: standard test methods for tension testing of metallic materials. Conshohocken, Pennsylvania, 2010.
- CALLISTER, W. D. **Materials science and engineering**: an introduction. 2. ed. Salt Lake City: GEN-Grupo Editorial Nacional, 1991.
- CAMPOS, W. R. DA C.; GOMES, F. J. DE O.; GONÇALVES, T. N.; SOARES, B. A. Caracterização Microestrutural de Solda Dissimilar - Aço Inoxidável Austenítico AISI 304 Com Adição de Liga de Níquel Inconel 625. **Tecnologia em Metalurgia e Materiais**, v. 6, n. 1, p.19–23, 2009. Disponível em: <<http://tecnologiamm.com.br/doi/10.4322/tmm.00601004>>. Acesso em: 29 ago. 2015.
- CASTOLIN, E. Guia Mundial Eutectic Castolin, **Linha mundial eutectic castolim para soldagem de aços inoxidáveis**, Brasil, 2006.
- COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns**, 4.ed, p.521–548, São Paulo: editora Blucher, 2008.
- COSTA, B. F. O.; LE CAËR, G.; LOUREIRO, J. M. Ball-milling in vacuum of α and σ phases of near-equiatomic FeCr alloys. **Journal of Alloys and Compounds**, Rennes-French, v.483,n.1-2,p.7073,2009. Disponível em: <<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0925838808018288>>. Acesso em: 15 out. 2016.
- ESAB (Elektriska Svetsnings Aktie Bolaget). **Catálogo do fabricante**. Disponível em: <http://www.esab.com.br/br/pt/?__hstc=134614062.60938784077b7997457a3ddb0d741fdb.1477501440040.1477501440040.1477501440040.1&__hssc=134614062.1.1477501440040&__hsfp=3671996671>. Acesso em: 27 mai. 2016.
- GARG, A. ; MCNELLEY, T. R. **Estimation of martensite carbon content in as-quenched AISI 52100 steel by X-ray diffraction**. Elsevier Science Publishers B.V. North Holland Physics Publishing Division, v. 4, n. 4, p. 494–500, 1986.
- GRACIOSO, J. F. F. Dissertação de mestrado, **Efeito das condições de têmpera na microestrutura e propriedades mecânicas de um aço inoxidável martensítico CA6NM**. Florianópolis, 2003.

LABORATÓRIO METALOGRAFIA TESTMAT. **Reagente microscopia e análise metalográfica.** Disponível em: <<http://www.testmat.com.br/novidades/laboratorio-metalografia-testmat-reagente>>. Acesso em: 02 mar. 2016.

LIMA, L. I. L.; SILVA, G. M.; CHILQUE, A. R. A. et al. Caracterização microestrutural de soldas dissimilares dos aços ASTM A-508 e AISI 316L. **Soldagem & Inspeção**, v.15, n.2, p.112120,2010.Disponível,em:<http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S0104-92242010000200005&lng=pt&nrm=iso&tlng=pt>. Acesso em 14 abr. 2016.

MAGALHÃES, M. **Formação de sigma em aço inoxidável duplex SAF 2205: efeito de rápido aquecimento entre 700 e 900°C.** 2004. Projeto de iniciação científica, Laboratório do Centro de Materiais da FEI, 2004.

BERNSTEIN, I. ; PECKNER, D; **Handbook of stainless steel.** Nova York, Editora McGraw Hill, 1977.

MIRIM, D. D. C. **6º Congresso brasileiro de engenharia de fabricação estudo da tensão residual na soldagem laser entre o aço carbono AISI 1010 e o aço inoxidável AISI 304.** Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, Cidade Universitária, São Paulo de 11 a 15 de abril de 2011 – Caxias do Sul – RS - Brasil, p.1–112, 2011, Acesso em 23 set. 2016.

MITHILESH, P.; VARUN, D.; REDDY, A. R. G.; et al. Investigations on dissimilar weldments of inconel 625 and AISI 304. **Procedia Engineering**, Vellore-India, v. 75, p.6670,2014.Disponível,em:<<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S187770581301788>> Acesso em: 10 fev. 2016.

MITTAL, A. **Aços inoxidáveis: aplicações e especificações.** São Paulo: Arcelor Mittal, 2008.

MITTAL, A. **Guia do aço**, 2013. 131p. Disponível em: <<http://www.ancelormittal.com.br>>. Acesso em: out. 2016.

MOHARANA, B. R.; SAHU, S. K.; SAHOO, S. K.; BATHE, R. Experimental investigation on mechanical and microstructural properties of AISI 304 to Cu joints by CO2 laser. **Engineering Science and Technology: an International Journal**, Odisha-India, v. 19, n. 2, p. 684690,2015.Disponível,em:<<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S2215098615001652>>. Acesso em: 24 mai. 2016.

MORTEZAIE, A.; SHAMANIAN, M. An assessment of microstructure, mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welds between Inconel 718 and 310S austenitic stainless steel. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, Isfahan-Iran,v.116,n.1,p.3746,2014.Disponível,em:<<http://www.scopus.com/inward/record.url?eid=2-s2.0.84897808759&partnerID=40&md5=8694605ff88d1a36c74f09f355ca8a17>\nhttp://dx.doi.org/10.1016/j.ijpvp.2014.01.002>. Acesso em: 23 set. 2015.

OLIVEIRA, L. A. **Influência do metal de adição na susceptibilidade à corrosão sob tensão de juntas soldadas dissimilares de aço inoxidável austenítico 316 e aço inoxidável duplex 2304 de aço inoxidável austenítico 316 e aço inoxidável.** Itajubá: Universidade de Itajubá, 2013.

ÖZDEMİR, N.; SARSILMAZ, F.; HASÇALIK, A. Effect of rotational speed on the interface properties of friction-welded AISI 304L to 4340 steel. **Materials & Design**, Elazığ, Turkey, v.28,n.1,p.301307,2007.Disponível em:<<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306905001640>>. Acesso em: 20 out. 2016.

PRAWOTO, Y. Synergy of erosion and galvanic effects of dissimilar steel welding: field failure analysis case study and laboratory test results. **Journal of King Saud University: Engineering Sciences**, Skudai, Malaysia, v. 25, n. 1, p. 59–64, 2011. King Saud University. Disponível em: <<http://dx.doi.org/10.1016/j.jksues.2011.12.001>>. Acesso em: 10 mar. 2016.

RODRIGUES, E. R. **Influência de parâmetros do processo FCAW – G nas características da solda do aço ASTM A-36**. Curitiba, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, 2010.

ROSSI, J. R. B. W. et al. 59º congresso anual da ABM – internacional solda com laser de Nd : YAG pulsado entre os aços inoxidáveis AISI 304 e AISI 420. São Paulo, v. 11, n. 1, 2006. SP, Acesso em: 25 out. 2016.

SEDRICKS, A.J. **Corrosion of stainless steels**, 2.ed. New York: Wiley Interscience Publications, 1996.

SONG, C.; YU, H.; LI, L.; et al. The stability of retained austenite at different locations during straining of IeQeP steel. **Materials Science and Engineering: A**, Beijing-China v. 670,p.326334,2016.Disponível em:<<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509316306992>>. Acesso em: 05 out. 2016.

VELOSO, C. D. Caracterização de uma junta soldada através da análise metalográfica e ensaios mecânicos. In: 20 ° CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA, Out. 2012, São Carlos-SP.

WAINER, E.; BRANDI, S.; MELLO. **Soldagem: processos e metalurgia**. São Paulo: Editora Blucher, 1992.

WANG, S. G.; LI, Y.; ZHAI, W. G. Microstructure and corrosion resistance of dissimilar welded joints between duplex stainless steel and austenitic stainless steel. **Advanced Materials Research**, Isfahan-Iran v. 570, n. 3, p. 43–51, 2012. Disponível em: <<http://www.scientific.net/AMR.570.43>>. Acesso em: 19 jun. 2016.

WU, W.; HU, S.; SHEN, J. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of laser welded dissimilar joints between ferritic stainless steel and carbon steel. **Materials & Design**, Tianjin, China, v.65,p.855861,2015.Disponível em:<<http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0261306914007663>>. Acesso em: 15 jun. 2016.