UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA "JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
FACULDADE DE ENGENHARIA
CAMPUS DE ILHA SOLTEIRA

GABRIEL GIAMPIETRO DE ANDRADE

SOLDAGEM A LASER Nd:YAG PULSADO NO AÇO SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L

Ilha Solteira
2018

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
"JÚLIO DE MESQUITA FILHO"
Campus de Ilha Solteira

GABRIEL GIAMPIETRO DE ANDRADE

SOLDAGEM A LASER Nd:YAG PULSADO NO AÇO SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia - UNESP – Campus de Ilha Solteira, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.
Área de conhecimento: Materiais e Processos de Fabricação

Prof. Dr. Vicente Afonso Ventrella
Orientador

Ilha Solteira

2018

FICHA CATALOGRÁFICA
Desenvolvido pelo Serviço Técnico de Biblioteca e Documentação

Andrade, Gabriel Giampietro de.
A553s Soldagem à laser Nd:YAG pulsado no aço superaustenítico AISI 904L / Gabriel Giampietro de Andrade. -- Ilha Solteira: [s.n.], 2018
108 f. : il.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual Paulista. Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira. Área de conhecimento: Processos de Fabricação, 2018

Orientador: Vicente Afonso Ventrella
Inclui bibliografia

1. Soldagem à laser. 2. Nd:YAG pulsado. 3. AISI 904L. 4. Taguchi. 5. Anova.

Raiane da Silva Santos
Raiane da Silva Santos
Supervisora Técnica de Seção
Seção Técnica de Referência, Atendimento ao usuário e Documentação
Diretoria Técnica de Biblioteca e Documentação
CRB/8 - 9999

UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA

Câmpus de Ilha Solteira

CERTIFICADO DE APROVAÇÃO

TÍTULO DA DISSERTAÇÃO: SOLDAGEM À LASER Nd:YAG PULSADO NO AÇO SUPERAUSTENÍTICO AISI 904L

AUTOR: GABRIEL GIAMPIETRO DE ANDRADE
ORIENTADOR: VICENTE AFONSO VENTRELLA

Aprovado como parte das exigências para obtenção do Título de Mestre em ENGENHARIA MECÂNICA, área: MATERIAIS E PROCESSOS DE FABRICAÇÃO pela Comissão Examinadora:

Prof. Dr. VICENTE AFONSO VENTRELLA
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. RUIS CAMARGO TOKIMATSU
Departamento de Engenharia Mecânica / Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira

Prof. Dr. EDER FONZAR GRANATO
Departamento de Indústria / Mecânica / Instituto Federal de Educação, Ciência e Tecnologia

Ilha Solteira, 06 de março de 2018

DEDICO

Ao meu pai **Odair F. Andrade** e minha mãe **Silvana G. Andrade**, que me educaram e me possibilitaram mais essa conquista, exemplos de vida e perseverança. À minha esposa **Raianne S. G. Andrade** que me acompanha fielmente desde o ínicio de minha caminhada acadêmica.

AGRADECIMENTOS

A Deus, autor da minha fé, toda honra e glória.

Aos meus pais Odair e Silvana por todo suporte, conselhos e compreensão, em especial por todo carinho ao longo desta caminhada árdua. Sem vocês eu não chegaria até aqui.

A minha irmã Luana pelo carinho e companheirismo.

A minha esposa Raianne, por tudo que passamos juntos até hoje; por todo amor, cuidado e por aceitar sonhar junto comigo coisas maravilhosas.

Aos meus sogros Bia e Roberto, também minha cunhada Isabelle pela torcida sempre.

Aos meus companheiros de República por me acolherem em todas as horas.

Aos amigos que acompanharam mais de perto esta etapa.

Aos professores Ruis, Éder, Juno e Hidekasu pelos conselhos e por toda ajuda concedida de bom grado.

Ao professor Vicente Ventrella pela orientação deste trabalho, minha eterna gratidão.

A CAPES pela concessão da bolsa de estudos.

“Se você não consegue explicar algo de modo simples é porque não entendeu bem a coisa.”
(Albert Einstein)

“O trabalho duro revela o caráter das pessoas: alguns levantam as mangas, outros levantam os narizes e há aqueles que não se levantam.”
(Sam Ewing)

RESUMO

A soldagem é um processo de fabricação utilizado em geral para união de peças e quando utiliza o laser como fonte de calor, denomina-se soldagem a laser. Um tipo bem conhecido é a soldagem a laser Nd:YAG pulsado, utilizado em diferentes tipos de materiais. Um dos materiais mais utilizados na engenharia é o aço inoxidável que possui alta resistência à corrosão, como por exemplo o aço AISI 904L, muito utilizado em tanques de armazenamento de ácido sulfúrico e fosfórico além de ampla aplicação na indústria petroquímica. Conduziu-se uma soldagem à laser Nd: YAG pulsado em chapas de aço inoxidável AISI 904L com espessura de 3 mm, variando-se quatro fatores tais como Potência de pico (PP) , Largura temporal (w), Frequência (F) e Velocidade de soldagem (S), todos eles distribuidos em três níveis de variação. Foi feito um Planejamento Experimental através do Método Taguchi, utilizando-se uma matriz ortogonal L9 e portanto realizando-se 9 experimentos em condições diferentes. A soldagem foi executada em atmosfera protetora com gás Argônio com fluxo de gás de 15 l/min, com deslocamento automatizado. A energia de cada pulso variou de 30 a 38,4J e a energia de soldagem entre 1,5 e 3,2 kJ/mm; as taxas de sobreposição variaram de 60 a 83%. As amostras foram preparadas para metalografia e atacadas com Ácido Oxálico 10% eletrolítico, com 6V e 7 segundos. Apesar da maioria das amostras romperem na Zona Fundida (ZF), a resistência mecânica ficou muito próxima do valor encontrado para o Metal Base (MB). Para o MB, ZT e ZF, os valores médios de microdureza obtidos foram 215, 242 e 238 HV respectivamente, indicando uma soldagem praticamente homogênea, em que a zona fundida apresentou em sua microestrutura apenas fase austenitica assim como o metal base, sendo possível observar alguns defeitos característicos de solidificação como bolhas e trincas. Foi feita uma análise pelo Método Taguchi utilizando os valores médio de resposta e razão sinal-ruído em gráficos complementada por ANOVA com teste de Fisher em que as respostas principais foram limite de escoamento, limite de resistência a tração, limite de ruptura e dureza, indicando os parâmetros ótimos para cada caso.

Palavras-chave: Soldagem a laser. Nd:YAG pulsado. AISI 904L. Taguchi. ANOVA.

ABSTRACT

Welding is a manufacturing process used for joing parts and when a laser is utilized as a heat source, its called Laser Welding. A very known type is the pulsed Nd: YAG Laser Welding, that is used in many different kinds of materials. One of the most applied materials in engineering is the stainless steel that is highly corrosion resistant, for example the AISI 904L that is frequent used in sulfuric and phosphoric acid storage tanks, besides the petrochemical industry. Was carried out a pulsed Nd:YAG laser welding in AISI 904L stainless steel sheets with 3 mm of thickness, varying four factors such as Peak Power (PP), Time width (w), Frequency (F) and Welding Velocity (v), all of them distributed in three levels. A Design of Experiment was made through the Taguchi Method, using a L9 ortogonal array and therefore conducting nine experiments in different conditions. The welding was performed in argon gas flow of 15l/min, with automatic displacement. Pulse energy varied since 30 to 38,4J and welding energy from 1,5 to 3,2 kJ/mm; the overlay rates varied between 60 and 83%. Samples were prepared for metallography and etched with Oxalic Acid 10%, eletrolitic in 6v and 7 seconds. Although most of the samples broke in the Weld Zone (WZ), the mechanical resistance stayed very closer to the values found in Base Metal (BM). For BM, TZ and WZ, the mean values of hardness was 215, 242 and 238 HV respectively, pointing a homogeneous welding wherein the WZ presented only austenitic phase as well as the BM, being possible to observe some solidification characteristics defects as bubbles and cracks. An analysis was performed by the Taguchi Method ploting the main responses and the signal-noise ratio with the parameters, supported by an ANOVA with Fisher's test in wich the main responses was the yield strength, tensile strength, fracture strength and hardness, indicating optimal parameters for each case.

Keywords: Laser welding. Pulsed Nd:YAG. AISI 904L. Taguchi. ANOVA.

LISTA DE FIGURAS

Figura 1 - Theodore H. Maiman com o primeiro laser criado. 15
Figura 2 - Mercado do laser. (a) Desenvolvimento geral. (b) Lasers industriais (em 2010). (c) Locais de instalação. 21
Figura 3 - Esquema básico de funcionamento do laser. (I) Espelho refletor; (II) Espelho refletor parcial; (III) Saída do laser. 22
Figura 4 - Laser por estado sólido Nd:YAG. 24
Figura 5 - Diferença entre laser contínuo e laser pulsado. 26
Figura 6 - Comparação da densidade de energia entre processos de soldagem. 27
Figura 7 - Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem à laser CO2. 30
Figura 8 - Sistema de laser por escoamento axial rápido. 31
Figura 9 - Laser de escoamento transversal. 32
Figura 10 – PPF de alguns lasers em função da potência de saída do laser. 34
Figura 11 - Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem à laser Nd:YAG. 35
Figura 12 - Comparação entre os modos de soldagem à laser. 36
Figura 13 - Diagrama WRC-1992, para predição de teor de ferrita e modo de solidificação. 39
Figura 14 - Tanques de armazenamento de produtos químicos na indústria de papel e celulose. 46
Figura 15 - Macroestrutura da soldagem à laser CO2 no aço inoxidável AISI 904L. 48
Figura 16 - Microestrutura da soldagem à laser CO2 no aço AISI 904L. (a) Interface entre metal de solda e metal base; (b) Metal de solda. 49
Figura 17 - Difração raio-X para identificação de fases. 50
Figura 18 - Microdureza no aço AISI 904L após soldagem à laser por CO2. 50
Figura 19 - Corpo de prova nº 2 para ensaio de tração. 51
Figura 20 - Curva de tensão por deformação de engenharia do ensaio de tração. 51
Figura 21 - Fatores de controle e respostas alvo da pesquisa. 54
Figura 22 - Máquina a laser do LabSol (FEIS - UNESP). 55
Figura 23 - Corpos usinados para ensaio de tração. 56
Figura 24 - Procedimento de confecção dos corpos de prova tipo II e III. As linhas pontilhadas em vermelho, indicam os locais para corte. 57
Figura 25 - (a) Observação da vista superior do cordão para identificar a sobreposição. (b) Observação da seção transversal do cordão. 58
Figura 26 - Esquema de medição da microdureza. 59
Figura 27 - Esquema do porta amostras do ultra-microdurômetro. 59
Figura 28 - Ultra-microdurômetro no Laboratório de Microscopia da FEIS com detalhe no porta amostra. 60
Figura 29 - Máquina de ensaio de Tração do GC3M. 61
Figura 30 - Cordões de solda de acordo com cada condição. 63
Figura 31 - Seção transversal da amostra 1. Zoom de 3,2x. 64
Figura 32. Esquema de disposição dos pulsos. 64
Figura 33 - Corte longitudinal do cordão de solda. Condição 3 em Zoom de 1,25x. 65
Figura 34 - Comparativo dos valores do ensaio de tração. 66
Figura 35 - Comparativo dos resultados obtidos em relação ao metal base. 66
Figura 36 - Comparação do perfil de microdureza de todas as amostras (condições). 67

Figura 37 - Gráfico da difração raio-x para Amostra 1. 70
Figura 38 - Diagrama Pseudo-binário para a predição da microestrutura estabilizada nos aços inoxidáveis. 71
Figura 39 - Micrografia da Amostra 5 de E=3,1 kJ/mm. (a) Trinca entre pulsos. (b) Bolha perto da Zona de Trasição. (c) Trinca. (d) Microestrutura da Zona de Fusão. 72
Figura 40 - Bolha indicada na parte (b) da Figura 36. 73
Figura 41 - Micrografia da Amostra 1 para E=3,0 kJ/mm. (I) Possível trinca de solidificação; (II) Trinca na interface entre dois pulsos; (III) Trinca salientada em (I) através do MEV. 74
Figura 42 - Microestrutura da Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm) com defeitos em detalhe. 75
Figura 43 - Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm) - Corpos de Prova rompidos. 76
Figura 44 - Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm) - Corpo de Prova rompido. 77
Figura 45 - Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm) - Corpo de Prova rompido 77
Figura 46 - Fractografia MEV – (a) Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm); (b) Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm); (c) Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm). 79
Figura 47 - Gráficos Limite de escoamento e razão S/R para cada parâmetro. 81
Figura 48 - Gráfico de resíduos da ANOVA do Limite de Escoamento. 84
Figura 49 - Gráficos Limite de resistência a tração e razão S/R para cada parâmetro. 85
Figura 50 - Gráficos de resíduos para o limite de resistência a tração. 87
Figura 51 - Gráficos Limite de ruptura e razão S/R para cada parâmetro. 88
Figura 52 - Gráfico de resíduos para o limite de ruptura. 89
Figura 53 - Gráficos Dureza e razão S/R para cada parâmetro. 91
Figura 54 - Gráfico de participação P% dos parâmetros na dureza. 92
Figura 55 - Gráfico de Resíduos da dureza. 93
Figura 56 - Gráfico de microdureza em relação ao valor médio na ZT. Cada ponto no gráfico corresponde à posição da indentação da figura. 101
Figura 57 - Gráfico de microdureza em relação ao valor médio na ZF. Cada ponto no gráfico corresponde à posição da indentação da figura. 102
Figura 58 - Valor correspondente a cada indentação: Amostra 01. 103
Figura 59 - Amostra 5 em maior escala. 104
Figura 60 - Amostra 1 em maior escala. 105
Figura 61 - Microcavidades na Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm). 106
Figura 62 - Microcavidades na Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm) 107
Figura 63 - Microcavidades na Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm). 108

LISTA DE TABELAS

Tabela 1 - Tipos de laser e suas características. 28
Tabela 2 - Relações de Cromo e Níquel equivalentes para aços inoxidáveis austeníticos. .. 39
Tabela 3 - Composição química dos principais Aços Inoxidáveis Martensíticos. 40
Tabela 4 - Propriedades gerais e principais aplicações dos tipos mais conhecidos de Aços Inoxidáveis Martensíticos. 41
Tabela 5 - Composição química dos principais tipos de Aço Inoxidáveis Ferríticos. 42
Tabela 6 - Propriedades gerais e aplicações típicas dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Ferríticos. 42
Tabela 7 - Composição química dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação. 43
Tabela 8 - Composição quimica dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Duplex. 44
Tabela 9 - Composição química dos principais aços superausteníticos. 45
Tabela 10 - Composição química do Aço Inoxidável Superaustenítico 904L, como recebido de fábrica (%peso). 52
Tabela 11 - Parâmetros de Soldagem. 52
Tabela 12 -Matriz L9 dos parâmetros utilizados. 53
Tabela 13. Energia de soldagem (E) e Energia de pico (EP). 53
Tabela 14 - Largura dos cordões de solda de acordo com cada condição. 62
Tabela 15 - Resultado do ensaio de tração. 65
Tabela 16 - Estatísticas realizadas por partes da solda nos corpos de prova. 68
Tabela 17 - Resultado númerico do ensaio de microdureza. 68
Tabela 18- Perfil da Austenita para identificação na difração raio-x. 70
Tabela 19 - Dimensões dos corpos de prova. 78
Tabela 20 - Área correspondente às zonas de fratura. 80
Tabela 21 – Condições de soldagem em relação aos valores de Limite de Escoamento médios. 80
Tabela 22 - Tabela ANOVA para o limite de escoamento. 82
Tabela 23 - Tabela L9 para Limite de Resistência a tração. 84
Tabela 24 - Tabela ANOVA para resposta do Limite de Resistência a Tração. 86
Tabela 25 - Tabela L9 para o Limite de Ruptura. 87
Tabela 26 - Tabela ANOVA para Limite de Ruptura. 89
Tabela 27 - Tabela L9 para Dureza. 90
Tabela 28 - Tabela ANOVA para dureza. 92

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AISI	American Iron and Steel Institute
ANOVA	Analysis of Variance (Análise de Variância)
BM	Base metal
EDS	Energy Dispersive Spectrometry
LASER	Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation
LE	Limite de Escoamento
LR	Limite de Ruptura
LRT	Limite de Resistência a Tração
MASER	Microwave Amplification through Stimulated Emission
MB	Metal base
MEV	Microscópio Eletrônico de Varredura
Nd:YAG	Cristal de Ítrio, Aluminio e Granada dopados com Neodímio
SS	Sem Solda
S/R	Razão Sinal-Ruído
TZ	Transition Zone
UV	Ultra-violeta
WZ	Weld Zone
ZF	Zona Fundida
ZT	Zona de transição
ZTA	Zona Térmicamente Afetada

LISTA DE SÍMBOLOS

Ac	Área de fratura influenciada por tensão de cisalhamento
An	Área de fratura influenciada por tensão normal
E	Energia de soldagem
F	Fator F (teste de Fisher)
f	Frequência de Pulso
GL	Graus de Liberdade
I	Corrente de trabalho
P	Probabilidade de significância (p-valor)
PP	Potência de Pico
P%	Porcentagem de contribuição
QM	Quadrado Médio
R^2	Coeficiente de Explicação
S	Velocidade de Soldagem
SQ	Soma dos Quadrados
SQ_i	Soma dos Quadrados de cada i parâmetro
SQ_T	Soma dos Quadrados total
U	Tensão de trabalho
w	Largura temporal
η	Eficiência térmica do processo de soldagem

SUMÁRIO

1 INTRODUÇÃO 15
1.1 OBJETIVO 16
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA 18
2.1 LASER 18
2.1.1 Breve histórico do laser 18
2.1.2 Como funciona um laser? 22
2.1.3 Tipos de laser 23
2.1.4 Diferentes formas de operação do laser 25
2.1.5 Diferenças entre o laser pulsado e o laser contínuo 25
2.1.6 Aplicações do laser 26
2.2 SOLDAGEM À LASER 27
2.2.2 Soldagem à laser CO_2 30
2.2.3 Soldagem à laser Nd:YAG 34
2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS 36
2.3.1 Aços inoxidáveis austeníticos 37
2.3.2 Aços inoxidáveis martensíticos 40
2.3.3 Aços inoxidáveis ferríticos 41
2.3.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação 43
2.3.5 Aços inoxidáveis duplex 44
2.3.6 Aços inoxidáveis superausteníticos 45
2.4 SOLDAGEM À LASER EM LIGAS ESPECIAIS 47
2.4.1 Soldagem à laser CO_2 no aço 904L 48
3 MATERIAIS E MÉTODOS 52
3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL 52
3.2 BANCOS DE ENSAIO 54
3.3 SOLDAGEM A LASER ND:YAG PULSADO 55
3.4 CORPOS DE PROVA 56
3.5 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL 57
3.5.1 Microscopia óptica 57
3.5.2 Microscopia eletrônica 58
3.5.3 Ensaio de microdureza 58
3.5.4 Ensaio de tração e fractografia 61

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES 62
4.1 GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA 62
4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO 65
4.3 MICRODUREZA 67
4.4 MICROGRAFIA 69
4.5 FRACTOGRAFIA 76
4.6 ANOVA 80
4.6.1 Resposta: limite de escoamento 80
4.6.2 Resposta: limite de resistência a tração 84
4.6.3 Resposta: limite de ruptura 87
4.6.4 Resposta: dureza 90
5 CONCLUSÃO 94
5.1 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS 96
REFERÊNCIAS 97
ANEXO A – Imagens complementares da análise de microdureza 101
ANEXO B – Imagens complementares da análise de microestrutura 104
ANEXO C – Imagens complementares da análise de fractografia 106

1 INTRODUÇÃO

Na década de 60, Theodore H. Maiman produziu o primeiro LASER (Figura 1), que é uma sigla para *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, ou seja, amplificação da luz por emissão estimulada de radiação; um dos usos mais contundentes da luz, utilizando-se de lentes e espelhos para manipulação da mesma. (RENK, 2012)

Figura 1 - Theodore H. Maiman com o primeiro laser criado.



Fonte: Laserfest (2016).

Segundo Beretta (2006), as pesquisas com relação à utilização do laser em processos de fabricação como corte, a furação e a soldagem começaram apenas quando houve a descoberta da capacidade do laser em fundir e/ou vaporizar pequenas parcelas de metais, sendo a soldagem considerada economicamente competitiva em relação aos demais. Além disso, lasers são amplamente utilizados na indústria devido a sua precisão de operação, modificação local, processamento rápido e relativo baixo custo. (YILBAS et al., 2013)

A soldagem a laser é um processo de soldagem com alta densidade energética o qual através dela é possível obter uma penetração rápida, profunda, com pequena ou nenhuma zona térmicamente afetada (ZTA) além de um cordão limpo e de alta qualidade. De modo a produzir peças para as indústrias automobilisticas,

microeletrônica, naval, aeroespacial, entre outras, esta técnica de soldagem pode ser aplicada para soldar diferentes espessuras de chapas e/ou lâminas, em materiais similares/dissimilares além de diferentes superfícies de materiais. (KUMAR, 2017)

Também, outra motivação para este trabalho foram os resultados positivos obtidos por Zambon et al. (2006), Bogdanowicz et al. (2014) com o aço inoxidável superaustenítico 904L no processo de soldagem a laser contínuo CO2 além de Ramkumar et al. (2015) para a soldagem Nd:YAG pulsado nesta familia de aços porém para chapas de 5 mm de espessura. Sabendo disto, chega-se ao objetivo deste trabalho que é investigar a viabilidade de realizar uma soldagem a laser Nd:YAG pulsado em chapas de aço inoxidável 904L com 3 mm de espessura, encontrando parâmetros ótimos para tal através do método Taguchi e investigando a influência de cada parâmetro de soldagem a laser Nd:YAG pulsado.

Este trabalho está dividido da seguinte forma: o capitulo 2 traz uma revisão da bibliografia no qual descreve um breve histórico do laser, seu funcionamento e principais características. Outrossim, trata dos tipos de soldagem a laser e suas peculiaridades, como os modos de soldagem por condução e *keyhole*, além de investigar os aços inoxidáveis. O capitulo 3 apresenta os métodos e materiais utilizados nesta pesquisa, detalhando os locais e equipamentos que fizeram parte da investigação, desde o planejamento experimental até os procedimentos de análise estatística utilizados como a ANOVA e o método Taguchi.

Em seguida, o capitulo 4 apresenta todos os resultados obtidos, dispostos em seções de maneira a facilitar a compreensão, dividindo as análises em função do tipo de ensaio que foi realizado sendo discutidos a relação entre eles. No último capítulo, foram destacadas as conclusões desta pesquisa assim como algumas perspectivas para trabalhos futuros.

1.1 OBJETIVO

O estudo desenvolvido teve como objetivos:

- Contribuir com os estudos sobre a soldagem à laser Nd:YAG pulsado no aço superaustenítico AISI 904L de um modo geral;

- Investigação da dureza do metal de solda em relação ao metal base e análise da resistência mecânica das juntas soldadas, em relação à taxa de sobreposição indicada e o aporte térmico;
- Executar uma Análise de Variância (ANOVA) em conjunto com o método Taguchi para detectar qual parâmetro tem maior influência na resistência mecânica e na microdureza além de indicar os parâmetros ótimos para cada caso.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 LASER

2.1.1 Breve histórico do laser

O laser é uma ferramenta que revolucionou a tecnologia de uma maneira geral e é responsável por boa parte do que nos traz conforto, como por exemplo um leitor de DVD. Para tanto, não surgiu da noite para o dia e foram necessários alguns anos de conhecimento acumulado para culminar em tudo que esteja disponível hoje. A seguir apresenta-se alguns eventos científicos importantes que compõe a história do laser. (RENK, 2012)

1865: James Clerk Maxwell (King's College, Londres): Equações de Maxwell.

1888: Heinrich Hertz (Universidade de Karlsruhe): geração e detecção de ondas eletromagnéticas.

1900: Max Planck (Universidade de Berlin): quantização de radiação numa cavidade.

1905: Albert Einstein (Escritório de patentes de Bern): quantização de radiação.

1905: Niels Bohr (Universidade de Copenhagen): quantização dos estados de energia de um átomo.

1917: Einstein (Berlin): interação da radiação com um átomo; emissão espontânea e estimulada.

1923: Henryk A. Kramers: influência da emissão estimulada no índice de refração dos gases atômicos que contém átomos excitados.

1928: Rudolf Ladenburg (Instituto Kaiser Wilhelm, Berlin): observação da influência da emissão estimulada no índice de refração de átomos de neom excitados por colisão de elétrons numa descarga gasosa.

1951: Charles H. Townes (Universidade de Columbia): ideia do maser.

1954: Townes: maser de amônia (frequência de 23.870 GHz, comprimento de onda de 1.25 cm); Nicolai Basov, Aleksandr Prokhorov (Instituto de Física Lebedev,

Moscou): ideia do maser em paralelo com o desenvolvimento nos EUA e realização de um maser de amônia.

1956: Nicolaas Bloembergen (Universidade de Harvard): proposição do maser de três níveis (levando aos masers de estado sólido em outros laboratórios).

1958: Arthur L. Schawlow, Townes: proposição dos masers infravermelhos e ópticos (lasers) incluindo a formulação da condição limite de oscilação do laser; Prokhorov: descrição geral do principio dos masers ópticos (lasers).

1959: Basov: proposição do laser semiconductor.

1960: Theodore Maiman (Laboratórios de Pesquisa Hughes): laser de rubi (694 nm).

1960: Ali Javan (Laboratórios Bell): laser de hélio-neon (1.15 m, depois 633 nm).

1961: L. F. Johnson, K. Nassau (Laboratórios Bell): laser de neodímio YAG.

1962: Robert N. Hall (Laboratório de pesquisas General Electric): laser semicondutor.

1963: Herbert Kroemer (Universidade da California Santa Barbara): proposição de uma heteroestrutura laser.

1964: C. Kumar N. Patel (Laboratórios Bell): laser de dióxido de carbono; W. Bridges (Laboratórios Bell): laser de íons de Argônio.

1966: Peter P. Sorokin (auge da IBM Yorktown) e Fritz P. Schafer (Max-Planck-Institut für Biophysikalische Chemie, Gottingen): dye laser.

1968: William T. Silfvast (Laboratórios Bell): laser por vapor metálico.

1975: Basov: laser excimer (Hoje utilizado em cirurgias refrativas oculares)

1977: John Madey, Luis Elias e colaboradores (Universidade de Stanford): laser por elétrons livres.

1979: J. C. Walling (Allied Chemical Corporation): laser *alexandrite* (primeiro laser por estado sólido sintonizável).

1982: P. Moulton (Schwartz Electro-Optics): laser de titânio-safira.

1991: M. Haase e colaboradores (3M Photonics): laser de diodo verde (baseado no ZnSe).

1994: Federico Capasso, Jerome Faist e colaboradores (Laboratórios Bell): laser de cascata quântica.

1997: Shuji Nakamura e colaboradores (Nichia Chemicals, Japão): laser de diodo azul (baseado no GaN).

1997: Prêmio Nobel para S Chu, C Cohen Tannoudji e W D Philips “Pelo desenvolvimento de métodos para resfriar e capturar átomos com laser”

1997: W Ketterle: Primeira demonstração do laser por átomo

1997: T Hansch propõe um pente sintetizador medido oitavado auto referenciado de frequência óptica universal.

1999: J Ranka, R Windeler e A Stentz demonstra o uso interno de uma fibra estruturada para geração supercontínua.

2000: J Hall, S Cundiff J Ye e T Hansch: Demontra um pente de frequência óptica e relata a primeira medida de frequência óptica absoluta.

2000: Prêmio Nobel para Z I Alferov and H Kroemer “pelo desenvolvimento de heteroestruturas semicondutoras usadas em opto-eletrônicos de alta velocidade”

2001: Prêmio Nobel para E Cornell, W Ketterle e C E Wieman “por alcançar a condensação Bose-Einstein em gases diluidos de átomos alcalinos, e pelos primeiros estudos fundamentais das propriedades dos condensados.

2005: H Rong, R Jones, A Liu, O Cohen, D Hak, A Fang e M Paniccia: Primeiro laser Raman de silício de onda contínua

2005: Prêmio Nobel para R J Glauber “por sua contribuição para a teoria quântica da coerência óptica” e para J L Hall e T H Hansch “por suas contribuições pelo desenvolvimento de um laser de precisão baseado em espectroscopia, incluindo a técnica do pente de frequeência óptica”

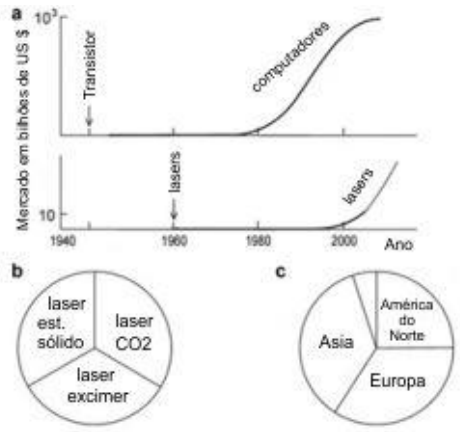
2009: Prêmio Novel para C K Kao “pela realização inovadora no que se refere à transmissão de luz através da comunicação por fibra óptica”

Segundo Renk (2012), desde então o mercado do laser cresce fortemente a cada ano, como pode ser visto na (RENK, 2012)

Figura 2. O desenvolvimento pode até ser similar com o mercado de computadores. Depois da descoberta do transistor em 1946, levou cerca de 50 anos até que o transistor se tornasse amplamente distribuido – como base essencial para um computador. O principal avanço se deve à miniaturização realizada na microeletrônica, e também devido a integração de transistors em sistemas maiores. O laser, com sua primeira operação 14 anos após o transistor, está começando a ser amplamente espalhado como parte de dispositivos do dia a dia. A integração dos laser em outros dispositivos e em sistemas maiores tornou-se possível pelo desenvolvimento de lasers semicondutores e a sua miniaturização.

O mercado do laser oferece uma grande variedade de diferentes lasers projetados para aplicações particulares. O campo do laser está em rápido desenvolvimento; melhora no design dos lasers, novos tipos de lasers, e novas aplicações fazem o campo crescer fortemente. (RENK, 2012)

Figura 2 - Mercado do laser. (a) Desenvolvimento geral. (b) Lasers industriais (em 2010). (c) Locais de instalação.

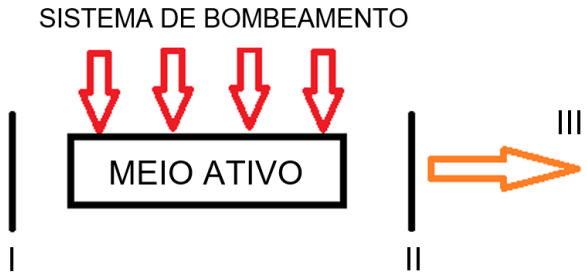


Fonte: Adaptado de Renk (2012)

2.1.2 Como funciona um laser?

O laser funciona a partir do seguinte principio: A radiação do Laser é gerada pelas transições estimuladas num meio ativo. O meio ativo é um meio de amplificação – a radiação propagada no meio ativo resulta num aumento da densidade de energia da radiação. O meio ativo no laser obtém uma realimentação que provém da radiação armazenada no ressoador do laser e parte dessa radiação que escapa para fora do ressoador, representa a radiação útil. (HITZ; EWING; HECHT, 2012)

Figura 3 - Esquema básico de funcionamento do laser. (I) Espelho refletor; (II) Espelho refletor parcial; (III) Saída do laser.



Fonte: Próprio autor.

A Figura 3, representa um esquema básico de funcionamento do laser.

• **Meio ativo:** O meio ativo é capaz de amplificar radiação eletromagnética. O meio ativo, localizado no interior do ressoador, preenche um ressoador parcialmente ou completamente. (DIELS; ARISSIAN, 2011)

• **Sistema de "bombeamento":** Este Sistema "bombeia" o meio ativo, ou seja, emite luz ou algum outro elemento de forma contínua para o meio ativo. Apesar do verbo bombear remeter ao trabalho realizado por uma bomba e portanto restringir a tarefa à utilização de líquidos, toda referência à bombeamento neste trabalho refere-se à emissão de luz, laser ou algum outro elemento para que o laser seja produzido. Há alguns métodos para realizar esta tarefa, tais como bombeamento óptico com outro laser ou lâmpada; bombeamento com uma descarga de gás; bombeamento com uma corrente através do semicondutor ou uma heteroestrutura semicondutora; bombeamento químico. (DIELS; ARISSIAN, 2011)

• **Ressoador:** O ressoador do laser consiste de dois espelhos – um é totalmente refletor e o outro é parcialmente refletor. Ele tem a tarefa de armazenar um campo eletromagnético coerente e de habilitar a interação do campo com o meio ativo. (DIELS; ARISSIAN, 2011)

Cada tipo de laser requer seu próprio design de ressoador: um laser deve ser apto a funcionar sempre. Dependendo da aplicação do laser, outro critério pode ser escolhido: que o laser deva ter uma eficiência ótima para conversão da potência da bomba para a potência de saída do laser.

2.1.3 Tipos de laser

Sabendo da forma como o laser funciona, está amplificação realizada pelo meio ativo pode ser feita de algumas formas. Cada forma de meio ativo configura um tipo de laser, sendo eles os Lasers por gás, Lasers por estado sólido, Lasers por meio “Vibrônico”, Lasers com amplificação em fibra de vidro dopada, Lasers de elétron livre, Lasers semicondutores entre outros. Neste estudo, será detalhado com um pouco mais de cuidado o Laser por gás e o Laser por estado sólido. (WEBER, 2001)

- **Laser a gás**

O laser a gás contém átomos e moléculas. A transição estimulada ocorre em átomos entre estados eletrônicos e em moléculas entre os estados rotacional, vibracional ou eletrônico. Os lasers que se utilizam deste tipo de descarga gasosa podem ser descritos como: laser hélio-neon; laser por vapor metálico, laser por íons de argônio, laser *excimer*; laser por nitrogênio; laser a gás ópticamente bombeado e o laser por CO2. (WEBER, 2001)

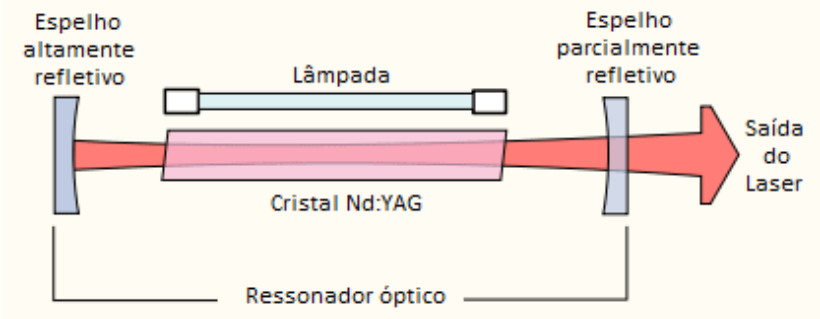
O laser CO2 e o laser excimer são os dois lasers industriais mais importantes. O laser excimer gera uma intense radiação UV pulsante. O laser CO2 é uma fonte de radiação infravermelho. Ele tem uma alta eficiência na conversão da energia elétrica para energia de radiação do laser. O laser CO2 é muito versátil – ele opera com ondas contínuas ou pulsadas. O laser a gás bombeado ópticamente (bombeado com radiação do laser CO2) é mais adequado para geração de radiação de raio

infravermelho distante (o FIR é um tipo de energia da luz que pode ser encontrada vinda do sol). (WEBER, 2001)

- **Laser por estado sólido**

O laser por estado sólido é chamado desta forma pois o seu meio ativo consiste de íons em um sólido dielétrico, como por exemplo o que está contido na Figura 4; o sólido é o lugar que acondiciona os íons. Os lasers de estado sólido, operados em uma sala com controle de temperature, estão disponíveis na frequência do espectro visível e próximo ao infravermelho. As transições estimuladas entre os estados eletrônicos dos íons fornece um aumento na geração de radiação do laser. Além dos cristais, outros materiais de matérica condensada, tais como vidros, polímeros e líquidos, podem ser opções como contenedores dos íons, átomos ou moléculas. (WEBER, 2001)

Figura 4 - Laser por estado sólido Nd:YAG.



Fonte: Adaptado de Laser Construction (2016).

Há um tipo de laser por estado sólido onde ao invés de uma barra ou vara do material proposto (como por exemplo o rubi ou o Nd:YAG), é utilizado um disco como meio ativo. O laser a disco bombeado com um laser condutor possui uma maior qualidade no raio emitido. Os discos de vidro são usados para gerar radiação próxima à frequência do infravermelho em diferentes comprimentos de onda. Já o vidro dopado com Neodímio pode produzir uma intensa radiação pulsada com um comprimento de onda de 1.05 µm. Fibras de vidro dopadas têm radiação numa faixa de comprimento de onda em torno de 0.7 a 3 µm. Lasers por fibra em geral são robustos e flexíveis, encaixando-se em muitas áreas como processamento de materiais, biofísica e medicina, sendo aptos para gerar radiação em forma de ondas contínuas ou pulsos de picossegundos (10^{-12} s). (WEBER, 2001)

2.1.4 Diferentes formas de operação do laser

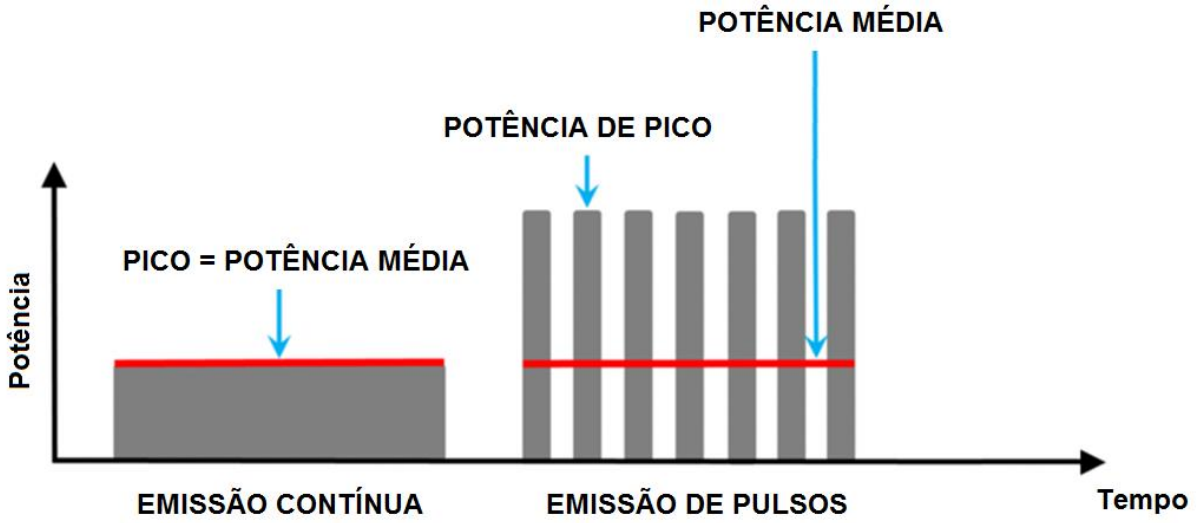
Lasers podem ser operados como ondas contínuas, pulsadas ou pulsadas femtossegundos. As diferentes formas em que são operados, em diferentes comprimentos de ondas têm muitas aplicações na física, química, biologia e medicina.

O laser contínuo possui esse nome pois de uma forma geral, há um bombeamento constante que mantém a oscilação do laser. Já o laser pulsado possui uma geração de energia por pulsos, ou seja, a entrega da mesma é feita por pulsos. E o laser femtossegundos possui um bombeamento contínuo na maior parte do tempo, porém ele emite pulsos corentes com um período de 10^{-15} segundos, o que confere o seu nome.

2.1.5 Diferenças entre o laser pulsado e o laser contínuo

Assim como citado anteriormente, um laser pode ser classificado pelo modo de operação pulsado ou contínuo dependendo se a forma de saída da energia é constante ao longo do tempo ou produz picos de energia alternados com períodos sem luz alguma. O modo pulsado abrange uma larga faixa de tecnologias, sendo considerado um laser pulsado qualquer laser que não seja classificado como contínuo e tenha uma geração periódica ou não de pulsos de energia. Em alguns casos, a aplicação exige a produção de pulsos com a maior energia possível; como a energia do pulso é igual à potência média dividida pela taxa de repetição como mostrado na Figura 5, esse objetivo às vezes pode ser satisfeito pela redução da frequência de pulso para que mais energia possa ser acumulada entre os pulsos. (GANEEV, 2014)

Figura 5 - Diferença entre laser contínuo e laser pulsado.



Fonte: Adaptado de Meng et al. (2015)

Na furação a laser por exemplo, um pequeno volume de material na superfície de uma peça de trabalho pode ser evaporado se for aquecido em um tempo muito curto com uma entrega altamente energética, enquanto que o fornecimento de energia constante permitiria que o calor fosse absorvido na maior parte da peça, nunca alcançando um temperatura suficientemente alta em um ponto particular de maneira que ao invés de furar o material fosse produzido uma solda. (GANEEV, 2014)

Algumas aplicações do laser requerem que o funcionamento do laser entregue um feixe cuja energia de saída seja constante porém existe certas fontes de laser no qual é impossível criar um pulso que seja constante ou requerem altos níveis de fluxo de um laser de alta densidade energética, tornando-se nada prático ou até levando à destruição do equipamento pelo calor excessivo. (GANEEV, 2014)

2.1.6 Aplicações do laser

É interessante que diferente tipos de laser existem no Mercado e cada um deles é designado para uma tarefa diferente. Por exemplo, se precisarmos de lasers para leitura de cd’s e dvd’s ou até mesmo blue ray, os lasers semicondutores com pequenos tamanhos e baixo consume de energia já suprem essa necessidade. Mas

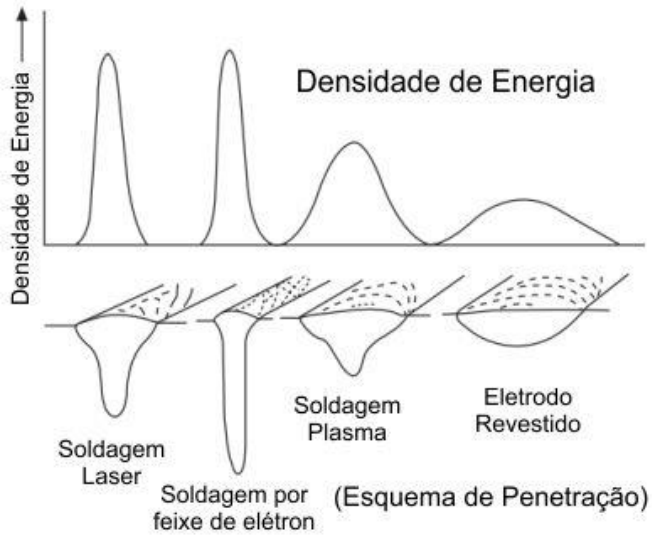
se o objetivo é cortar chapas de metal, um laser de alta potência é requerido, como por exemplo o laser de CO2 que é amplamento utilizado na indústria. (RENK, 2012)

Assim, grandes processos surgiram com a miniaturização dos lasers semicondutores, tanto os de baixa potência como os de alta, modernizando as indústrias até um nível onde processos de fabricação limpos e precisos se tornaram realidade. Uma das aplicações mais conhecida no meio dos processos de fabricação é a soldagem à laser. (RENK, 2012)

2.2 SOLDAGEM À LASER

O Laser é uma fonte de alta densidade energética e para tanto, a soldagem realizada através do laser é reconhecida como um processo avançado de união de materiais. A Figura 6 mostra um esquema da densidade de energia do laser em relação à outros processos de soldagem. (KATAYAMA, 2013)

Figura 6 - Comparação da densidade de energia entre processos de soldagem.



Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

Entre todos os processos de soldagem, a soldagem a laser pode fabricar uma variedade de juntas de metais ou plásticos numa faixa que começa desde chapas muito finas, com cerca de 0,01 mm de espessura, até chapas grossas com cerca de 50 mm de espessura, utilizando-se de um gás de proteção como o Hélio (He), Argônio

(Ar) ou as vezes o Nitrogênio (N2) na soldgem em atmosfera normal, e ganhou enorme popularidade como promessa de tecnologia de união de alta qualidade, alta precisão, alta performance, alta velocidade, boa flexibilidade e baixa distorção. A soldagem à laser pode também ser completamente automatizada e sistematizada, consequentemente as aplicações deste processo aumentam junto com o desenvolvimento de novos aparatos para o laser e também processos de união. No intuito de aplicar própriamente o modo contínuo ou o modo pulsado (MC ou MP), é importante saber as especificações e a capacidade da máquina laser, os fatores que afetam a penetração da solda e os defeitos na soldagem, e os mecanismos e comportamento da soldagem também, como forma de avaliar a soldabilidade dos materiais e as propriedades mecânicas das juntas. Os tipos de laser e suas características estão dispostas na Tabela 1. (KATAYAMA, 2013)

Tabela 1 - Tipos de laser e suas características (continua)

Tipos de laser	Características do laser
CO2	**Comprimento de onda:** 10,6 µm; infravermelho distante **Meio Ativo:** Gás misto CO_2-N_2-He **Potência Média [MC]:** 50 kW (máximo) (Normal): 1-15 kW
YAG bombeado por lâmpada	**Comprimento de onda:** 1,06 µm; infravermelho próximo **Meio Ativo:** Nd^{3+}:$Y_3Al_5O_{12}$ granada (sólido) **Potência Média [MC]:** 10 kW (máximo tipo cascata e agrupamento de fibra) (Normal): 50 W-7 kW (Eficiência: 1-4%)]
Laser Diodo (LD)	**Comprimento de onda:** 0,8-1,1 µm; infravermelho próximo **Meio Ativo:** InGaAsP, etc. (sólido) **Potência Média [MC]:** 10 kW (máximo tipo agrupável), 15 kW (máx. De entrega da fibra) **Diferencial:** Compacto e de alta eficiência (20-60%)

Tabela 1 – Tipos de laser e suas características (conclusão)

Tipos de laser	Características do laser
LD bombeado no estado sólido	**Comprimento de onda:** cerca de 1 µm; infravermelho próximo **Meio Ativo:** Nd^{3+}:$Y_3Al_5O_{12}$ granada (sólido) **Potência Média [MC]:** 13,5 kW (máx. no agrupamento de fibras) [MP]: 6 kW (máx. Tipo prancha)
Laser à disco	**Comprimento de onda:** 1,03 µm; infravermelho próximo Meio Ativo: Yb^{3+}:YAG ou YVO_4 (sólido), etc **Potência Média [MC]:** 16 kW (máx. Tipo cascata) **Diferencial:** Entrega por fibra, alta luminosidade, alta eficiência (15-25%)
Laser por fibra	**Comprimento de onda:** 1,07 µm; infravermelho próximo **Meio Ativo:** Yb^{3+}:SiO_2 (sólido), etc **Potência Média [MC]:** 100 kW (máx. Por agrupamento de fibras) **Diferencial:** Entrega por fibra, alta luminosidade, alta eficiência (20-30%)

Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

Assim, pode-se dizer que os processos de soldagem à laser mais usuais são: CO_2 e Nd:YAG.

2.2.1.1 Parâmetros da Soldagem à Laser Pulsado

Os parâmetros da soldagem à laser utilizados para configurar a máquina e consequentemente direcionar como será o tipo de soldagem de acordo com cada material são: Potência de pico, Largura temporal, Frequência e Velocidade de Soldagem. (Steen, Mazumder, 2010)

a) Potência de Pico (P)

É um parâmetro que controla o máximo de energia de cada pulso, afetando diretamente na penetração da solda. Em geral é utilizada na medida de kilowatts [kW].

b) Largura temporal (w)

A largura temporal é o tempo de duração do pulso, utilizada em milisegundos [ms].

c) Frequência de pulso (F)

A frequência de pulso indica a quantidade de pulsos provenientes da lâmpada *flash* por segundo, sendo expressada em Hertz [Hz].

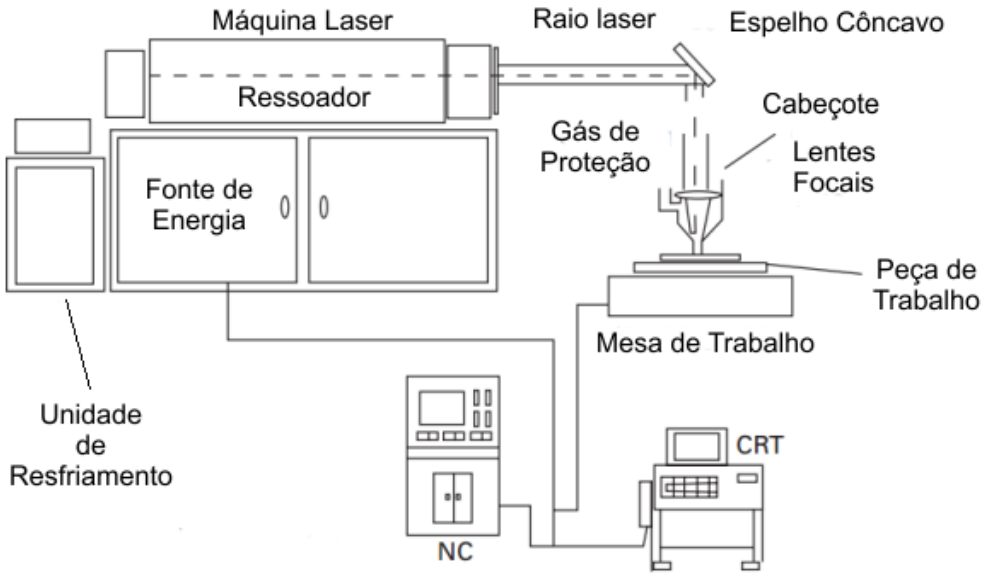
d) Velocidade de Soldagem (S)

A velocidade de soldagem é a velocidade com que a solda será realizada. Neste trabalho foi utilizada em milímetros por segundo [mm/s].

2.2.2 Soldagem à laser CO_2

A soldagem à laser por CO_2 foi inventada por C.K.N. Patel, trabalhando para os Laboratórios Bell. Ele teve êxito ao produzir 1mW de puro laser CO_2. O comprimento de onda de um laser CO_2 é normalmente algo em torno de 10,6 µm e é cerca de 10 vezes maior do que o comprimento de onda de um laser por estado sólido. Um comprimento de onda maior, afeta significantemente a interação entre o raio laser e os materiais, gases de proteção e plasmas, determinando as características do comportamento de uma soldagem a laser e os sistemas laser. Um esquema do funcionamento da máquina de soldagem à laser CO_2 é apresentada na Figura 7. (KATAYAMA, 2013)

Figura 7 - Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem à laser CO2.

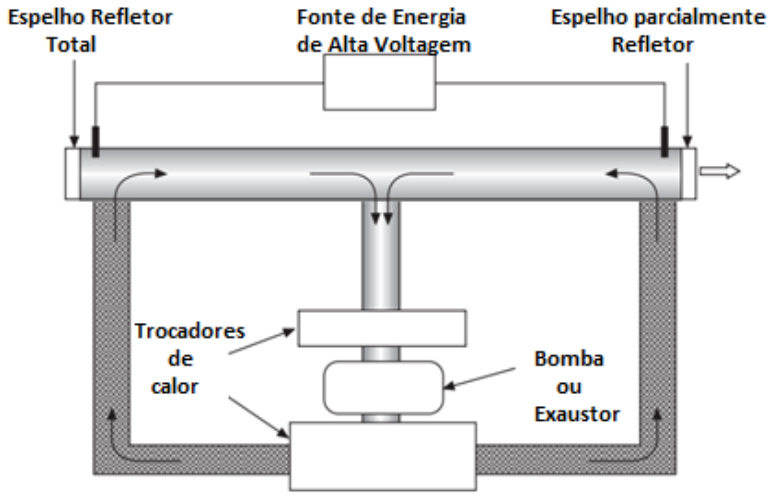


Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

O meio ativo presente no Ressoador é o que dá o nome à esse tipo de soldagem; uma mistura de Dióxido de carbono, Nitrogênio e Hélio é usado como meio ativo, excitado por uma corrente direta ou alternada de alta frequência para produzir o típico comprimento de onda. Existem alguns tipos de lasers CO_2 que são classificados principalmente pelo método de extração de calor e a direção do escoamento do meio ativo do laser. (KATAYAMA, 2013)

O primeiro tipo é o laser com escoamento lento. O gas do laser escoa lentamente durante a descarga elétrica e o gás é resfriado principalmente através do contato com as paredes da cavidade. Um feixe de laser estável de alta qualidade pode ser produzido, no entanto a potência de saída do laser é normalmente baixa, pelo fato de ser necessária uma longa cavidade para obter alta potência. O laser com escoamento axial rápido aumenta a taxa de escoamento do gás ao circular os gás com compressores ou sistemas de ventilação. O gás é resfriado por trocadores de calor instalados no caminho de circulação do gás como mostrado na Figura 8. O escoamento do gás e do feixe de laser tem um eixo em comum. Lasers de alta potência, até 20 kW com alta qualidade do feixe, estão disponíveis para esse tipo de laser. (KATAYAMA, 2013)

Figura 8 - Sistema de laser por escoamento axial rápido.

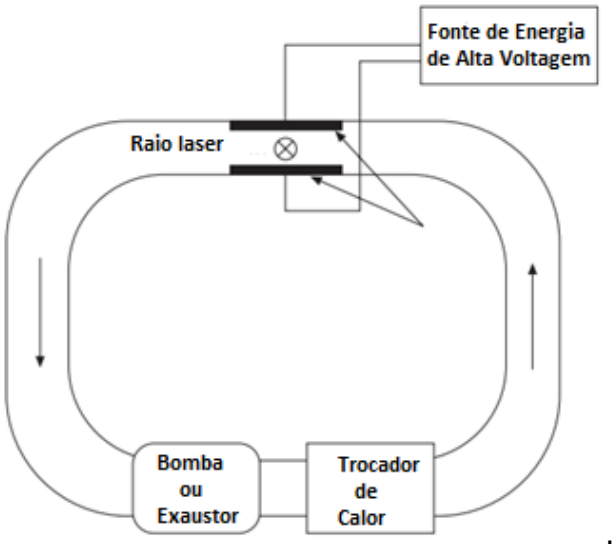


Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

Nos lasers de escoamento transversal, o eixo do feixe de laser é orthogonal à direção da descarga elétrica e ao escoamento de gás, como mostrado na Figura 9. O gás do laser é resfriado através da circulação do gás e este tipo de laser pode atingir

a maior potência de laser, apesar da qualidade do feixe ser menor do que o laser de escoamento axial rápido. (KATAYAMA, 2013)

Figura 9 - Laser de escoamento transversal.



Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

O comprimento de onda do feixe de laser CO_2 é de 10,6 um, o qual é dez vez maior que o comprimento de onda do laser no estado sólido. A eficiência da trnasformação de energia elétrica para óptica é entre 8 e 15%, que é bem maior do que o laser Nd:YAG com barra, porém é menor do que os lasers de diodo e também os recém lasers brilhantes, como os lasers por fibra ou à disco. (KATAYAMA, 2013)

O laser por CO_2 possui vantagens e desvantagens. As principais vantagens, comparado a outros sistemas de laser são:

- dimensionamento mais fácil para alta potência;
- feixe de alta qualidade;
- máquina de custo relativamente baixo;
- soldagem relativamente estável.

As principais desvantagens são:

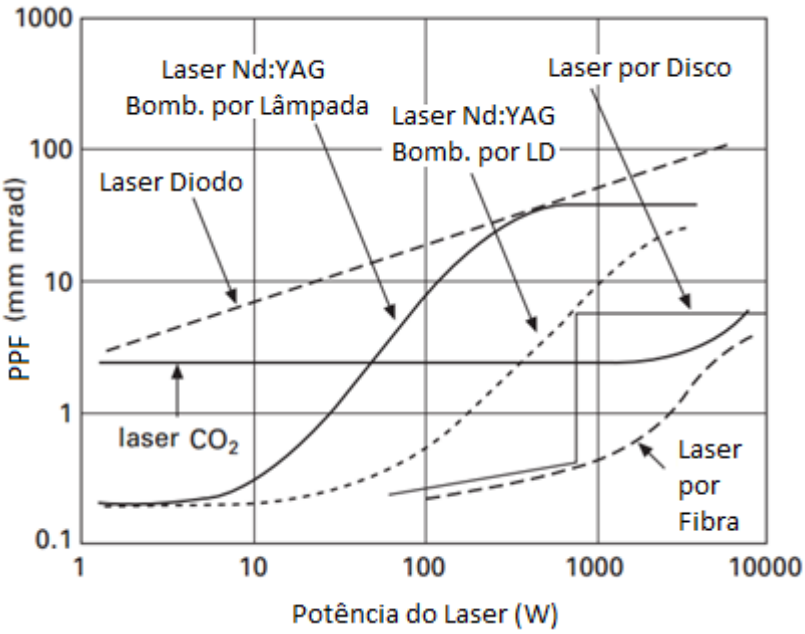
- opaco para materiais transparentes comuns (materiais especiais caros são necessários para o sistema ótico);
- nenhum uso de entrega de fibra óptica;

- alta refletividade de metais;
- uma elevada absorção da energia do laser no plasma induzida por laser.

O custo relativamente baixo de máquina por unidade de potência é também uma vantage do laser CO_2. O fenômeno da soldagem é também mais estável no laser CO_2 se comparado à soldagem a laser de fibra ou laser de disco. A maioria das desvantagens no laser CO_2 é causado por um comprimento de onda maior (10,6 mm). Materiais comumente transparantes como vidro e quartzo são opacos à um comprimento de onda da radiação laser de 10,6 mm. Assim, um sistema de entrega por fibra óptica não pode ser usada. O raio laser precisa ser transferido para a estação de trabalho por reflexão, utilizando-se de espelhos. Um alinhamento de feixe afinado é necessário e a flexibilidade da soldagem à laser é limitada para fins práticos e essa é a maior desvantagem da soldagem à laser CO_2. Além disso, materiais caros e especiais como o Seleneto de Zinco (ZnSe) precisa ser usado para esses tipos de components ópticos, como janelas e lentes. (KATAYAMA, 2013)

O desenvolvimento de máquinas de alta saída de potência teve seu primeiro progresso em lasers por CO_2, porque não é não difícil de aumentar a potência de saída. Máquinas industriais de 50 kW já estavam disponíveis no fim do século XX. Além disso, feixes de laser de alta qualidade podem alcançar faixas de alta potência. A Figura 10 mostra o Parâmetro Produto do Feixe (PPF), o qual é o produto do angulo de divergência do feixe e o raio do feixe além de quantificar a qualidade do mesmo. Valores menores do PPF significam um feixe de alta qualidade; a soldagem à laser é feita, normalmente, usando um laser multi kW. (KATAYAMA, 2013)

Figura 10 – PPF de alguns lasers em função da potência de saída do laser.



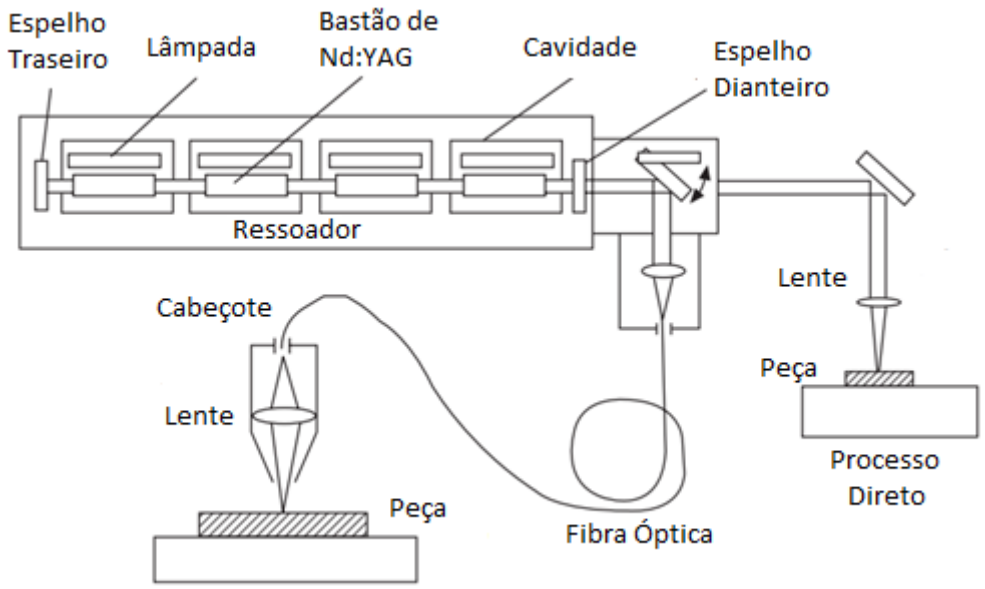
Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

Numa faixa de alta potência, PPF num laser tipo bastão Nd:YAG aumenta significantemente a potência de saída devido à uma distorção termal do meio cilindrico do laser. Por outro lado, o laser CO_2 pode manter uma alta qualidade de feixe, mesmo em alta potência. O PPF é quase similar ao CO_2 nos lasers de fibra e à disco. (KATAYAMA, 2013)

2.2.3 Soldagem à laser Nd:YAG

A soldagem à laser Nd:YAG é um dos tipos de soldagem a laser por estado sólido, o que significa que o meio ativo utilizado pela fonte laser é algo sólido. Neste caso, um bastão de Neodímio dopado com Ítrio, Aluminio e Granada, compõe o meio ativo. Este tipo de laser, criado no início com baixa potência e hoje assumindo valores de até 8 kW, funciona quando uma luz ou outro raio laser é emitido e passa pelo seu meio ativo, amplifica e polariza essa luz e a transporta através de espelhos, para as lentes que vão concentrar a radiação em um único ponto, produzindo a soldagem como mostra a Figura *11*. (KATAYAMA, 2013)

Figura 11 - Esquema de funcionamento de uma máquina de soldagem à laser Nd:YAG.



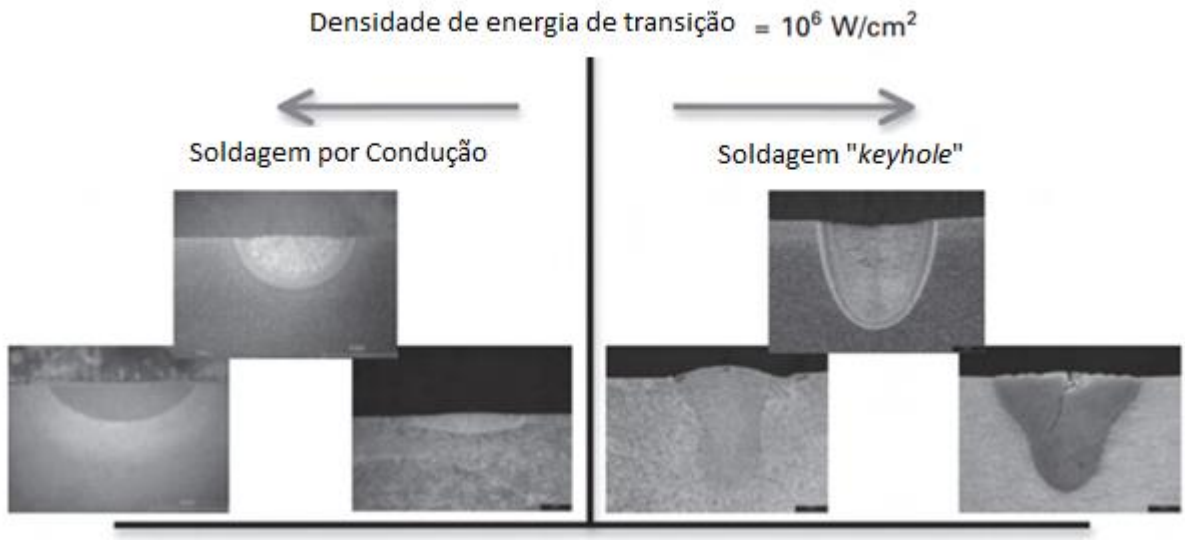
Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

Com a chegada da nova geração de lasers por estado sólido baseado na composição de Nd:YAG, tecnologias de fibra e disco, emitindo radiação numa faixa de infravermelho próximo por volta de 1,03 a 1,07 um, tem renovado e amplificado fortemente o interesse em usar algum desses tipos de soldagem à laser. Ao comparer com a soldagem à laser CO_2, a capacidade de transporter essa faixa de comprimento de onda com fibra óptica oferece uma vantage incomparável para aplicações industriais, particularmente quando robôs antropomórficos são usados. Também, esses lasers agora possuem um alto nível de confiabilidade, com alta eficiência e atualmente atinge a potência de uma soldagem à laser no modo contínuo numa escala de dezenas de quilowatts, com uma qualidade de feixe impressionante mesmo chegando bem perto do ângulo limite de refração. Assim, todos esses argumentos tornam a soldagem à laser Nd:YAG uma ferramenta muito popular, por ter juntado em uma única tecnologia a alta performance com alta qualidade além da boa flexibilidade requerida na soldagem de diferentes materiais. (KATAYAMA, 2013)

Existem dois modos diferentes de soldagem laser (Figura 12). O primeiro é chamado de “Modo Condução”: neste caso, a intensidade absorvida é pequena em relação ao limite dado, no qual depende do material e da velocidade de soldagem, onde a evaporação dentro do ponto focal não é intenso o suficiente para gerar um

“*keyhole” (KH).* O tamanho da poça de fusão correspondente é controlada principalmente pela transferência de calor do ponto focal e da velocidade de soldagem. A soldagem “*keyhole*” ou soldagem de penetração profunda, é o segundo tipo de soldagem, o qual ocorre quando a intensidade do laser dentro do ponto focal é alto o suficiente para obter uma alta taxa de evaporação, fazendo com que a correspondente pressão de retração afete a superfície da poça de fusão e permita que o feixe de laser penetre profundamente no material. A geração de um KH é portanto o mecanismo básico deste tipo de soldagem, caracterizada pela combinação de um complexo mecanismo físico tanto através da absorção do laser, transferência de calor por condução e convecção, um complexo escoamento hidrodinâmico em volta do KH e dentro da poça de fusão, e também uma forte junção da pluma (material vaporizado) com a poça de fusão. (KATAYAMA, 2013; STEEN; MAZUMDER, 2010)

Figura 12 - Comparação entre os modos de soldagem à laser.



Fonte: Adaptado de Seiji Katayama (2013)

2.3 AÇOS INOXIDÁVEIS

A invenção do Aço Inoxidável se dá através de Harry Brearley (1871-1948), que fazia um estudo a pedido de fabricantes de armas, onde se procurava uma liga metálica que apresentasse uma resistência maior ao desgaste que ocorria no interior do cano de armas de fogo, por volta de 1912. No mundo, esta classe de materiais

surgiu quase que simultaneamente em países como Alemanha, Inglaterra, Estados Unidos e França. (STAINLESS STEEL INTERNATIONAL FORUM, 2016)

Atualmente, o aço inoxidável é um material tão comum que poucas pessoas não viram ou tocaram algo feito do mesmo. Este tipo de material é usado para a fabricação de utensílios de cozinha em geral, trocadores de calor, equipamentos para indústrias químicas, aplicações na área sanitária e hospitalar, na indústria farmacêutica, petroquímica e de transportes. (OUTOKUMPU, 2013)

Assim como todos os tipos de aços, o aço inoxidável é uma liga composta de cromo, níquel, molibdênio entre outros. Aços com teores de cromo acima de 11% - 12% são chamados de inoxidáveis, pois esta concentração de cromo previne a oxidação da superfície do aço (por isso o nome inoxidável). O papel do cromo na proteção contra oxidação é feito através da sua afinidade com o oxigênio ser maior que a do ferro, dentro das séries eletroquímicas, o que leva à formação de uma camada passiva espontânea na superfície, o que protege instintivamente a liga de um grande número de reagentes. (OUTOKUMPU, 2013; SILVA; MEI, 1988)

Existem algumas famílias de aços inoxidáveis, classificadas por meio de sua composição química e de características microestruturais adquiridas após o resfriamento: os Martensíticos, os Ferríticos, os Austeníticos, os Superausteníticos os Ferrítico-Austeníticos (Duplex), os Super-Duplex e os que são endurecidos por precipitação. (OUTOKUMPU, 2013)

2.3.1 Aços inoxidáveis austeníticos

O maior grupo dos aços inoxidáveis é representado pelos Austeníticos, que podem ser divididos em cinco sub-grupos relacionados aos elementos de liga ou em dois sub-grupos classificados de acordo com a estabilidade microestrutural; porém, apresentam de certa forma as mesmas propriedades mecânicas que são:

- Elevada tenacidade e dutilidade, o que confere também boa resistência à cavitação;
- Fase única com estrutura cúbica de face centrada (CFC), o que mantém o seu comportamento dútil em múltiplas condições e também faz com que tenha alta dureza aliada a boa resistência ao impacto em temperaturas baixíssimas (criogenia) e alta resistência à oxidação em temperaturas por volta de 600°C;

- Boa resistência mecânica e a corrosão;
- Não é ferro magnético (pode ser usado em locais onde propriedades magnéticas são indesejáveis);
- Melhor soldabilidade entre os aços inoxidáveis, boa estampabilidade;
- Baixa condutividade térmica e boa condutividade elétrica.

Os cinco sub-grupos relacionados à composição química são: Cr-Ni, Cr-Mn, Cr-Ni-Mo, austeníticos de alta performance e austeníticos de alta temperatura. Destes, o mais comum é o Cr-Ni que envolve os aços inoxidáveis AISI das séries 200 e 300. Em geral, possuem 18% de Cromo e 8% de Níquel, mas podem ser incluídos; Nitrogênio para melhorar a resistência à tração, Enxofre para melhorar a usinabilidade, Titânio ou Nióbio para melhorar a resistência mecânica em geral. Além disso, nos aços inoxidáveis austeníticos a primeira fase a sofrer solidificação é a austenita, chamado de solidificação com austenita primária, quando há somente uma proporção de Cr/Ni menor do que 1,5. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993; ANAWA, 2014)

Também, é possível classificar os aços inoxidáveis austeníticos em austeníticos estáveis e metaestáveis, onde a liga estável retém a estrutura austenítica mesmo após grande deformação a frio e os metaestáveis transformam a estrutura austenítica em martensítica ou acicular ao sofrerem deformação a frio.

Mesmo sendo predominantemente austenítico, frequentemente, o material apresenta uma pequena quantidade de ferrita, também chamada de ferrita delta, a qual deve ser prioritariamente controlada e através deste controle, evita-se o trincamento a frio assistido pelo hidrogênio, pois o hidrogênio tem alta difusibilidade na ferrita. O níquel é um elemento de liga austenitizante e pode ser usado para o controle da quantidade de ferrita na microestrutura utilizando-se das formulas do cromo e do níquel equivalente. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

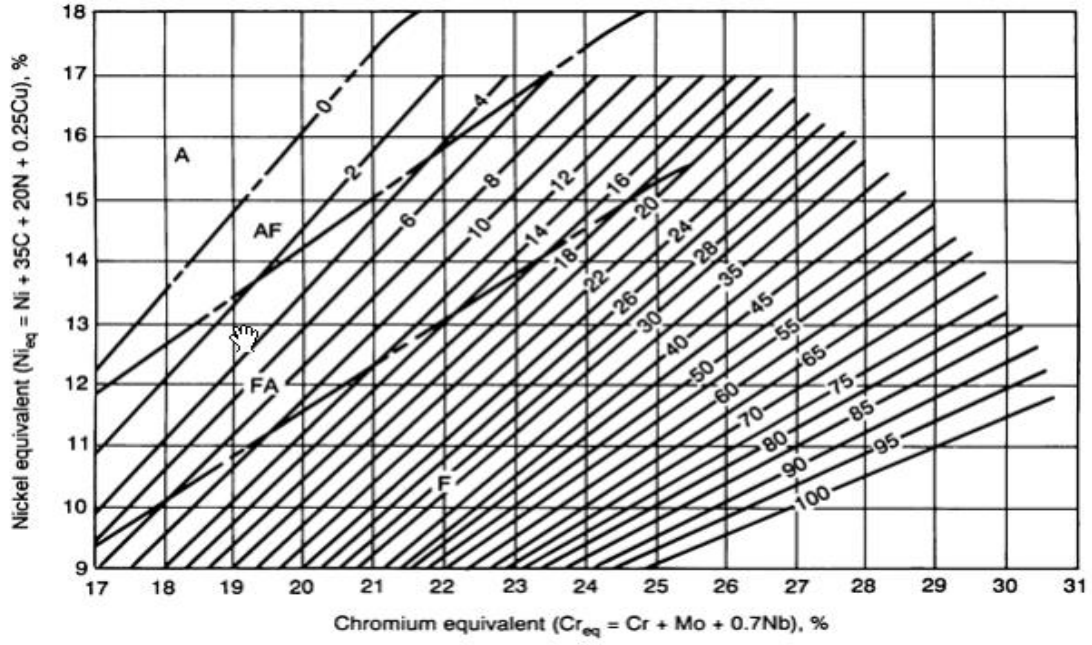
Tabela 2 - Relações de Cromo e Níquel equivalentes para aços inoxidáveis austeníticos.

Autor	Ano	Cromo Equivalente (%)	Níquel Equivalente (%)
SCHAEFFLER	1949	CR + MO +1.5SI + 0.5NB	NI + 0.5MN + 30C
DELONG ET AL.	1956	CR + MO +1.5SI + 0.5NB	NI + 0.5MN + 30C + 30N
HULL	1973	CR + 1.21MO + 0.48SI + 0.14NB + 2.27V + 0.72W + 2.20TI + 0.21TA + 2.48AL	NI +(0.11MN - 0.0086MN²)+24.5C + 14.2N + 0.41CO + 0.44CU
HAMMAR E SVENNSON	1979	CR + 1.37MO + 1.5SI + 2NB + 3TI	NI + 0.31MN + 22C + 14.2N + CU
SIEWERT ET AL.	1992	CR + MO + 0.7NB	NI + 35C + 20N + 0.25CU

Fonte: Adaptado de Handbook ASM (1993)

A predição da quantidade de ferrita foi se modificando ao longo do tempo até que em 1992, o Diagrama WRC (*Welding Research Council*) foi gerado com novas formulas, incluindo a alteração da quantidade de cobre na formula do níquel equivalente, já que a composição química do material influencia diretamente a microestrutura soldada. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

Figura 13 - Diagrama WRC-1992, para predição de teor de ferrita e modo de solidificação.



Fonte: Jenney (1991)

2.3.2 Aços inoxidáveis martensíticos

Os aços inoxidáveis Martensíticos compõe o menor grupo de aços inoxidáveis que em geral são ligas de Cr-C numa proporção média de 11% e 0,15%, respectivamente. Este grupo pode ser considerado equivalente aos aços para têmpera e revenido; porém, com elevado teor de cromo; sendo assim, facilmente endurecidos por tratamento térmico. Aços inoxidáveis Martensíticos são muito utilizados em turbinas a vapor, turbinas a gás, motores de avião, equipamentos petroquímicos e na indústria petrolífera, justamente por possuírem boa resistência ao escoamento, boa resistência à fadiga e a fluência, resistência à corrosão moderada, em ambientes de até 650 °C. Nos Estados Unidos, os aços inoxidáveis Martensíticos 410 e 440 são amplamente utilizados, assim como na Europa; onde além destes, se utiliza a liga 12Cr-1Mo-0.3V (HT9). A Tabela *3* mostra os principais aços Martensíticos e sua composição química. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

Tabela 3 - Composição química dos principais Aços Inoxidáveis Martensíticos.

Tipo	Composição							
	C	Mn	Si	Cr	Ni	P	S	Outros
403	0,15	1,00	0,50	11,5	-	0,04	0,03	-
410	0,15	1,00	1,00	11,5-13,5	-	0,04	0,03	-
414	0,15	1,00	1,00	11,5-13,5	1,25-2,50	0,04	0,03	-
416	0,15	1,25	1,00	12,0-14,0	-	0,06	0,15	0,6 Mo
420	0,15	1,00	1,00	12,0-14,0	-	0,04	0,03	-
431	0,2	1,00	1,00	15,0-17,0	1,25-2,50	0,04	0,03	-
440A	0,60-0,75	1,00	1,00	16,0-18,0	-	0,04	0,03	0,75 Mo
440B	0,75-0,95	1,00	1,00	16,0-18,0	-	0,04	0,03	0,75 Mo
440C	0,95-1,20	1,00	1,00	16,0-18,0	-	0,04	0,03	0,75 Mo

Fonte: Adaptado de Handbook ASM (1993)

Além disso, suas principais aplicações dentro da indústria podem ser vistas na Tabela *4*, onde os principais tipos de Aços Inoxidáveis Martensíticos são mostrados

Tabela 4 - Propriedades gerais e principais aplicações dos tipos mais conhecidos de Aços Inoxidáveis Martensíticos.

TIPO AISI	PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
403	Tipo turbina: para lâminas forjadas ou usinadas de turbina e compressor
410	Tipo turbina: aço inoxidável de baixo custo para aplicações gerais, na forma de peças temperadas ou chapas e tiras recozidas
414	Tipo turbina: para molas, lâminas de facas, etc
416	Tipo turbina: de usinagem fácil
420	Tipo cutelaria: instrumentos cirúrgicos, mancais de esfera, válvulas, etc.
431	Tipo turbina: melhores propriedades mecânicas e resistência à corrosão dentre os tipos martensíticos ou endurecíveis
440A	Tipo cutelaria e resistente ao desgaste: dureza elevada, para cutelaria, instrumentos cirúrgicos, válvulas, mancais anti-fricção, etc
440B	Idem 440A
440C	Idem 440A

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

2.3.3 Aços inoxidáveis ferríticos

Aços inoxidáveis ferríticos são amplamente conhecidos por suas propriedades de resistência à trinca por corrosão e boa resistência à corrosão de *pites* e corrosão em lugares confinados em meios ricos em cloretos. Em geral são ligas de Fe-Cr e que mantém uma estrutura ferrítica em altas temperaturas e até a sua fusão, possuem em torno de 15% de cromo e 0,1% de carbono. Podem ser classificados em três grupos: Grupo I, formado pelos aços inoxidáveis ferríticos padrão; Grupo II, que são as versões modificadas dos ferríticos padrões; e o Grupo III, que possui baixíssima quantidade de elementos intersticiais e estabilizantes. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

Nos aços inoxidáveis ferríticos padrão, o material como recebido possui propriedades mecânicas excelentes; porém, soldado, sofre uma redução na dureza, dutilidade e resistência a corrosão por causa do crescimento do grão e da formação de martensita. A soldagem deste tipo de aço requer pré e pós-aquecimento. A Tabela

4 mostra os principais aços inoxidáveis ferríticos padrão. A Tabela 5 mostra as principais aplicações para os Aços Inoxidáveis Ferríticos. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

Tabela 5 - Composição química dos principais tipos de Aço Inoxidáveis Ferríticos.

Tipo	Composição			
	C	Cr	Mo	Outros
429	0,12	11,5	-	-
430	0,12	11,5-13,5	-	-
430F	0,12	11,5-13,5	0,6	0,06 P; 0,15 Min S
430FSE	0,12	12,0-14,0	-	0,15 MIN SE
434	0,12	12,0-14,0	0,75-1,25	-
436	0,12	15,0-17,0	0,75-1,25	NB + TA = 5 x %C min
442	0,2	16,0-18,0	-	-
446	0,2	16,0-18,0	-	-

Fonte: Adaptado de Handbook ASM (1993).

Tabela 6 - Propriedades gerais e aplicações típicas dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Ferríticos.

TIPO AISI	PROPRIEDADES GERAIS E APLICAÇÕES TÍPICAS
405	Não endurecível devido à presença de Al. Utilizando em tubos irrigadores, caldeiras, recipientes para indústria petrolífera, etc
406	Não endurecível devido à presença de Al. Resistente à oxidação a altas temperaturas. Utilizado em resistências elétricas, etc
409	Não endurecível devido à presença de Ti. Utilizado em sistemas de exaustão de automóveis
430	É o tipo mais comum deste grupo por ser de conformação muito fácil. Muito usado em equipamentos para a indústria química, equipamentos para restaurantes, cozinhas, adornos de automóveis, decoração, peças de forno, etc
430F	Variedade de usinagem fácil, aplicado em parafusos, porcas ferragens, etc
442	Para serviço a altas temperaturas e não exigência de facilidade de fabricação. Utilizado em partes de fornos, etc
443	Alta resistência à corrosão. Utilizado em equipamentos químicos e aplicações em altas temperaturas, tais como partes de fornos, etc
446	Dentre as ligas Fe-Cr é a que apresenta melhor resistência à corrosão e à oxidação até temperaturas de 1150°C. Utilizado em peças de fornos, queimadores, radiadores, etc.

Fonte: Associação Brasileira de Soldagem- ABS (2001).

2.3.4 Aços inoxidáveis endurecidos por precipitação

Os Aços inoxidáveis Endurecidos por precipitação são ligas Fe-Cr-Ni com uma resistência a corrosão superior aos aços inoxidáveis Martensíticos da serie 400 com um limite de escoamento que vai de 585 a 1795 MPa. Esta alta resistência se deve ao fato do endurecimento ocorrer em microestruturas martensíticas ou austenitícas, juntamente com elementos como cobre, titânio, nióbio e molibdênio. A

Tabela 7 mostra as principais composições químicas desta família de aços inoxidáveis. (AMERICAN SOCIETY FOR METALS - ASM, 1993)

Tabela 7 - Composição química dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Endurecidos por Precipitação.

Tipo	Composição								
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Outros
Martensíticos									
PH13-8MO	0,05	0,10	0,10	12,25-13,25	7,5-8,5	2,0-2,5	0,01	0,008	0,90-1,35 AL; 0,01 N
15-5PH	0,07	1,00	1,00	14,0-15,5	3,5-5,5	-	0,04	0,03	2,5-4,5 CU; 0,15-0,45 NB
17-4PH	0,07	1,00	1,00	15,0-17,5	3,0-5,0	-	0,04	0,03	3,0 - 5,0 CU; 0,15-0,45 NB
CUSTOM 450	0,05	1,00	1,00	14,0-16,0	5,0-7,0	0,5-1,0	0,03	0,03	1,25-1,75 CU; 8 x %C MIN NB
CUSTOM 455	0,05	0,50	0,50	11,0-12,5	7,5-9,5	0,5	0,04	0,03	1,5-2,5 CU; 0,8-1,4 TI; 0,1-0,5 NB
Semiausteniticos									
PH15-7 MO	0,09	1,00	1,00	14,0-16,0	6,50-7,75	2,0-3,0	0,04	0,04	0,75-1,50 AL
17-7PH	0,09	1,00	1,00	16,0-18,0	6,50-7,75	-	0,04	0,04	0,75-1,50 AL
AM-350	0,07-0,11	0,50-1,25	0,50	16,0-17,0	4,0-5,0	2,50-3,25	0,04	0,03	0,07-0,13 N
AM-355	0,10-0,15	0,50-1,25	0,50	15,0-16,0	4,0-5,0	2,50-3,25	0,04	0,03	0,07-0,13 N
Austeniticos									
A-286	0,08	2	1,00	13,5-16,0	24,0-27,0	1,0-1,5	0,025	0,025	1,90-2,35 TI; 0,35 MAX AL; 0,10-0,50 V; 0,0030-0,0100 B
JBK-75	0,015	0,05	0,02	14,5	29,5	1,25	0,006	0,002	2,15 TI ; 0,25 AL; 0,27 V; 0,0015 B

Fonte: Adaptado de Handbook ASM (1993)

2.3.5 Aços inoxidáveis duplex

O aço inoxidável duplex possui esse nome pelo fato de possuir duas fases microestruturais em temperatura ambiente onde metade é ferrita e metade austenita, baseadas em liga de Fe-Cr-Ni ao qual o cromo possui de 20 a 30% e o níquel de 5 a 10%. A série Duplex é caracterizada por ter o dobro da resistência mecânica do aço inoxidável austenítico, boa soldabilidade além de boa resistência a corrosão, inclusive em meios onde o aço inoxidável austenítico não resiste. O Duplex é amplamente requisitado em ambientes severos, por indústrias petroquímicas, de papel e celulose, controle de poluição, óleo e gás, onde é utilizado na forma de trocadores de calor, tanques químicos, reatores químicos, tubos para água do mar e equipamentos de combate a incêndios. A Tabela 8 mostra os principais tipos de aços inoxidáveis duplex e principais aplicações. (OUTOKUMPU, 2013; DALPADIAZ, 2011)

Tabela 8 - Composição quimica dos principais tipos de Aços Inoxidáveis Duplex.

UNS	Composição									
NUMBER	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Mo	N2	Outros
S31200	0,03	2	0,03	0,045	1	24-26	5,5-6,5	1,2-2,0	0,14-0,20	-
S31260	0,03	1	0,03	0,03	0,75	24-26	5,5-7,5	2,5-3,5	0,1-0,30	0,1-0,5 W; 0,2-0,8 CU
S31500	0,03	1,2-2,0	0,03	0,03	1,4-2,0	18-19	4,25-5,25	2,5-3,0	0,05-0,1	-
S31803	0,03	2	0,02	0,03	1	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,08-0,20	-
S32304	0,03	2,5	0,04	0,04	1	21,5-24,5	3,0-5,5	0,05-0,60	0,05-0,20	0,05-0,60 CU
S32550	0,03	1,5	0,03	0,04	1	24-27	4,5-6,5	2,9-3,9	0,10-0,25	1,5-2,5 CU
S32750	0,03	1,2	0,02	0,035	1	24-26	6,0-8,0	3,0-5,0	0,24-0,32	0,5 CU
S32760	0,03	1	0,01	0,03	1	24-26	6,0-8,0	3,0-4,0	0,3	0,5-1,0 CU ; 0,5-1,0 W
S32900	0,06	1	0,03	0,04	0,75	23-28	2,5-5,0	1,0-2,0	-	-
S32950	0,03	2	0,01	0,035	0,6	26-29	3,5-5,2	1,0-2,5	0,15-0,35	-

Fonte: Adaptado de Handbook ASM (1993)

2.3.6 Aços inoxidáveis superausteníticos

Os aços inoxidáveis superausteníticos ou aços inoxidáveis austeníticos de alta performance, foram desenvolvidos para ambientes muito agressivos e possuem uma quantidade ainda maior de elementos de liga. Eles são chamados superausteníticos se relaciona com o fato de serem aços inoxidáveis austeníticos com elevadas quantidades de cromo, níquel, molibdênio, nitrógênio e possívelmente manganês e até cobre. Por exemplo, a concentração de cromo nesse tipo de aço pode variar de 17 a 25%, o níquel vai de 14 até 25% e o molibdênio de 3 a 7%. Além disso, para aumentar ainda mais a resistência mecânica e à corrosão, muitas ligas austeníticas de alta perfomance podem ter incluído nitrogênio além de cobre para aumentar a resistência à determinados tipos de ácidos. A Tabela 9 mostra a composição química dos principais aços superausteníticos. (OUTOKUMPU, 2013; SATHIYA, 2010)

Tabela 9 - Composição química dos principais aços superausteníticos.

Designação de aços internacional	**Composição química típica (% em peso)**					
UNS (ASTM)	**C**	**N**	**Cr**	**Ni**	**Mo**	**Outros**
S31703 (317L)	0,02	0	18,2	13,7	3,1	-
S31726 (317LMN)	0,02	0,14	17,3	13,7	4,1	-
S31050 (-)	0,01	0,12	25	22,3	2,1	-
N08904 (904L)	0,01	0	20	25	4,3	1,5 Cu
S31254 (-)	0,01	0,2	20	18	6,1	1 Cu
N08926 (-)	0,01	0,2	20,5	24,8	6,5	1 Cu
S34565 (-)	0,02	0,45	24	17	4,5	5,5 Mn
S32654 (-)	0,01	0,5	24	22	7,3	3,5 Mn; 1 Cu

Fonte: Adaptado de Outokumpu (2013)

Um exemplo desse tipo de aço é o AISI 904L que se distingue pelo pela resistência à corrosão localizada, corrosão por pites, corrosão galvânica e corrosão à meios agressivos. Além disso, é caracterizado por possuir uma ótima soldabilidade já que o alto teor de molibdênio e consumíveis especialmente produzidos para este material podem evitar trincas a quente durante o processo de soldagem, mesmo se utilizando um metal de adição puramente austenítico. Também é conhecido por excelente ductilidade, mesmo em baixas temperaturas, o que podendo se juntar com

um alto teor de nitrogênio produz uma boa resistência ao impacto , que por sua vez é muito interessante às aplicações criogênicas. Segundo Molian (1985), aços inoxidáveis superaustenítico s são mais baratos que super ligas de Níquel e podem ser utilizados pela sua alta resistência a corrosão em temperaturas moderadamente altas. (RAJA, 1998; OUTOKUMPU, 2013; SATHIYA, 2010)

O aço AISI 904L não pode ser endurecido por tratamento térmico e em geral é recebido da fábrica recozido. Pode ser utilizado em condensadores, trocadores de calor, tubos, equipamentos utlizados em ambiente marinho, refinarias além de armazenamento e transporte de ácido súlfúrico, fosfórico e outros ácidos fortes, como pode ser visto na Figura 14. Junto com todos estes fatores, o que torna o aço AISI 904L interessante é o custo-benefício em que possui um preço entre os tipos de aços inoxidáveis mais baratos e as super ligas de níquel, com altíssima resistência a corrosão principalmente em temperaturas moderadamente altas. (SATHIYA, 2010; WALLEN et al., 1992)

Figura 14 - Tanques de armazenamento de produtos químicos na indústria de papel e celulose.



Fonte: Próprio autor.

2.4 SOLDAGEM À LASER EM LIGAS ESPECIAIS

Bogdanowicz et al. (2014) investigaram a microestrutura e o comportamento mecânico em uma soldagem de laser CO2 e TIG no aço AISI 904L e concluiram que houve uma tendência na formação de trincas na zona de soldagem TIG, além da cristalização de dendritas em toda zona de soldagem laser. Também foi encontrado fraturas dúcteis em ambas as soldas, sendo o local de fratura na TIG foi visto fora da zona de solidificação enquanto que no laser ocorreu no próprio metal de solda.

Bellaouchou et al. (2001) verificaram a ação do benzotriazole (BTA) para inibir a corrosão do aço AISI 904L durante uma transferência de calor e concluiu que o BTA é um bom inibidor de corrosão para este aço inoxidável, sob transferência de calor em um ambiente contendo ácido fosfórico. Raja et al. concluiram que a adição de Nitrogênio numa solda por “cladding” reduziu a fase de austenita secundária, tornando o aço inoxidável AISI 904L mais suscetível à corrosão por “*pitting*”.

Nasilowska et al. (2015) investigaram a influência do “*shot peening*” para a resistência a corrosão do aço AISI 904L concluiu que o metal base dos corpos de prova, não apresentaram mudanças visíveis na superfície após exposição em ambiente salino corrosivo (5% NaCl) de 307 a 309K, porém quando o corpo de prova havia previamente passado pelo “shot peening”, melhorou sua resistência a corrosão significativamente, incluindo a corrosão por pites.

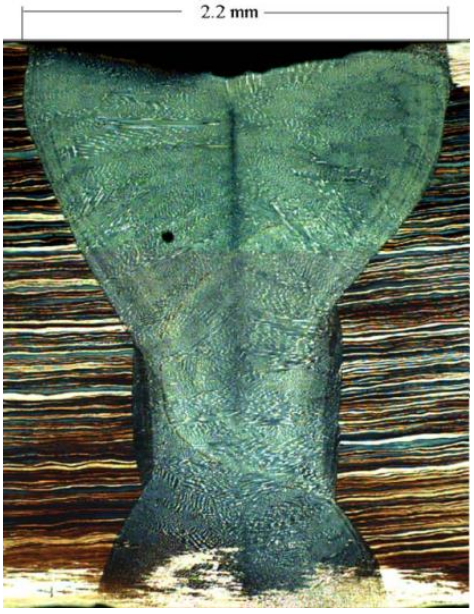
Ou seja, cada tipo de processo, seja mecânico, metalúrgico ou químico, na intenção de confeccionar determinado componente, pode levar à uma determinada situação que não a esperada pelo material como recebido de fábrica. No sentindo de garantir a segurança da aplicação de tanques de armazenamento de substâncias agressivas, como o ácido sulfúrico, além de seu transporte, a confecção desses componentes deve ser otimizada.

2.4.1 Soldagem à laser CO_2 no aço 904L

Zambon et al. (2006) desenvolveram um estudo acerca da soldagem à laser por CO2 no aço 904L. O trabalho foi conduzido da seguinte forma: chapas de aço 904L com espessura de 3mm foram soldadas numa potência de 3,5 kW com velocidades de soldagem que variam de 20 à 40 mm/s, em que a posição do foco é igual a zero. Após alguns testes, foi considerado a velocidade de 25 mm/s para o experimento, no qual possui um aporte térmico de 140 kJ/m. O gás protetor utilizado foi o Hélio; para preparação metalográfica, a superfície de análise foi atacada com o reagente “Beraha” que é composto de 100ml H20, 20ml de HCl e 0,5g~1,0g de K2SO4.

A macroestrutura do cordão de solda e do metal base pode ser observado na Figura 15. Nota-se uma leve depressão no topo do cordão, muito provavelmente devido a uma aproximação insuficiente de ambas as superfícies. Pelo fato da chapa ser fina e posição do foco de feixe, a relação profundidade/largura da Zona Fundida (ZF) é relativamente baixa.

Figura 15 - Macroestrutura da soldagem à laser CO2 no aço inoxidável AISI 904L.



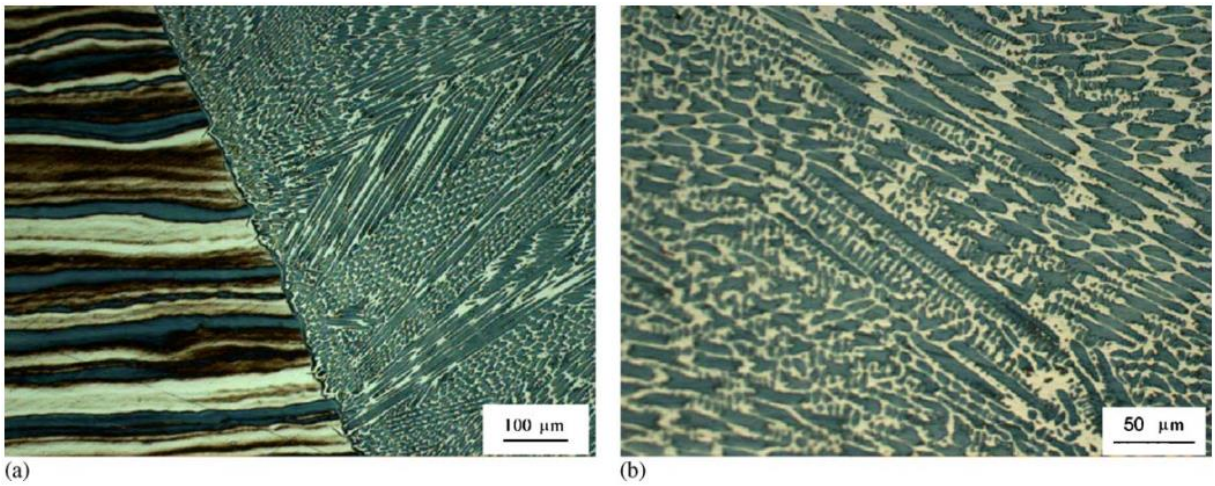
Fonte: Zambon (2006)

Na micrografia, o primeiro fato a ser notado é que a Zona Térmicamente Afetada (ZTA) é praticamente inexistente. Este por sua vez, é um efeito associadoa

uma fonte de calor para soldagem altamente focada, como um raio laser por exemplo, produzindo então altas taxas de resfriamento.

No cordão de solda, um microestrutura completamente dendritica pode ser vista na Figura 16 (b), com braços primários bem desenvolvidos e braços secundários curtos claramente destacados. A partir da análise das imagens, observa-se que a fase dentrítica (escura) representa 62% da ZF, enquanto a faze interdendrítica (clara) representa os 38% remanescentes.

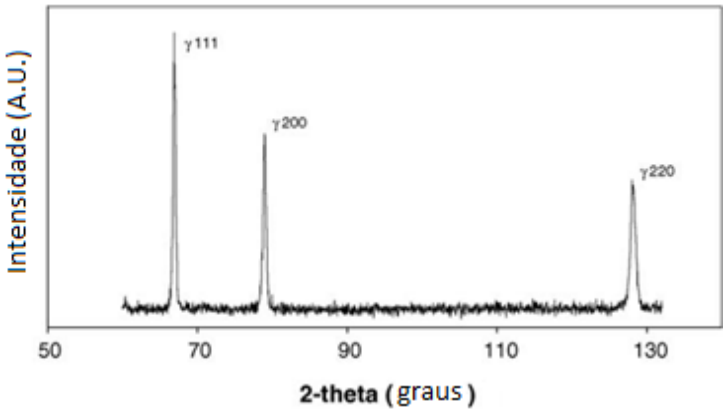
Figura 16 - Microestrutura da soldagem à laser CO2 no aço AISI 904L. (a) Interface entre metal de solda e metal base; (b) Metal de solda.



Fonte: Zambon (2006)

Por outro lado, quando a ZF é investigada através de difração de raio-X para identificação de fases (Figura 17), inclinando e rotacionando o porta amostras para evitar ou minimizar qualquer efeito da textura devido à solidificação, e apenas valores correspondentes à Austenita foram detectados.

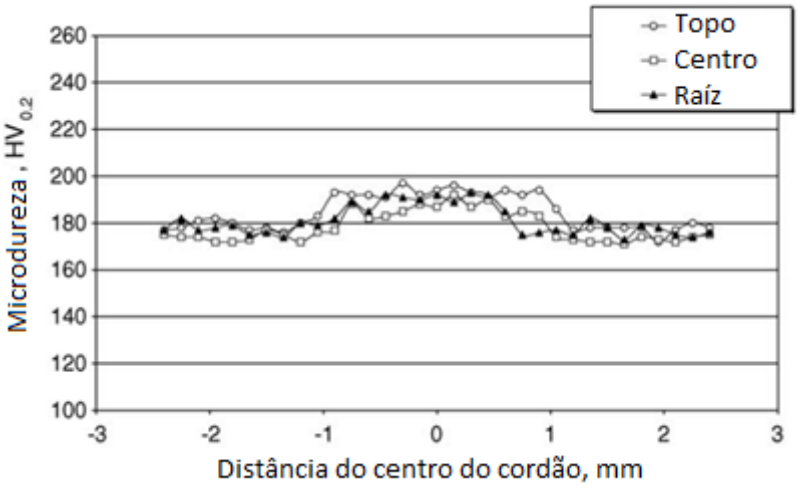
Figura 17 - Difração raio-X para identificação de fases.



Fonte: Zambon (2006)

Como apresentados na Figura *18*, os valores de microdureza aumentam a medida que se move do metal base para o cordão de solda, atravessando-o. Durante a solidificação da ZF, o material geralmente muda sua resistência original por causa da refusão. Do contrário, a formação de bainita ou martensíta na ZF no caso do de aços carbono ou baixa liga, promove esse aumento da dureza. Em materiais de fase única, este incremento na dureza da ZF pode ser induzido por efeitos de endurecimento por precipitação, tensão residual ou refine da microestrutura devido a uma rápida solidificação da poça de fusão.

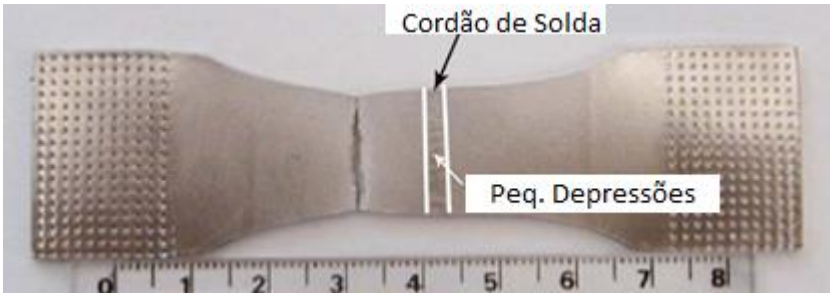
Figura 18 - Microdureza no aço AISI 904L após soldagem à laser por CO2.



Fonte: Adaptado de Zambon (2006)

No ensaio de tração, em primeiro lugar o rompimento das amostras aconteceram no metal base, bem longe do metal de solda e da zona intermediária entre eles (Figura 19). Então, a resistência à tração do cordão de solda é maior que a do metal base.

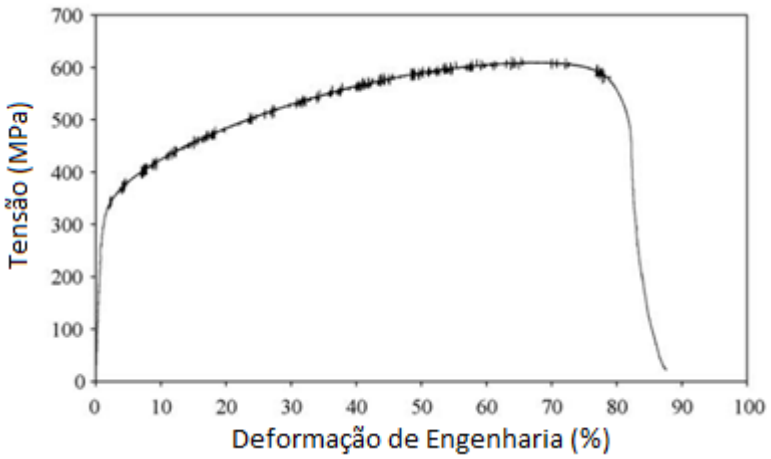
Figura 19 - Corpo de prova nº 2 para ensaio de tração.



Fonte: Adaptado de Zambon (2006)

Uma melhor observação da superfície do corpo de prova, mostra claramente que o cordão de solda, ao qual antes do teste era absolutamente uniforme, mostra uma sequência de pequenas depressões devido a diferentes deformações que o cordão de solda sofreu, causado pelas diferentes orientações dos microconstituintes.

Figura 20 - Curva de tensão por deformação de engenharia do ensaio de tração.



Fonte: Adaptado de Zambon (2006)

Desde que ambas as propriedades de tensão e deformação da junta como um todo são bem próximas do metal base, pode-se concluir que a junta é mais robusta do que o próprio metal base.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As informações sobre a etapa experimental necessária à obtenção dos resultados provenientes da caracterização macro e microestrutural, ensaios de microdureza, tração e etc; são descritas na seqüência. Os itens abordados são planejamento experimental, bancos de ensaios, especificações dos corpos de prova e procedimentos de trabalho relativos às preparações das amostras e à realização dos testes.

O material utilizado foi uma chapa de Aço Inoxidável Superaustenítico AISI 904L, que possui a seguinte composição química:

Tabela 10 - Composição química do Aço Inoxidável Superaustenítico 904L, como recebido de fábrica (%peso).

	C	**Si**	**Mn**	**P**	**S**	**Ni**	**Cr**	**Mo**	**Cu**	**N**
AISI 904L	0,01	0,43	1,40	0,02	0,00	24,33	20,10	4,22	1,49	0,06

Fonte: Kyrie Comércio de Inoxidáveis Ltda. - Dados do Fabricante (2016)

3.1 PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL

O experimento foi realizado através da Soldagem a Laser Nd:YAG Pulsado em um Aço Inoxidável Superaustenítico 904L, com Argônio como Gás protetor. Os fatores de controle que foram utilizados são a Potência de Pico (kW), Largura Temporal (ms), Frequência de Pulso (Hz), Velocidade de Soldagem (mm/s), divididos em três níveis de acordo com a Tabela 11.

Tabela 11 - Parâmetros de Soldagem.

Fatores de Controle	**Nível 1**	**Nível 2**	**Nível 3**
Potência de Pico (PP)	3 kW	3,1 kW	3,2 kW
Largura Temporal (w)	10 ms	11 ms	12 ms
Frequência de Pulso (f)	3 Hz	3,3 Hz	3,6 Hz
Velocidade de Soldagem (S)	1 mm/s	1,5 mm/s	2 mm/s

Fonte: Próprio autor.

Caso fosse utilizado um experimento fatorial completo haveria $3^4 = 81$ corridas, ou seja, deveriam ser confeccionados 81 corpos de provas que envolvem os 3 níveis e 4 fatores. Assim, ao usar o Método Taguchi define-se a tabela de níveis e fatores como um arranjo ortogonal L_9, exibido na Tabela 12.

Tabela 12 -Matriz L9 dos parâmetros utilizados.

#	1	2	3	4	5	6	7	8	9
PP (kW)	3,00	3,00	3,00	3,10	3,10	3,10	3,20	3,20	3,20
w (ms)	10	11	12	10	11	12	10	11	12
f (Hz)	3,0	3,3	3,6	3,3	3,6	3,0	3,6	3,0	3,3
S (mm/s)	1,0	1,5	2,0	2,0	1,0	1,5	1,5	2,0	1,0

Fonte: Próprio autor.

A ordem dos ensaios foram feitas aleatoriamente utilizando-se o *software* Minitab©, sendo realizada duas vezes para cada condição. Com esses parâmetros, é possível utilizar as equações 1 e 2 para calcular a energia de soldagem (E) e a energia de pico (EP), dispondo-os na Tabela 13.

$$EP = PP \times w \quad (1)$$

$$E = \frac{\eta . U . I}{S} = \frac{PP}{S} \quad (2)$$

Onde η é a eficiência térmica do processo de soldagem, U é a tensão de trabalho em volts, I é a corrente de trabalho em amperes; como por definição a multiplicação da tensão com a corrente é igual a potência e considerando a eficiência térmica como 100%, logo a energia de soldagem é a potência de pico dividido pela velocidade de soldagem.

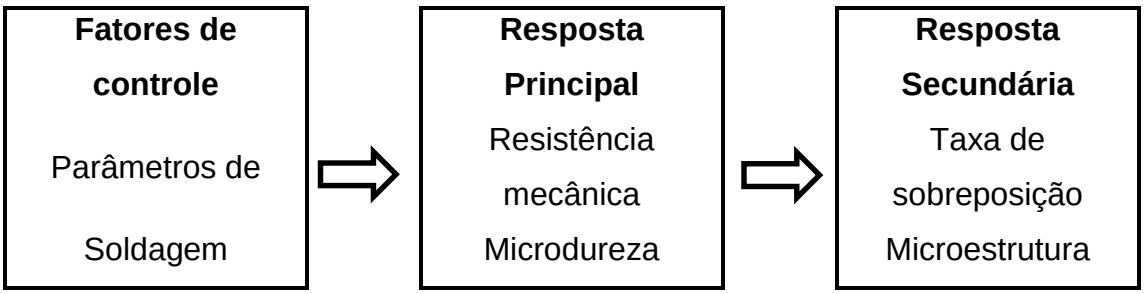
Tabela 13. Energia de soldagem (E) e Energia de pico (EP).

#	1	2	3	4	5	6	7	8	9
EP (kJ)	30,0	33,0	36,0	31,0	34,1	37,2	32,0	35,2	38,4
E (kJ/mm)	3,0	2,0	1,5	1,6	3,1	2,1	2,1	1,6	3,2

Fonte: Próprio autor.

Após isso, realizou-se os ensaios descritos na seções seguintes, utilizando-se os dados coletados em uma Análise de Variância (ANOVA) no *software* Minitab©, além de uma análise qualitativa. A Figura 21 mostra de maneira esquemática os fatores de controle aplicados e as respostas esperadas.

Figura 21 - Fatores de controle e respostas alvo da pesquisa.



Fonte: Elaboração do próprio autor.

3.2 BANCOS DE ENSAIO

A soldagem foi realizada no Laboratório de Soldagem (LabSol) da Faculdade de Engenharia de Ilha Solteira – FEIS UNESP. Os corpos de prova para ensaio de tração foram usinados por Eletroerosão no Laboratório de Mecânica do Instituto Federal de São Paulo Campus Votuporanga. Os demais corpos de prova, confeccionados no Laboratório de Microscopia da FEIS UNESP.

A preparação metalográfica para os ensaios de Macrografia e Micrografia foi realizada no Laboratório de Metalografia e na Oficina Mecânica da FEIS UNESP. Após embutimento, as amostras foram lixadas da granulação 120 até a 2000 e depois polidas no pano com alumina de 0,5 µm. Para revelação dos metais de solda utilizou-se o Ataque Eletrolítico (Ácido Oxálico 10%; 6 V CC; 1,6 A/cm²; imersão durante 20 segundos). A geometria dos cordões de solda foi analisada no Estéreo Microscópio Óptico do Laboratório de Microscopia da FEIS UNESP. A caracterização microestrutural foi feita no Microscópio Óptico do Laboratório de Microscopia da FEIS e no Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) situado no Departamento de Física e Química da FEIS UNESP, juntamente com uma análise química feita pelo mesmo aparelho, através do método de Espectografia por Dispersão de Energia (EDS). Além disso, foi feita uma análise de fases por Difração de Raio-X e o ensaio de corrosão no Departamento de Física e Química em Ilha Solteira-SP.

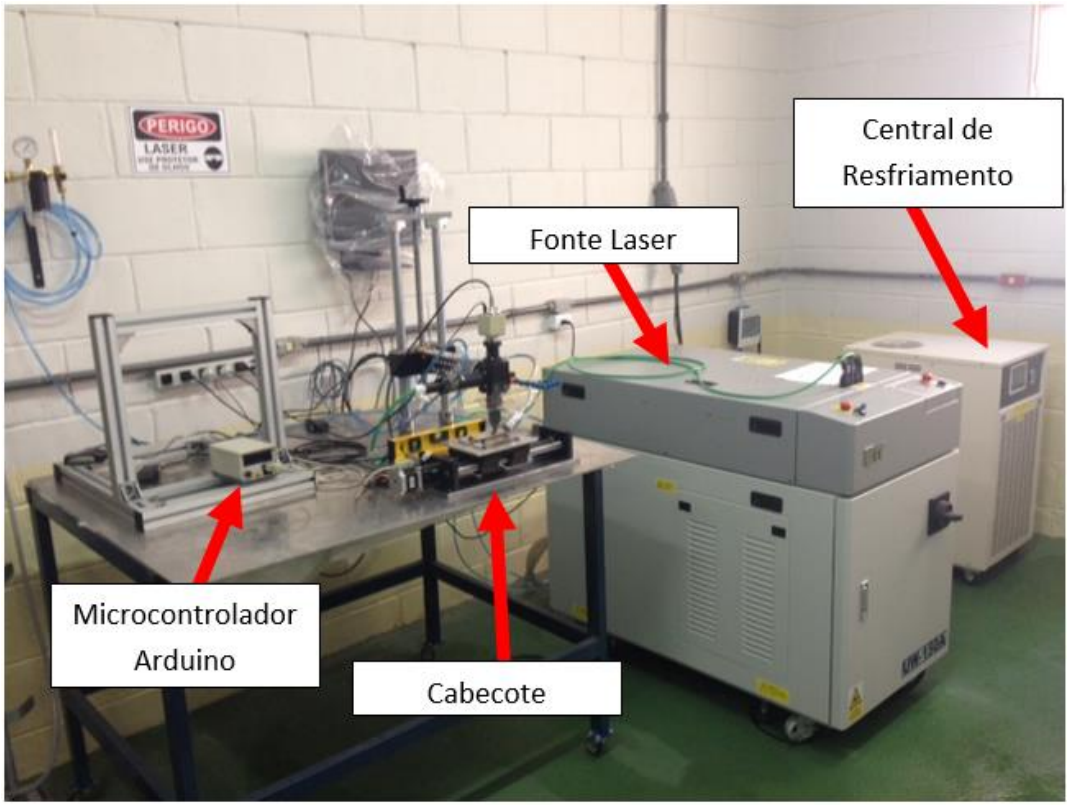
O ensaio de tração foi realizado no laboratório do Grupo de Caracterização Mecânica e Microestrutural de Materiais (GC3M).No caso do ensaio de microdureza,

foi utilizado um Ultramicrodurômetro digital Shimadzu, modelo DUH 211S do Laboratório de Microscopia da FEIS UNESP.

3.3 SOLDAGEM A LASER ND:YAG PULSADO

Neste trabalho, a Soldagem Laser Nd:YAG foi feita de forma automatizada e no modo Pulsado, através de uma mesa que se desloca uniformemente de forma transversal e é controlada por um Microcontrolador Arduíno. Para realização da soldagem será utilizado o Argônio como gás protetor, numa vazão de 15L/min. A máquina que será utilizada será num sistema laser, de estado sólido Nd:YAG, modelo UW 150A, da United Winners, na condição pulsado, que está disposta na Figura 22.

Figura 22 - Máquina a laser do LabSol (FEIS - UNESP).



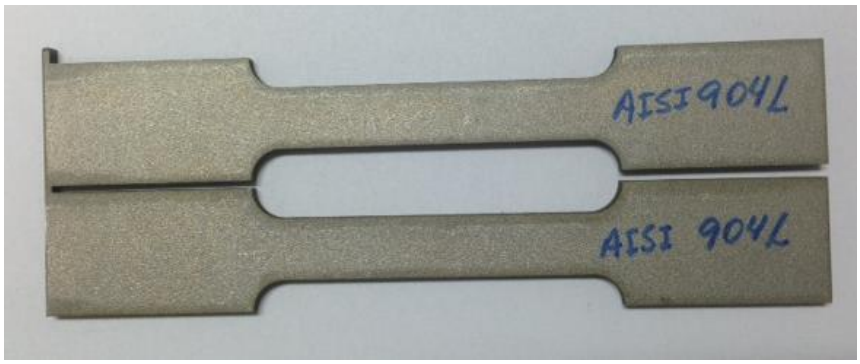
Fonte: Próprio autor.

3.4 CORPOS DE PROVA

Foram produzidos três tipos de corpo de prova: (I) Ensaio de tração, (II) Microestrutura, Geometria do Cordão, Composição Química e microdureza e (III) Corrosão.

Os corpos de prova para Ensaio de Tração seguiram a Norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 Versão Corrigida:2015, no modelo reduzido, com dimensões 120 x 20 x 3 mm, de acordo com a Figura *23*.

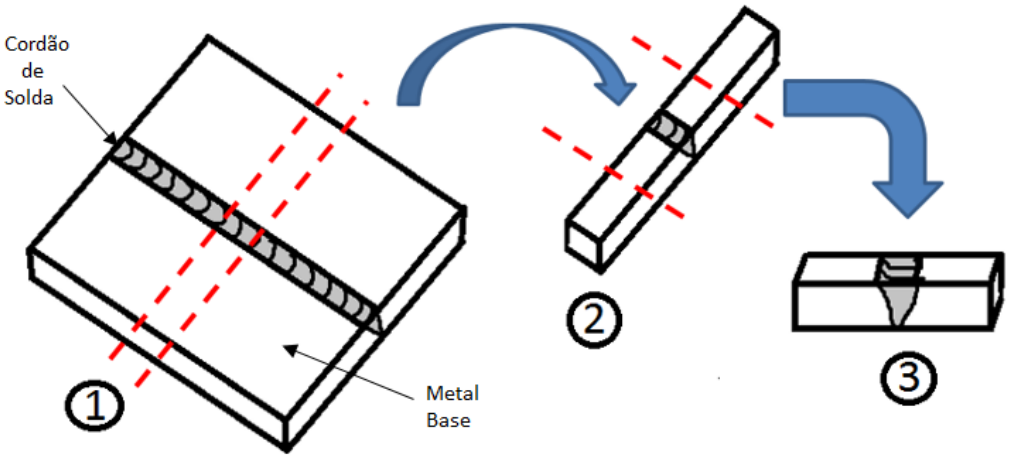
Figura 23 - Corpos usinados para ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

Já os corpos utilizados no tipo (II), serão feitos através de um corte transversal no cordão de solda e embutidos no baquelite ou resina de cura fria, sendo retificados e depois preparados para metalografia. Os do tipo (III) seguirão a mesma linha de confecção.

Figura 24 - Procedimento de confecção dos corpos de prova tipo II e III. As linhas pontilhadas em vermelho, indicam os locais para corte.



Fonte: Próprio autor.

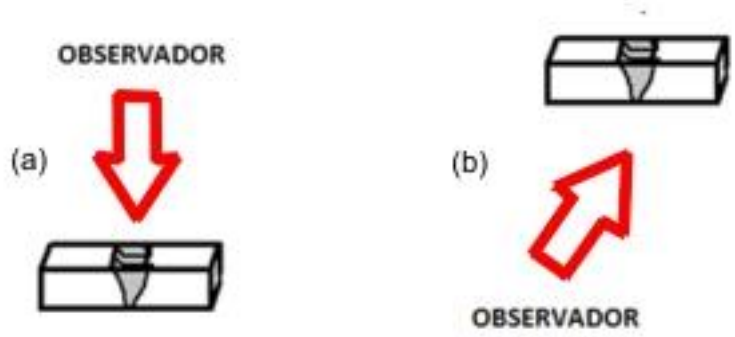
3.5 PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

Esta seção expõe como foram feitas as análises dos corpos de prova produzidos.

3.5.1 Microscopia óptica

Para medir a geometria do cordão de solda, utilizou-se um corpo de prova do tipo (II), cortado transversalmente como planejado, sendo feita uma solda do tipo *bead on a plate* e utilizado no Estéreo Microscópio Zeiss – Discovery.V8. Nele, existe um computador próximo ao qual está instalado o Software AxioVision, que é do próprio Microscópio. Com este software é possível tirar fotos da secção transversal e também da vista superior do cordão e fazer medições de profundidade e largura do cordão. A Figura *25* mostra o esquema de observação das amostras.

Figura 25 - (a) Observação da vista superior do cordão para identificar a sobreposição. (b) Observação da seção transversal do cordão.



Fonte: Próprio autor.

A caracterização microestrutural foi realizada através do microscópio óptico da marca Carl Zeiss Jena, modelo Neophot 21; o intuito aqui foi justamente saber o que houve, partindo do cordão de solda até a zona de transição para o metal base, em relação à situação inicial que é a própria microestrutura do metal base. Possíveis situações como transformações dos grãos, mudança da fase atual, criação de novas fases foram investigadas.

3.5.2 Microscopia eletrônica

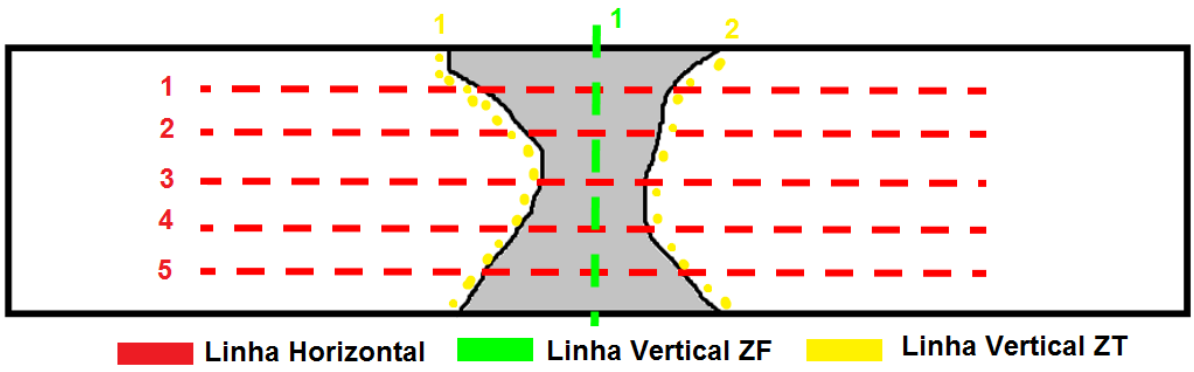
Além da microscopia óptica, foi utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV) localizado no Laboratório Multiusuário da FEIS UNESP. Com esta máquina é possível visualizar algumas particularidades não vísiveis ao microscópio óptico. Além disso, para confirmação das fases microestruturais que compõe a Zona Fundida, foi feito um ensaio de difração de raios X.

3.5.3 Ensaio de microdureza

Este ensaio teve como objetivo um mapeamento por amostragem, do perfil de dureza das amostras, especificamente na área da solda. O embutimento e toda preparação das amostras, assim como o ataque químico necessário foram iguais as

do ensaio de micrografia e portanto já descritas anteriormente. Sendo assim, foram obtidas as medidas de uma linha vertical na zona fundida, uma linha vertical acompanhando cada ZT e cinco linhas horizontais que tem como ponto de partida o MB, passando pela ZT e a ZF até chegar no outro lado. A Figura 26 mostra como foi disposta as linhas de ensaio.

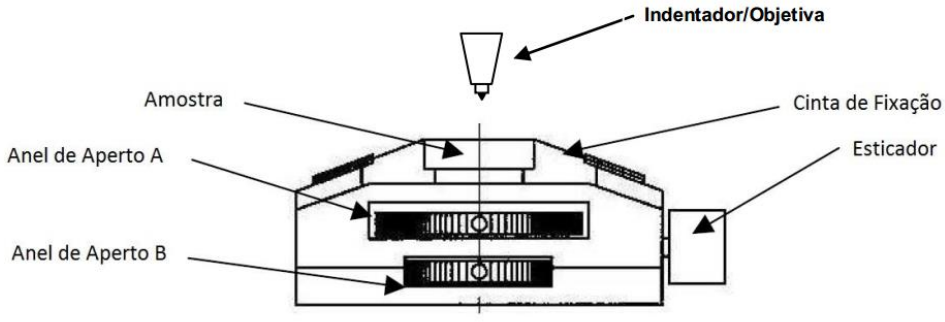
Figura 26 - Esquema de medição da microdureza.



Fonte: Próprio autor.

Além disso, foi necessária uma etapa extra de preparação, em que a face oposta a principal foi retificada para assegurar o paralelismo adequado para realizar as medidas de microdureza no ultra-microdurômetro utilizado, sendo o assentamento no porta amostra feito por essa mesma face oposta. A Figura 27 mostra um esquema do porta amostras do ultra-microdurômetro.

Figura 27 - Esquema do porta amostras do ultra-microdurômetro.

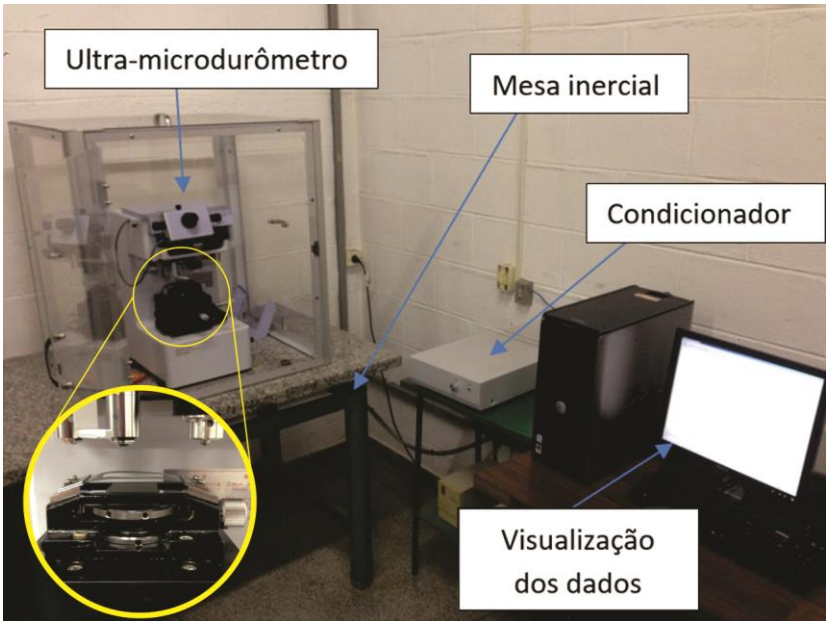


Fonte: ASSIS, C. L. F., 2010.

Foi determinado segundo a norma ISO 14577-1 utilizando a escala de dureza dinâmica Martens (HM) com indentador Vickers, carga de 1000 mN (100 gf). O método de ensaio de microdureza foi o de carregamento-descarregamento, no qual o ultramicrodurômetro aumenta a força de teste até o valor pré-determinado, em

seguida a força de ensaio é mantida constante por um período de tempo estabelecido, finalizando com um processo de descarga. O ensaio foi automatizado, sendo preciso apenas o posicionamento manual da amostra e escolha das regiões para indentação. A temperatura do ambiente foi controlada com vistas a evitar efeitos de natureza térmica nas medidas de microdureza.

Figura 28 - Ultra-microdurômetro no Laboratório de Microscopia da FEIS com detalhe no porta amostra.



Fonte: Próprio autor.

3.5.4 Ensaio de tração e fractografia

O ensaio de tração será realizado conforme a Norma ABNT NBR ISO 6892-1:2013 Versão Corrigida:2015. A Figura 29 mostra a máquina utilizada no ensaio.

Figura 29 - Máquina de ensaio de Tração do GC3M.



Fonte: Próprio autor.

A fractografia foi feita após o ensaio de tração, através de análise em MEV do local fraturado nos corpos de prova ensaiados em tração. De forma qualitativa, objetivou-se a observação de padrões como por exemplo, a formação de vazios (“*dimples”)* ou formação de microcavidades e assim identificar se houve fratura frágil ou dúctil em cada situação, como também de forma quantitativa para verificar a relação entre bolhas, porosidades e outros defeitos com a possível falha.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este capítulo trata dos resultados obtidos até o presente momento, a partir dos ensaios propostos e descritos anteriormente, dispostos em seções para melhor organização. Todos os resultados obtidos foram tratados estatisticamente, considerando um intervalo de confiança de 95% para o cálculo dos desvios de medição. Como mencionado na seção 3.1 **PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL** a ANOVA foi também utilizada como ferramenta de análise estatística para avaliar a influência isolada dos parâmetros de soldagem, considerando um nível de significância de 5%.

4.1 GEOMETRIA DO CORDÃO DE SOLDA

Foram obtidos nove conjuntos soldados, chamados de Amostras ou Condições de 1 a 9, em que quatro parâmetros foram analisados em três níveis de variação. Após o processo de soldagem, foram medidas o diâmetro médio do cordão de solda e relacionados com a velocidade da mesa de soldagem e a frequência do pulso de laser, na equação 3 afim de que fosse obtido a taxa de sobreposição dos pulsos no cordão de solda. (MALEK et al., 2007)

$$Taxa\ de\ Sobreposição = 1 - \frac{Velocidade\ da\ mesa\ (\frac{mm}{s})}{Diâmetro\ da\ marca\ (mm)\ x\ Frequência\ (Hz)} \quad (3)$$

A Tabela *14* contém a largura média do cordão de cada amostra e a sobreposição calculada correspondente a cada amostra.

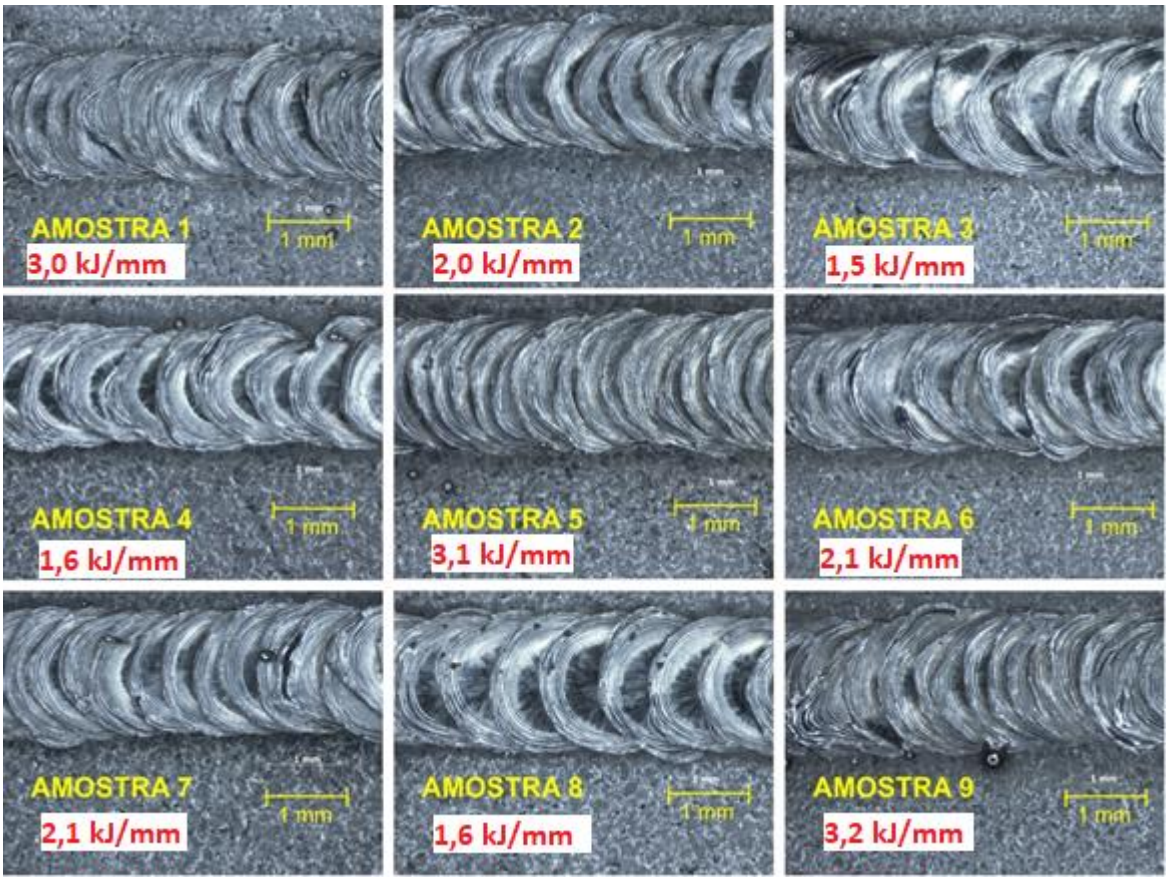
Tabela 14 - Largura dos cordões de solda de acordo com cada condição.

E (kJ/mm)	**3,0**	**2,0**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**
Largura (mm)	1,55	1,62	1,61	1,63	1,59	1,53	1,58	1,65	1,63
S (mm/s)	1	1,5	2	2	1	1,5	1,5	2	1
f (Hz)	3	3,3	3,6	3,3	3,6	3	3,6	3	3,3
Sobreposição (%)	79	72	66	63	83	67	74	60	81

Fonte: Próprio autor.

Na Figura *30* é possível observar uma amostra da vista superior do cordão de solda de cada amostra.

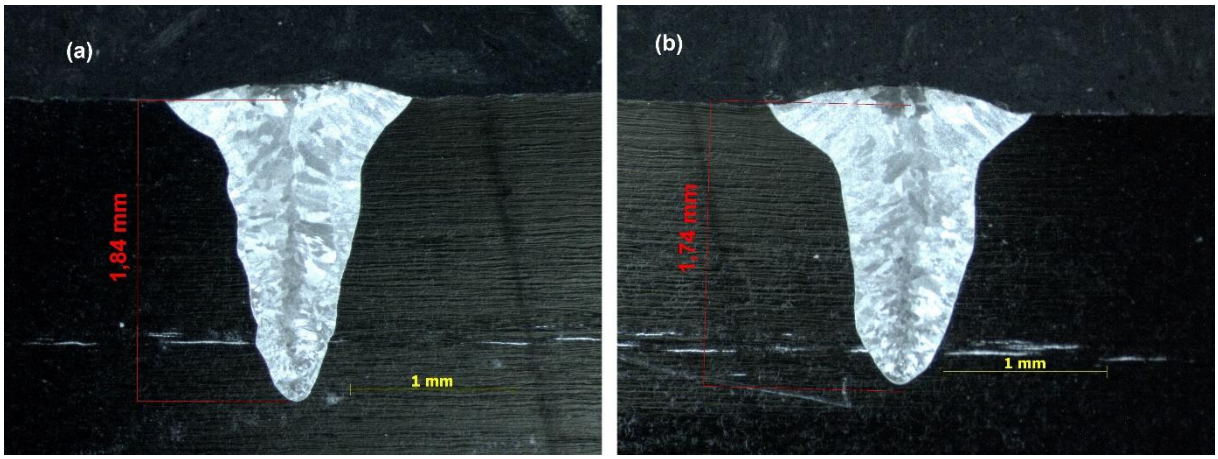
Figura 30 - Cordões de solda de acordo com cada condição.



Fonte: Próprio autor.

Dependendo da condição, haverá um aporte térmico diferente graças às diferentes energias de soldagem utilizadas. Isto faz com que alguns parâmetros geométricos importantes da solda, como a profundidade alcançada, mude de uma condição para outra. Quando observado em sua seção transversal, é possível medir a profundidade de cada cordão, tanto como de modo qualitativo perceber uma suposta ausência de ZTA independentemente da amostra. Na Figura 31 por exemplo, tem-se a amostra 1 com faces distintas para um intervalo de aproximadamente 2 mm entre as seções analisadas. Na face (a) há uma profundidade de 1,84 mm do pulso, sendo que na face (b) já mostra uma profundidade de 1,74 mm do pulso de laser.

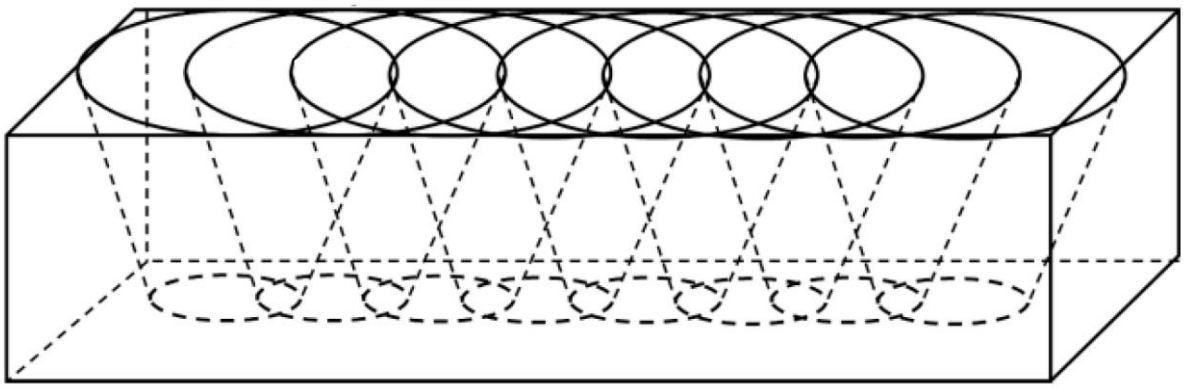
Figura 31 - Seção transversal da amostra 1. Zoom de 3,2x.



Fonte: Próprio autor.

Todas as soldas apresentaram um contorno de grão de acordo com o crescimento de grãos dendríticos a partir da interface da zona de fusão em direção ao eixo central da solda, muito semelhante à macroesturura de um lingote. Essa diferença de profundidades provém do tipo de soldagem que é realizada por pulsos energéticos liberados de maneira periódica, pode-se (dependendo da taxa de sobreposição) deparar com algo parecido ao esquema apresentado na *Figura 32*.

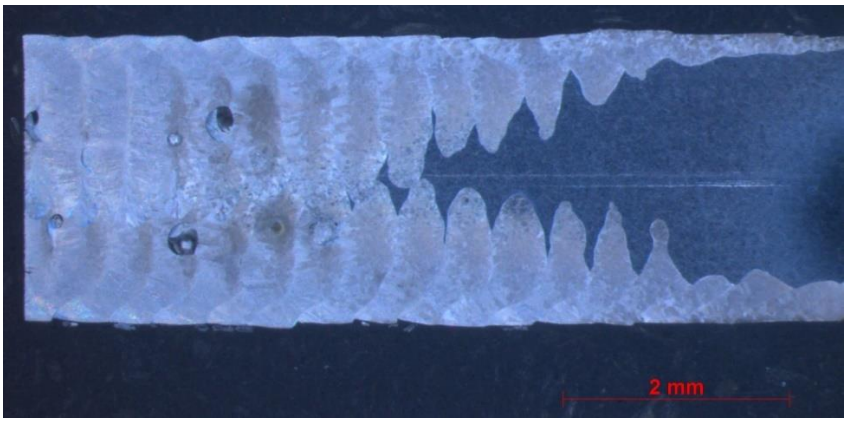
Figura 32. Esquema de disposição dos pulsos.



Fonte: Janasekaran et al. (2016) - Adaptado

Essa análise feita em seção transversal pode não representar a verdadeira característica conferida a cada condição, fazendo com que seja necessário observar a geometria do cordão num corte longitudinal. A Figura 33 mostra um corte longitudinal em diagonal da amostra 3, de forma que mostra a evolução dos pulsos de acordo com a seção observada.

Figura 33 - Corte longitudinal do cordão de solda. Condição 3 em Zoom de 1,25x.



Fonte: Próprio autor.

4.2 ENSAIO DE TRAÇÃO

O ensaio de tração foi realizado utilizando corpos de prova conforme descrito na seção 3.4 **CORPOS DE PROVA**, sendo confeccionados dois deles para cada condição de soldagem e mais uma condição sem solda (SS) para comparação base. Na Tabela 15 está disposto a média dos principais resultados obtidos com o ensaio.

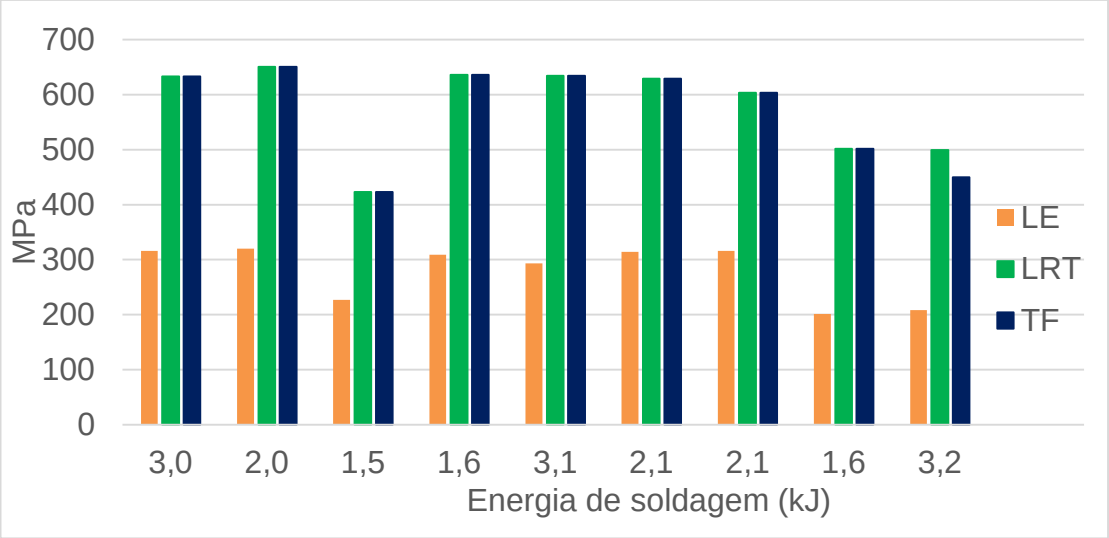
Tabela 15 - Resultado do ensaio de tração.

Energia de soldagem (kJ)	**SS**	**3,0**	**2,0**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**
Lim. de Escoamento (MPa)	322	316	320	227	309	293	314	316	202	209
Lim. De Res. à Tração (MPa)	649	633	651	423	636	634	629	604	502	499
Tensão de Fratura (MPa)	452	633	651	423	636	634	629	604	502	450

Fonte: Próprio autor.

Durante o ensaio, quase todos os corpos de prova romperam justamente no cordão de solda exceto ambas as amostras sem solda, uma amostra 9 e uma amostra 5. Quando comparados os valores em um gráfico como o da Figura 34, nota-se que as amostras que romperam no metal base possuem um Limite de Resistência à Tração (LRT) diferente da Tensão de Fratura (TF) do material. Apesar disto, os valores referentes ao Limite de Escoamento (LE) exibem pouca diferença entre as amostras.

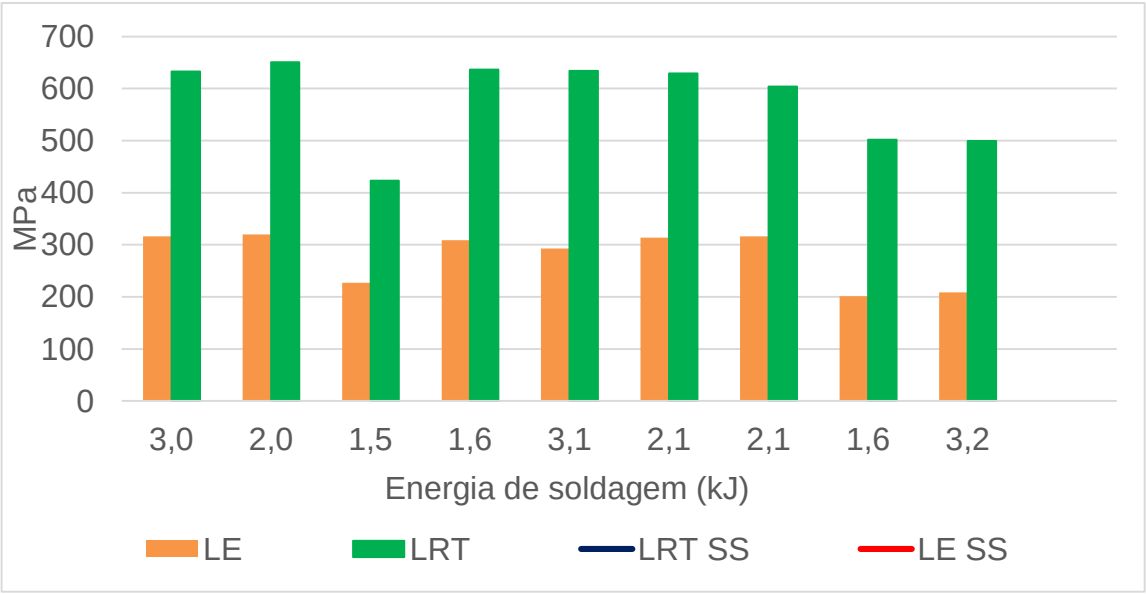
Figura 34 - Comparativo dos valores do ensaio de tração.



Fonte: Próprio autor.

Ao observar a Figura 35, é possível observar a comparação com o Limite de Escoamento e o Limite de Resistência à tração, em que as linhas indicam os valores referentes à amostra sem solda. Apesar da maioria dos corpos de prova terem rompido no cordão de solda, apenas as médias das amostras 3,8 e 9 apresentam valores tanto de LE como de LRT, distantes dos valores de referência do metal base (que é a condição sem solda).

Figura 35 - Comparativo dos resultados obtidos em relação ao metal base.



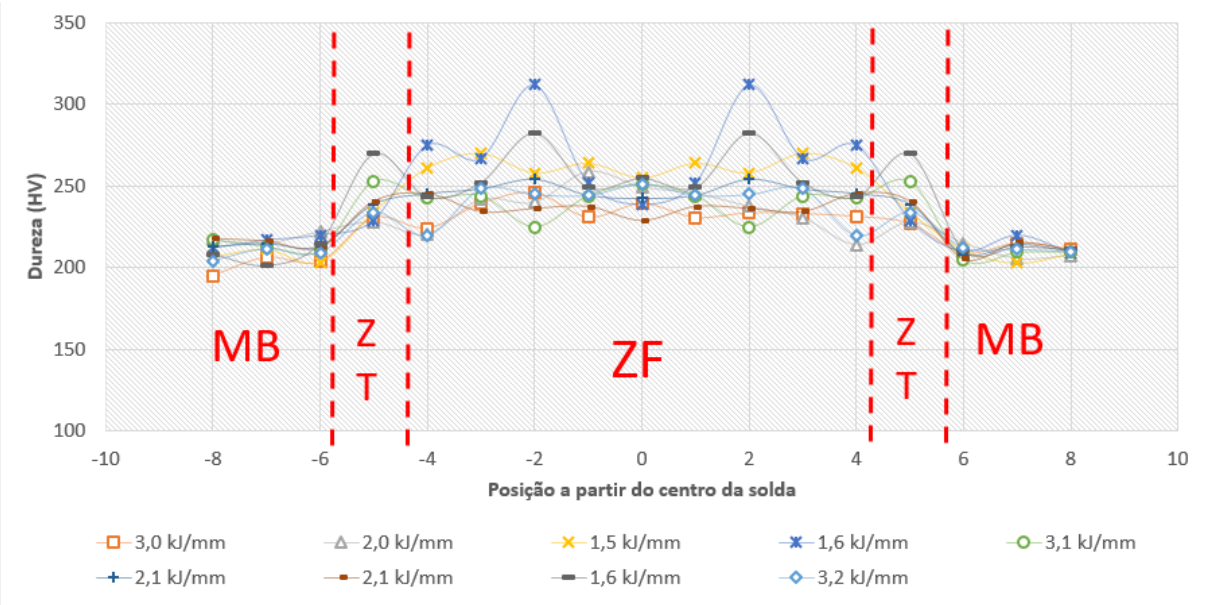
Fonte: Próprio autor.

Contudo, o que deveria indicar uma nocividade dos parâmetros escolhidos, no caso da resistência mecânica, aos corpos de prova, mostra que o fato do rompimento ter ocorrido exatamente no cordão de solda praticamente não altera a resistência em relação à condição sem solda. Assim, torna-se importante analisar as fraturas separadamente para um melhor entendimento do que possa ter ocorrido.

4.3 MICRODUREZA

No ensaio de microdureza, foi levantado um perfil médio para as zonas de Metal Base (MB), Zona de Transição (ZT) e Zona Fundida (ZF). A ZT é a zona do metal base rente ao metal de solda, já que uma Zona Térmicamente Afetada (ZTA) não foi detectada. Ao comparar os perfis de cada amostra, entre elas mesmas, foi gerado um gráfico apresentado na Figura *36*.

Figura 36 - Comparação do perfil de microdureza de todas as amostras (condições).



Fonte: Próprio autor.

Observa-se neste gráfico a variação máxima de dureza, que tem valor de aproximadamente 100 HV e possui um comportamento crescente quando sai do MB e vai em direção à ZF, mesmo que exatamente no centro da solda exista uma leve contração das medidas em todas as condições. Num olhar mais crítico, separando os

resultados estatísticos por partes da solda, há um CV baixo em todas as três partes, como disposto na Tabela 16.

Tabela 16 - Estatísticas realizadas por partes da solda nos corpos de prova.

	Desvio Padrão	**Média**	**CV**
Metal Base	17	215	8
Zona de Transição	12	242	5
Zona Fundida	20	238	8

Fonte: Próprio autor.

Além disso, os valores de microdureza obtidos em todas as amostras, ficam muito próximos uns dos outros, sendo possível observá-los na Tabela 17, além da média geral das medidas de cada amostra, como seu desvio padrão e coeficiente de variação.

Tabela 17 - Resultado númerico do ensaio de microdureza (continua)

	Condições (kJ)								
Posição	**3,0**	**2,0**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**
-8	195	217	207	212	217	213	218	209	204
-7	206	215	212	217	213	215	217	202	212
-6	204	222	204	220	211	213	213	215	209
-5	231	228	234	229	253	239	240	270	234
-4	224	221	261	275	243	246	245	244	220
-3	240	242	270	267	244	248	234	252	249
-2	246	240	258	312	225	255	236	283	245
-1	231	259	264	252	244	244	237	249	245
0	239	250	255	239	251	243	229	255	252
1	231	246	264	252	244	244	237	249	245
2	234	238	258	312	225	255	236	283	245
3	233	231	270	267	244	248	234	252	249
4	231	214	261	275	243	246	245	244	220
5	227	228	234	229	253	239	240	270	234
6	209	215	211	210	205	208	206	211	212
7	215	206	203	220	210	214	216	213	211
8	211	208	209	209	210	210	211	211	210

Tabela 17 - Resultado númerico do ensaio de microdureza (conclusão)

	Condições (kJ)								
	3,0	**2,0**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**
Média	224	228	240	247	231	234	229	242	229
Desvio Padrão	15	15	26	34	17	17	13	27	17
CV	6	7	11	14	8	7	6	11	8

Fonte: Próprio autor.

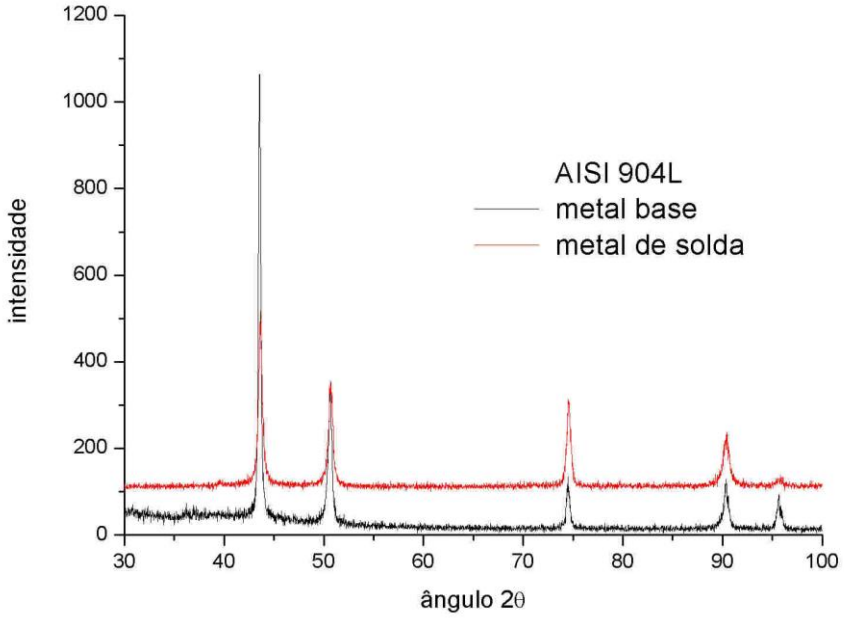
Nela é possível observar médias muito próximas dos valores de microdureza vickers, com desvios aparentemente altos porém com um CV baixo, exceto as amostras 3,4 e 8 que apresentam um coeficiente de variação acima de 10% e curiosamente possuem a maior média de valores da microdureza.

A Figura *56* do ANEXO A mostra uma comparação dos pontos obtidos no gráfico em relação à média da ZT mostrada na Tabela 16. Nela é possível ver alguns pontos destoantes, numa posição bem longe da média, inclusive um baixo valor exatamente na junção entre os dois cordões no meio da espessura da chapa. Isto pode ser explicado pelas multiplas refusões locais em razão dos pulsos de laser, fazendo com que os locais onde há uma dureza muito alta é um local com mais refusões e assim análogamente para os locais de dureza muito baixa, um local com poucas refusões ou nenhuma. Já a Figura 57 do ANEXO A mostra como os pontos da ZF são bem próximos uns dos outros e a Figura 58 mostra cada valor do ensaio no próprio corpo de prova.

4.4 MICROGRAFIA

Em uma análise prévia, foi feita uma difração de raios X para determinar qual a microestrutura predominante na Zona Fundida e se houve ou não a geração de ferrita delta, além das possíveis diferenças em relação ao Metal Base. O gráfico obtido no ensaio é mostrado na Figura *37*.

Figura 37 - Gráfico da difração raio-x para Amostra 1.



Fonte: Próprio autor.

Ao observar o gráfico nota-se picos em posições idênticas, tanto no metal base como no metal de solda. Essas posições coincidem com o perfil de posições relativas à fase Austenita fornecida pelo fabricante da máquina, mostrando que não houve qualquer geração de ferrita delta e que não houve mudança de fase na ZF em relação ao MB. Na Tabela 18 é possível observar o perfil da Austenita para este ensaio.

Tabela 18- Perfil da Austenita para identificação na difração raio-x.

	Perfil da Austenita					
$\boldsymbol{2\theta}$	43,473	50,674	74,679	90,676	95,944	117,716

Fonte: Próprio autor.

Na verdade, ao colocar os dados da composição química do material provenientes da Tabela *10* nas seguintes equações:

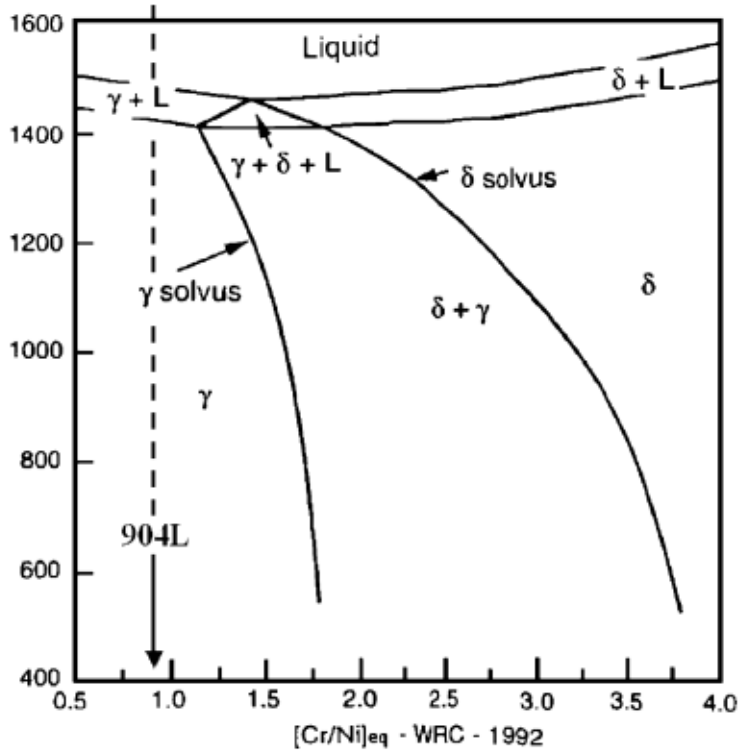
$$Cr_{eq} = \%Cr + \%Mo + 0.7\%Nb \quad (4)$$

$$Ni_{eq} = \%Ni + 35\%C + 20\%N + 0.25\%Cu \quad (5)$$

Pode ser calculado as quantidades, em porcentagem, de Cromo equivalente e Níquel equivalente que são 24,32 e 25,88 respectivamente. Assim, é possível obter

uma razão $^{Cr_{eq}}/_{Ni_{eq}}$ equivalente a 0,94. Isto significa que, como mostrado na Figura 38, a solidificação em condições de equilíbrio assim como em altas taxas de resfriamento, acontece apenas no campo austenítico. (ZAMBON et al., 2006)

Figura 38 - Diagrama Pseudo-binário para a predição da microestrutura estabilizada nos aços inoxidáveis.



Fonte: Zambon et al. (2006)

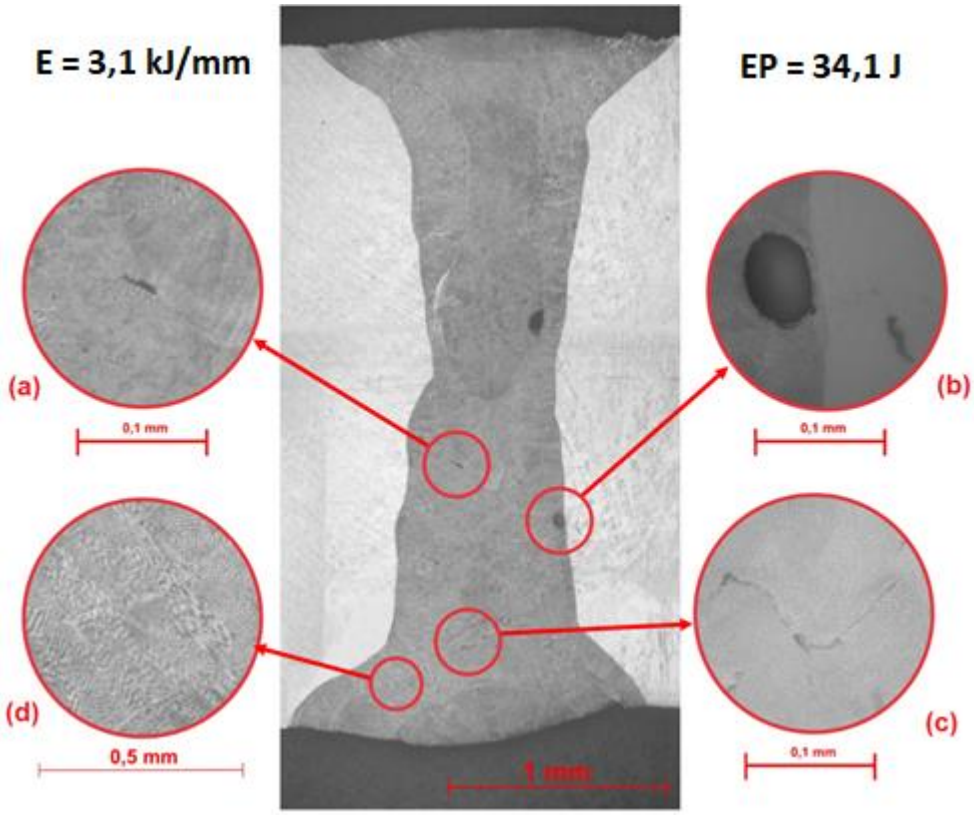
Para a micrografia, num primeiro momento foi realizado um ensaio através de um microscópio óptico e em seguida utilizado o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV), como descrito no capítulo de Materiais e Métodos.

A microestrutura dominante na zona de fusão foi uma estrutura dendrítica colunar e celular, como característica de aços inoxidáveis com zona de fusão completamente austenítica como descrito na literatura por Lippold e Kotecki (2005). De maneira geral, a estrutura é bem mais refinada se comparado com processos de alto aporte térmico devido a rápida solidificação e altas taxas de resfriamento porém muito similares às estruturas discutidas por Yan et al. (2010) para soldagem à laser CO2 de chapas de aço inoxidável AISI 304L com 3 mm de espessura além de Alcock (2017).

Também, é possível concluir que esta soldagem aparece no formato “*keyhole*”, no qual a energia de soldagem varia de 1,5 kJ/mm até 3,2 kJ/mm, sendo os três maiores aportes térmicos de 3,2; 3,1 e 3,0 kJ/mm que coincidem com as amostras de maior sobreposição: 79 , 83 e 81% respectivamente. O cordão de solda “*keyhole*” possui um formato bem característico com grande profundidade e pequena largura, no qual predomina o modo de soldagem em função da vaporização do metal dentro da cavidade, o que pode provocar alguns defeitos como bolhas dentro da Zona Fundida e até pequenas trincas.

Dentre as análises, as três amostras que se apresentaram de maneira interessante são justamente as amostras com maior aporte térmico (e consequentemente maior taxa de sobreposição) sendo estas: a Amostra 5 (E=3,1 kj/mm), que está indicada na Figura 39, a Amostra 1 (E=3,0 kJ/mm), que está indicada na Figura 41 e também a Amostra 9 (E=3,2 kJ/mm) que pode ser observada na Figura 42.

Figura 39 - Micrografia da Amostra 5 de E=3,1 kJ/mm. (a) Trinca entre pulsos. (b) Bolha perto da Zona de Trasição. (c) Trinca. (d) Microestrutura da Zona de Fusão.

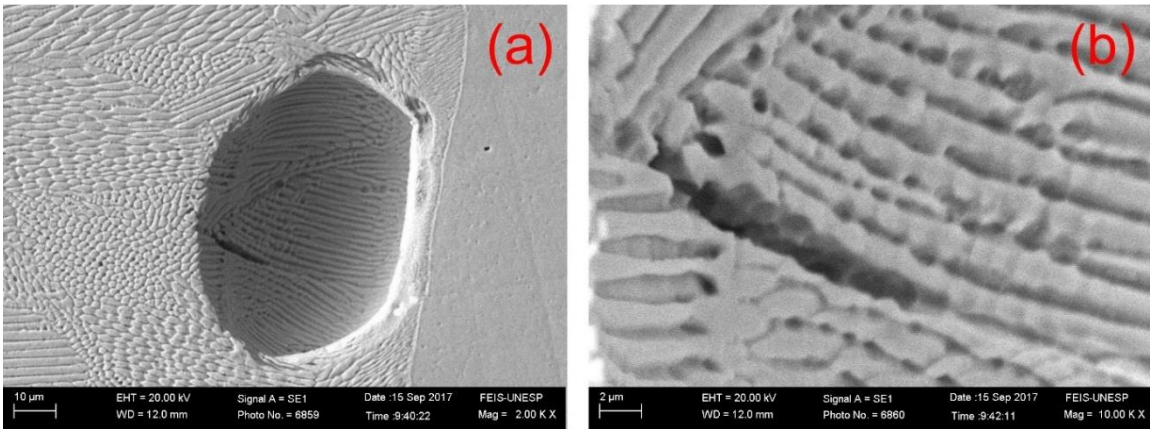


Fonte: Próprio autor.

A micrografia da Amostra 5 pode ser observada na Figura 39 em que alguns defeitos encontrados foram explicitados. No geral, pequenas trincas próximos ou exatamente em cima da sobreposição dos pulsos foram os defeitos mais comuns, assim como encontrados no ressalto (a) da Figura 39 e (b) da Figura 41. O segundo defeito mais comum encontrado nas amostras são pequenas bolhas, principalmente naquelas com parâmetros de maior potência, todas bem parecidas como mostrado na parte (b) da Figura 39.

Na Figura 40 (a) é possível observar a Zona Fundida e o Metal Base, em que a Zona Térmicamente Afetada é inexistente e o que foi chamado de Zona de Transição neste trabalho indicado por uma linha que separa as duas regiões. Dentro da própria bolha, observa-se até mesmo uma trinca que aparenta ser de solidificação, indicada na Figura 40 (b) assim como as direções de extração de calor e a formação de dendritas orientadas da Zona de Transição para o centro da Zona Fundida.

Figura 40 - Bolha indicada na parte (b) da Figura 36.



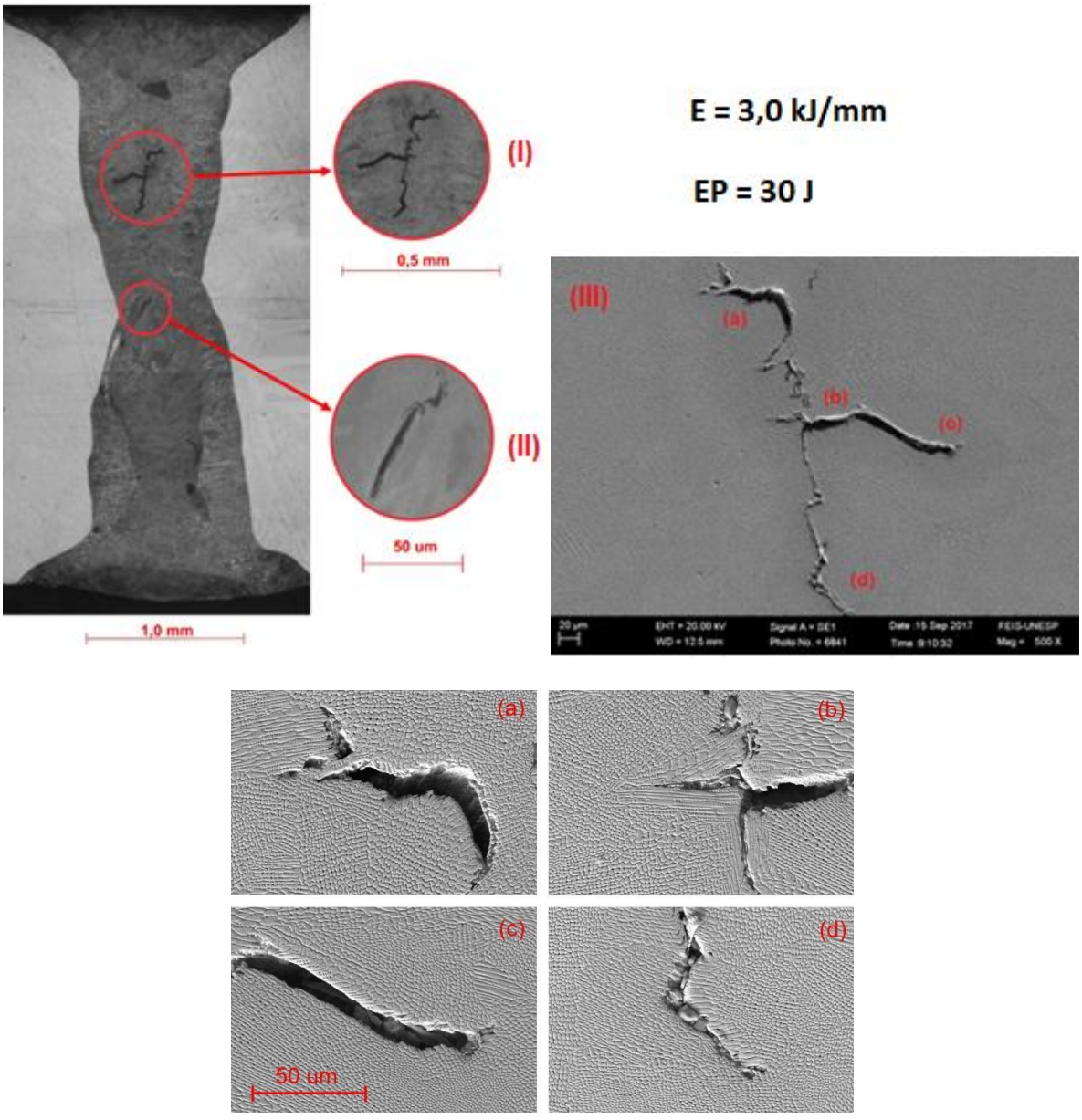
Fonte: Próprio autor.

Além disso, algumas trincas de aparência intergranular foram visualizadas como realçado em (a) da Figura 39 assim como pequenas fissuras na interface entre dois pulsos, sendo um exemplo a parte (c) da Figura 39. Porém houve uma uma trinca encontrada na Amostra 1, observada em (a) da Figura 41. Com aspecto transgranular e semelhante a trincas de solidificação, foi encontrada exatamente no meio de um dos pulsos. Ambas as figuras podem ser vistas em maior tamanho no ANEXO B.

Quando colocado em um aumento superior, a trinca pode ser dividida em basicamente quatro partes como apresentado na parte I da Figura *41*. Bastante

característíco de rechupes em peças fundidas, a facilidade com que esse tipo de trinca aparece pode ser explicado pela ausência de ferrita delta no qual exerce um papel nos aços inoxidáveis austeníticos de reduzir a sensibilidade à formação de trincas de solidificação, conforme Kou (1987).

Figura 41 - Micrografia da Amostra 1 para E=3,0 kJ/mm. (I) Possível trinca de solidificação; (II) Trinca na interface entre dois pulsos; (III) Trinca salientada em (I) através do MEV.



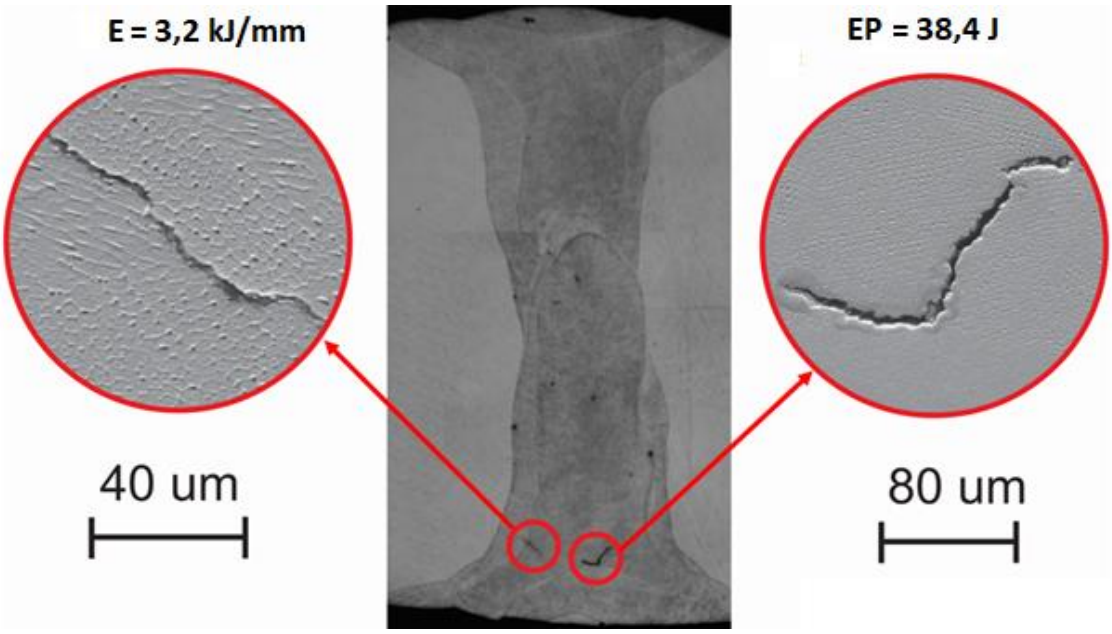
Fonte: Próprio autor.

Ao observar a Figura 42 é possível verificar zonas de fusão distintas ao longo do cordão de solda. É interessante mencionar aqui que outros tipos de metais soldados por esse tipo de processo também apresentam regiões de fusão distintas.

Elas são geradas provavelmente devido à oscilação periódica dos pulsos (“on time/off time”) da fonte de energia do laser Nd:YAG pulsado onde o metal base inicialmente derrete no “on time” ou duração de um pulso altamente energético, ficando parcialmente solidificado durante o “off time” ou duração de um pulso de baixa energia. (KUMAR et al., 2016)

Além disso, algumas amostras não foram observados defeitos internos expressivos, salvo algumas pequenas bolhas. No entanto, para grande maioria, apresentaram defeitos como trincas de solidificação com ramificações ocasionais e poros, encontrados por toda parte da solda. Quase que exclusivamente, esses defeitos foram observados de maneira mais severa nas condições com maior taxa de sobreposição e maior aporte térmico dentre todas as amostra. A Figura 42 é um claro exemplo, com duas trincas ressaltadas na imagem.

Figura 42 - Microestrutura da Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm) com defeitos em detalhe.



Fonte: Próprio autor

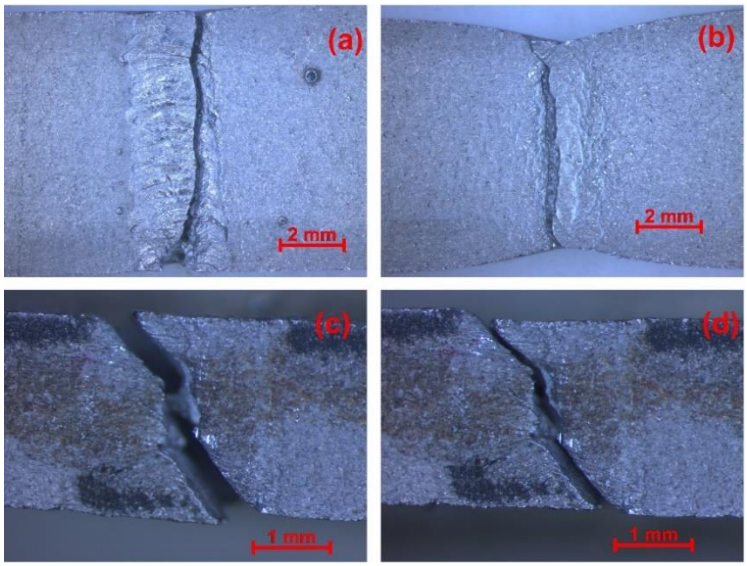
Fica claro que ao comparar a energia de pulso com a energia de soldagem, que caso um pulso altamente energético se posicione muito distante do pulso seguinte, ou seja uma baixa taxa de sobreposição, não irá provocar o aparecimento de tantos defeitos quanto a vaporização quase que contínua de uma soldagem “keyhole” em alta taxa de sobreposição fornece; logo, o aparecimento de uma quantidade significativa de defeitos fica relativa não à energia de pulso e sim através da energia

de soldagem, fazendo com que a relação direta entre os parâmetros de soldagem e a profundidade ao qual o cordão de solda irá possuir, seja importante para o balanço entre a profundidade obtida e a quantidade de defeitos do cordão de solda. Assim, torna-se necessário adequar para cada caso a profundidade efetiva através da taxa de sobreposição, sabendo de que se está utilizando uma soldagem “keyhole”, minimizando o aparecimento de descontinuidades no cordão de solda.

4.5 FRACTOGRAFIA

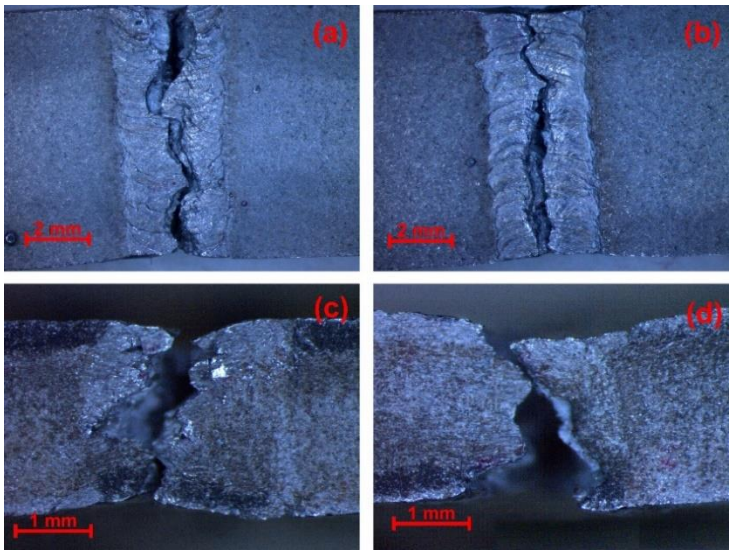
A fractografia foi realizada com dois propósitos: análise dos locais de fratura e análise da região de fratura no MEV. As figuras Figura *43*, Figura *44* e Figura *45* apresentam a análise dos locais de fratura das amostras 1, 5 e 9

Figura 43 - Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm) - Corpos de Prova rompidos.



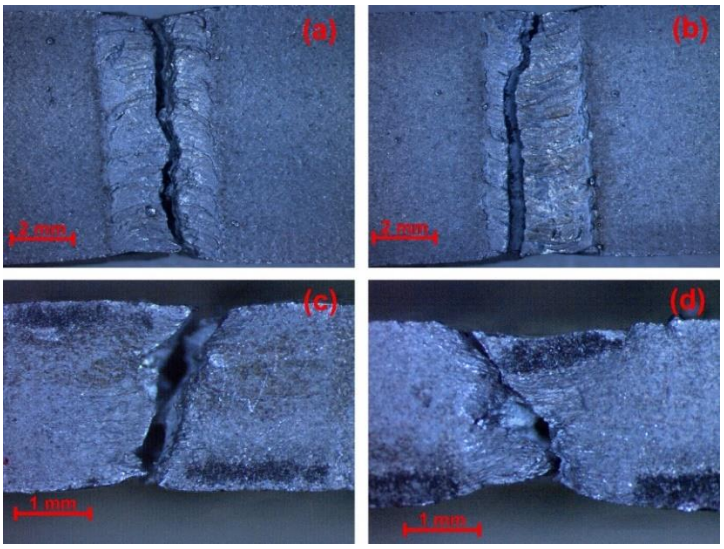
Fonte: Próprio autor.

Figura 44 - Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm) - Corpo de Prova rompido.



Fonte: Próprio autor.

Figura 45 - Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm) - Corpo de Prova rompido



Fonte: Próprio autor.

Tanto o metal base quanto o metal de solda exibiram um comportamento dúctil porém as propriedades mecânicas específicas são diferentes. De fato, é encontrado um limite de escoamento e limite de resistência à tração muito próximos no metal de solda e metal base, o que contraria aquilo que é amplamente difundido na literatura em geral já que houve na zona fundida um aumento de dureza, e isto indicaria um aumento na resistência mecânica; pode-se presumir então que os defeitos encontrados decorrentes de uma soldagem “keyhole” tiveram efeito indesejado na

resistência mecânica dos corpos de prova observados, fazendo com que os cordões de solda se rompessem mediante esforço abaixo do esperado.

Como mencionado no capítulo de materiais e métodos, as dimensões iniciais dos corpos de prova são: comprimento inicial Lo = 50 mm; largura útil inicial wo = 10 mm; espessura inicial to = 3 mm e área da seção transversal inicial Ao = 30 mm. Na Tabela 19, vê-se que o alongamento do metal base é muito maior do que metal de solda, o que pode ser confirmado pela redução de área no local da stricção. Esses resultados estão próximos de estudos anteriores realizados nas propriedades mecânicas de aços inoxidáveis austeníticos soldados por diferente tipos de processos. A diferença de um comportamento monotônico entre o metal de solda e o metal base também é observada nos resultados de Magnier-Monin (2007). Eles também encontraram que o metal de solda possui alto limite de escoamento comparado ao metal base, com uma diferença de 100 MPa.

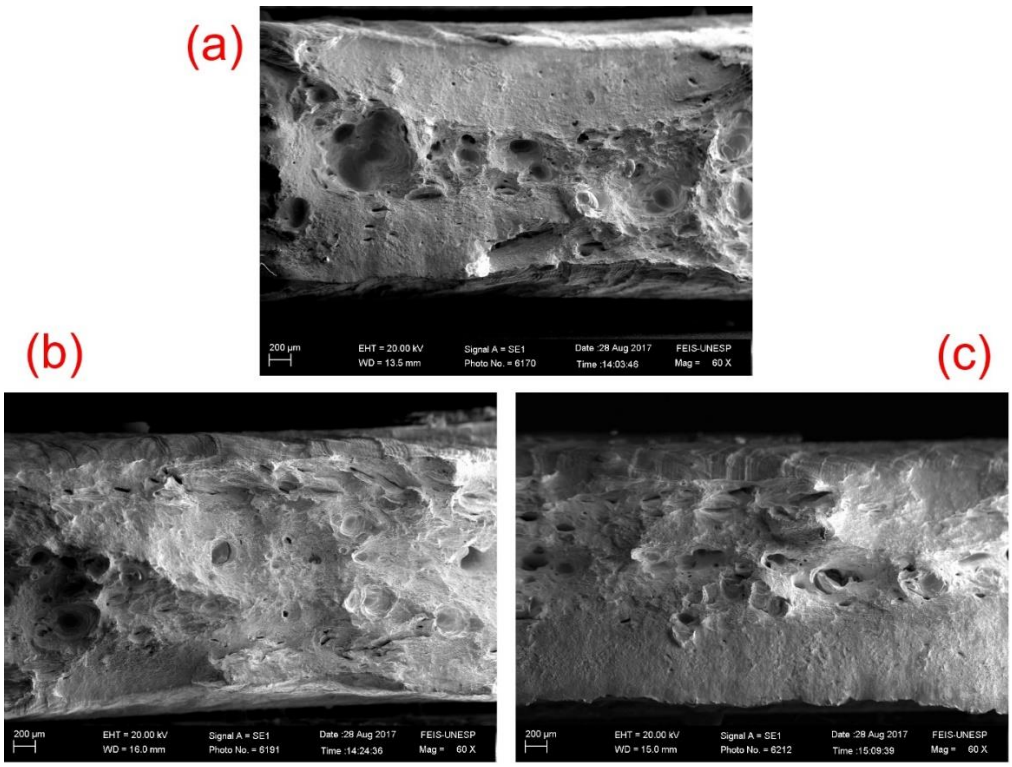
Tabela 19 - Dimensões dos corpos de prova.

Dimensão	**#**	**SS**	**3,0**	**2,0**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**
Largura "w" (mm)	a	6,70	8,40	8,60	9,00	8,60	8,00	8,25	8,60	8,70	7,00
	b	6,85	8,40	8,40	8,75	8,40	6,60	8,75	9,40	8,40	8,10
	Média	6,78	8,40	8,50	8,88	8,50	7,30	8,50	9,00	8,55	7,55
Comprimento "L" (mm)	a	72,40	67,00	65,00	51,40	65,70	69,50	66,00	62,50	65,00	71,00
	b	70,00	65,00	65,00	63,30	62,70	70,50	61,00	50,70	65,00	67,00
	Média	71,20	66,00	65,00	57,35	64,20	70,00	63,50	56,60	65,00	69,00
Espessura "t" (mm)	a	2,00	2,45	2,65	2,90	2,70	2,45	2,50	2,60	2,30	2,00
	b	2,00	2,45	2,65	2,60	2,60	2,00	2,70	3,00	2,40	2,50
	Média	2,00	2,45	2,65	2,75	2,65	2,23	2,60	2,80	2,35	2,25
Área final "Af" (mm²)	a	13,40	20,58	22,79	26,10	23,22	19,60	20,63	22,36	20,01	14,00
	b	13,70	20,58	22,26	22,75	21,84	13,20	23,63	28,20	20,16	20,25
	Média	13,55	20,58	22,53	24,43	22,53	16,40	22,13	25,28	20,09	17,13
Alongamento "A%" (%)	a	44,8	34,0	30,0	2,8	31,4	39,0	32,0	25,0	30,0	42,0
	b	40,0	30,0	30,0	26,6	25,4	41,0	22,0	1,4	30,0	34,0
	Média	42,4	32,0	30,0	14,7	28,4	40,0	27,0	13,2	30,0	38,0
Redução de área "RA%" (%)	a	55,3	31,4	24,0	13,0	22,6	34,7	31,3	25,5	33,3	53,3
	b	54,3	31,4	25,8	24,2	27,2	56,0	21,3	6,0	32,8	32,5
	Média	54,8	31,4	24,9	18,6	24,9	45,3	26,3	15,7	33,1	42,9

Fonte: Próprio autor.

A superfície fraturada do corpo de prova do ensaio de tração foi analisado utilizando o Microscópio Eletrônico de Varredura (MEV). As figuras Figura *46* (a), (b) e (c) apresentam típicas fractografias de um corpo de prova de ensaio de tração. Estruturas “dimple” observadas nas fractografias mostram uma natureza dúctil da fratura. Pequenos “dimples” com grandes “dimples” e microporos também foram observados. Não há traços de compostos intermetálicos e nem foram encontrados precipitados na fractografia.

Figura 46 - Fractografia MEV – (a) Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm); (b) Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm); (c) Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm).



Fonte: Próprio autor.

Da Figura *46* é possível observar zonas de fratura por tensão normal onde há manifestação dos *dimples* e zonas de fratura controladas por tensão de cisalhamento. Ao calcular as respectivas áreas através do *Axiovision*©, dispostas na Tabela *20*, observa-se que em média 70% da área de fratura é característico de fratura dúctil provenientes de tensões normais e indicados pelo coalescimento de microcavidades (como visto no **ANEXO C**) além de 30% ser correspondente à fratura proveniente da tensão de cisalhamento, em geral verificada na porção final da zona cisalhada e com um ângulo de 45° que ocorre devido à formação de uma banda de cisalhamento,

podendo ser observada nas Figura *43* e Figura *45*, confirmando-a então como fratura dúctil.

Tabela 20 - Área correspondente às zonas de fratura.

E (kJ/mm)	**3**	**2**	**1,5**	**1,6**	**3,1**	**2,1**	**2,1**	**1,6**	**3,2**	**Média**
Ac (%)	48,9	33,4	4,0	16,6	6,6	46,8	21,7	50,5	40,2	29,8
An (%)	51,1	66,6	96,0	83,4	93,4	53,2	78,3	49,5	59,8	70,2

Fonte: Próprio autor.

4.6 ANOVA

Como descrito no capítulo de 3.1 **PLANEJAMENTO EXPERIMENTAL**, o Método de Taguchi foi utilizado no intuito de obter os parâmetros ótimos de processo, com o auxílio do *software* Minitab utilizando uma matriz ortogonal fracionária L9 para analisar a influência individual de cada parâmetro mesmo que todo o processo seja realizado com um pequeno número de experimentos.

4.6.1 Resposta: limite de escoamento

A Tabela 21 mostra os valores encontrados no ensaio de tração para o limite de escoamento de cada condição soldada.

Tabela 21 – Condições de soldagem em relação aos valores de Limite de Escoamento médios.

Energia de Soldagem (kJ/mm)	**Potência de Pico [kW]**	**Largura Temporal [ms]**	**Frequência de Pulso [Hz]**	**Velocidade de Soldagem [mm/s]**	**Limite de Escoamento [MPa]**
3,0	3	10	3	1	316
2,0	3	11	3,3	1,5	320
1,5	3	12	3,6	2	227
1,6	3,1	10	3,3	2	309
3,1	3,1	11	3,6	1	293
2,1	3,1	12	3	1,5	314
2,1	3,2	10	3,6	1,5	316
1,6	3,2	11	3	2	202
3,2	3,2	12	3,3	1	209

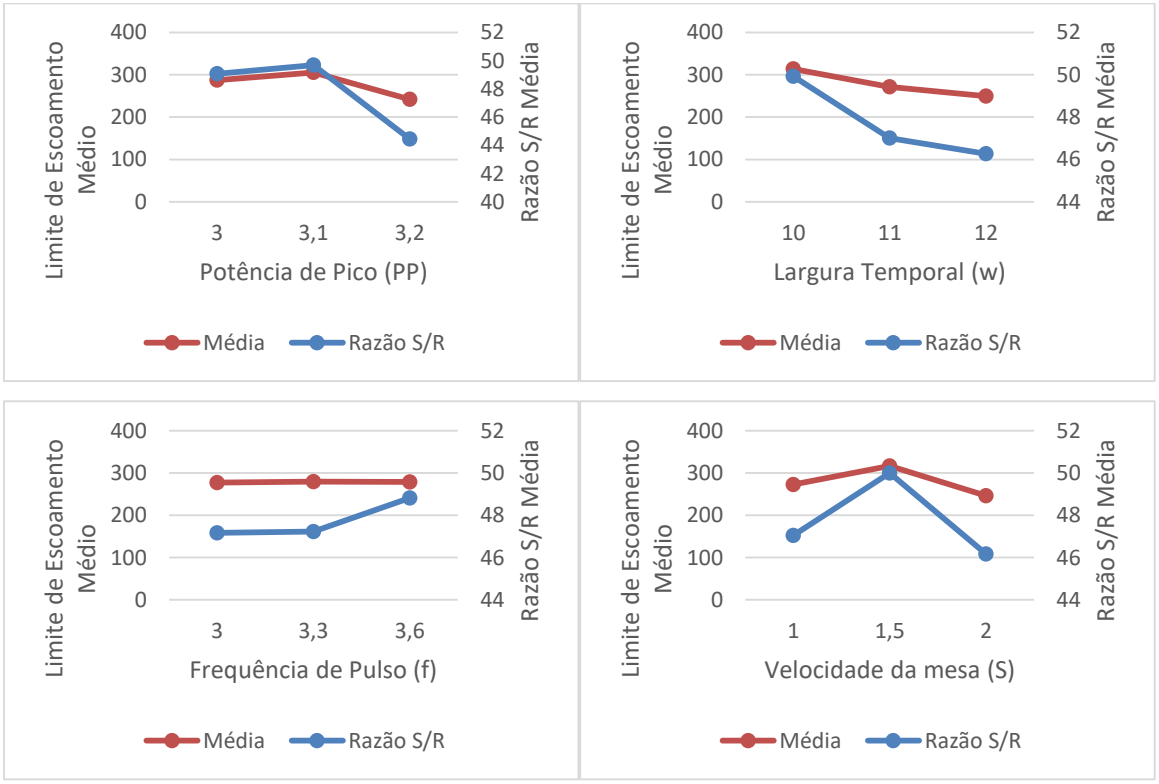
Fonte: Próprio autor.

Para de obter medidas de qualidade através do proposto por Taguchi, é necessário a diminuição da variabilidade no desempenho da soldagem com relação aos fatores de ruído (fatores não controláveis) além do aumento da variabilidade no

que tange os fatores de sinal (fatores controláveis). Neste caso a resposta do sistema que é o limite de escoamento, é desejado ser maior ou igual ao valor encontrado no metal base sem qualquer tipo de solda, escolhendo-se então o critério “quanto maior melhor” da razão sinal-ruído. Logo, o objetivo é obter o maior limite de escoamento possível assim como a razão sinal-ruído para este parâmetro, sendo necessário encontrar os valores mais elevados do gráfico afim de desenvolver um processo qualificado.

A Figura 47 dispõe os resultados da análise por Taguchi, em que os fatores principais são plotados com o limite de escoamento médio respectivo além da razão sinal-ruído. A média da característica da resposta, baseada no “quanto maior melhor”, é fornecida para cada nível dos fatores envolvidos no planejamento experimental e para tanto, valores elevados do limite de escoamento médio e a razão S/R são desejados já que levam a uma menor variabilidade da resposta esperada. A razão S/R possui relação inversamente proporcional com a variação fazendo com que os maiores valores indiquem uma menor variabilidade da condição experimental do processo. (PHADKE, 1989)

Figura 47 - Gráficos Limite de escoamento e razão S/R para cada parâmetro.



Fonte: Próprio autor.

Analisando cada fator envolvido, é possível depreender que no caso da Potência de Pico (P) o valor com maior razão S/R e consequentemente maior limite de escoamento médio é o correspondente a 3,1 kW. Para Largura Temporal (w) está associado à 10 ms e a velocidade da mesa (S) no valor de 1,5 mm/s. Porém, houve uma excessão no caso da frequência de pulso (f) que mantém um valor praticamente constante para todos os níveis, fazendo com que uma condição otimizada seja construída com a sugestão dos parâmetros como 3,1 kW, 10 ms, 1,5 mm/s e 3,6 Hz, configurando uma energia de soldagem de aproximadamente 2,07 kJ/mm.

Na Tabela 22 está disposto os resultados da ANOVA para este caso, em que o teste de Fisher (teste-F) também foi utilizado para determinar quais parâmetros têm o efeito mais significativo no limite de escoamento. No geral considera-se que a significância de um fator pode ser ignorada quando o valor de F é algo em torno de 1 e a significância aumenta conforme este valor aumenta. Assim, a significância dos níveis propostos da Frequência de pulso é interpretada como nula em relação aos demais parâmetros, ainda que estes possuam um valor muito baixo de F com uma taxa de erro elevada. A soma dos quadrados (SQ) foi calculada através do software Minitab assim como os graus de liberdade (GL), média dos quadrados (MQ), fator de Fisher (F).

Tabela 22 - Tabela ANOVA para o limite de escoamento.

Parâmetro	**GL**	**SQ**	**QM**	**F**	**P**
Potência de Pico (P)	2	12817	6408,50	1,06	0,386
Largura Temporal (w)	2	12644	6322,00	1,05	0,390
Frequência de Pulso (f)	2	13	6,50	0	0,999
Velocidade de Soldagem (S)	2	15358	7679,00	1,27	0,327
Erro	9	54385	6042,78		
Total	17	95217			
Desvio Padrão = 77,73		R^2 = 42,88%			

Fonte: Próprio autor.

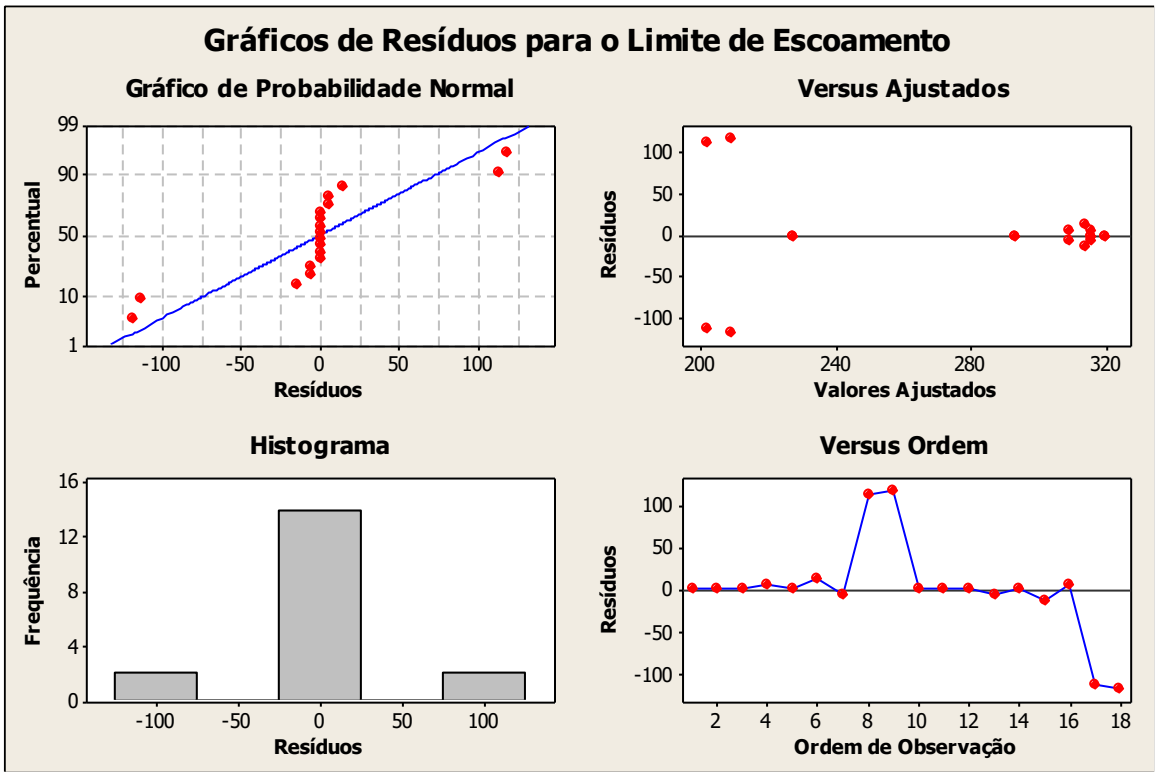
Também, a última linha indica que o fator explica 42,88% da variação de resposta com um desvio padrão de aproximadamente 78 unidades. O valor de R^2 é utilizado para detectar quão bem o modelo utilizado prediz as respostas para novas observações, sendo colocado numa faixa de 0 a 100% em que os modelos que possuem valores mais elevados de R^2 têm melhor capacidade preditiva.

No intuito de determinar se o modelo atende às suposições de análise, pode-se analisar os gráficos de resíduos, como mostrado na Figura 48. No gráfico de probabilidade normal é utilizado de uma maneira geral para verificar a pressuposição de que os resíduos são distribuídos normalmente, logo é interessante que os resíduos indicados por pontos siga uma determinada linha reta, o que não acontece neste caso específico. Já o gráfico de resíduos versus ajustes é utilizado para verificar a pressuposição de que os resíduos têm distribuição aleatória além de variância constante, em que os pontos devem cair aleatoriamente nos dois lados de zero sem padrões reconhecíveis; para a resposta analisada, os pontos praticamente incidem sobre a linha zero do gráfico.

Em resíduos versus ordem, a análise se concentra na pressuposição de que os resíduos são independentes um do outro, sem mostrar qualquer tendência ou padrão em uma exibição de ordem temporal; neste gráfico apresentado, um padrão tipo deslocamento pode ser observado. No histograma, serve para identificar a concentração dos resíduos encontrados, sendo este caso uma concentração de 14 dos 18 resíduos concentrado em zero.

Isto indica que o modelo utilizado pode não ser adequado ou não satisfaz aos pressupostos da análise, o que leva a uma sugestão de cautela à interpretação dos resultados e consequentemente aos valores calculados e apresentados da ANOVA.

Figura 48 - Gráfico de resíduos da ANOVA do Limite de Escoamento.



Fonte: Próprio autor.

4.6.2 Resposta: limite de resistência a tração

A Tabela 23 mostra os valores encontrados no ensaio de tração para o limite de resistência a tração de cada condição soldada.

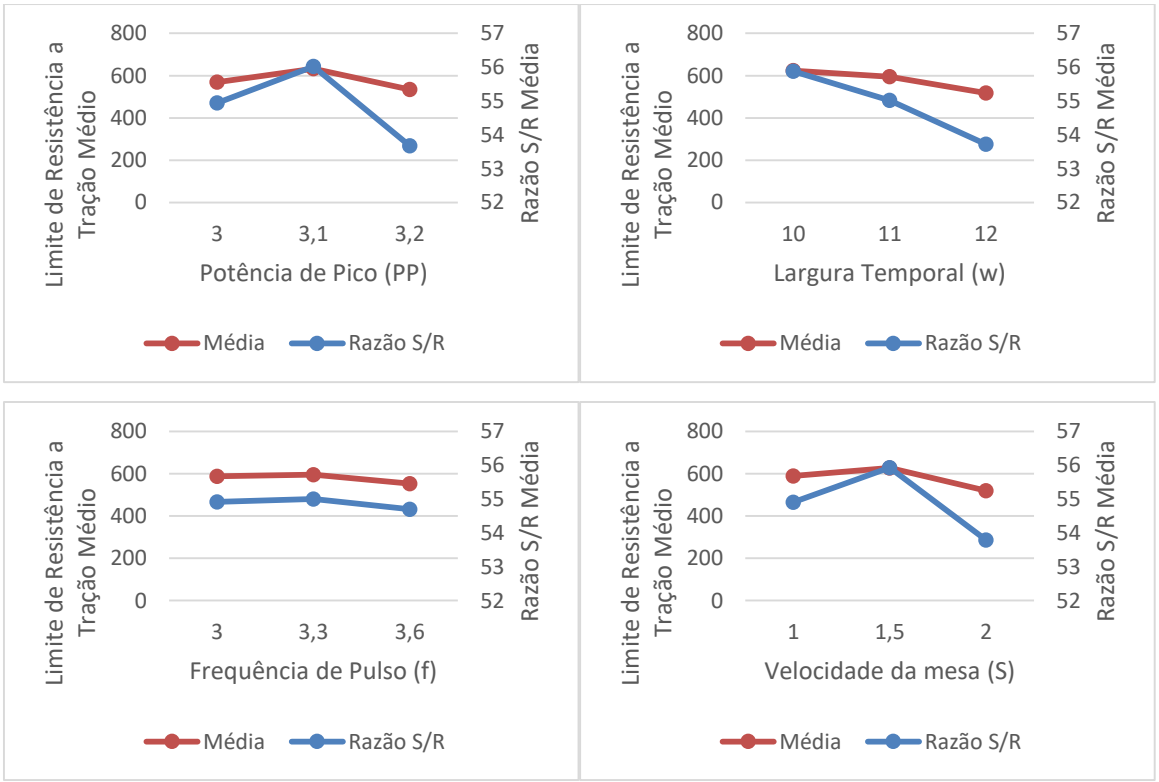
Tabela 23 - Tabela L9 para Limite de Resistência a tração.

Energia de Soldagem (kJ/mm)	Potência de Pico [kW]	Largura Temporal [ms]	Frequência de Pulso [Hz]	Velocidade de Soldagem [mm/s]	Limite de Resistência a Tração [MPa]
3,0	3	10	3	1	633
2,0	3	11	3,3	1,5	651
1,5	3	12	3,6	2	423
1,6	3,1	10	3,3	2	636
3,1	3,1	11	3,6	1	634
2,1	3,1	12	3	1,5	629
2,1	3,2	10	3,6	1,5	604
1,6	3,2	11	3	2	502
3,2	3,2	12	3,3	1	499

Fonte: Próprio autor.

A resposta do sistema é o limite de resistência a tração e assim como o limite de escoamento deve ser maior ou igual ao valor encontrado no metal base, fazendo com que o critério “quanto maior melhor” da razão sinal-ruído continuasse a ser utilizado. Logo, ainda com o objetivo de obter o maior valor de resposta e razão sinal-ruído possível para este parâmetro, deseja-se encontrar os valores mais elevados do gráfico. A Figura 49 mostra os resultados da análise por Taguchi, em que os fatores principais são plotados com o limite de resistência a tração médio respectivo além da razão sinal-ruído; a média da característica da resposta, baseada no “quanto maior melhor”.

Figura 49 - Gráficos Limite de resistência a tração e razão S/R para cada parâmetro.



Fonte: Próprio autor.

Analisando cada fator envolvido, observa-se que a influência dos fatores é muito semelhante ao que foi encontrado para o limite de escoamento em que no caso da Potência de Pico (P) o valor com maior razão S/R é o correspondente a 3,1 kW; para Largura Temporal (w),10 ms; e a velocidade da mesa (S) no valor de 1,5 mm/s. Com uma excessão no caso da frequência de pulso que mantém um valor praticamente constante para todos os níveis, fazendo com que uma condição otimizada seja construída também neste caso com a sugestão dos parâmetros como

3,1 kW, 10 ms, 1,5 mm/s porém com uma frequência de pulso de 3,3 Hz, configurando uma energia de soldagem de aproximadamente 2,07 kJ/mm.

Na Tabela 24 está disposto os resultados da ANOVA para o limite de resistência a tração com o teste de Fisher. Portanto, a significância dos níveis propostos da Frequência de pulso é interpretada como insignificante em relação aos demais parâmetros, ainda que estes possuam um valor muito baixo de F com uma taxa de erro elevada e teóricamente seriam irrelevantes também.

Tabela 24 - Tabela ANOVA para resposta do Limite de Resistência a Tração.

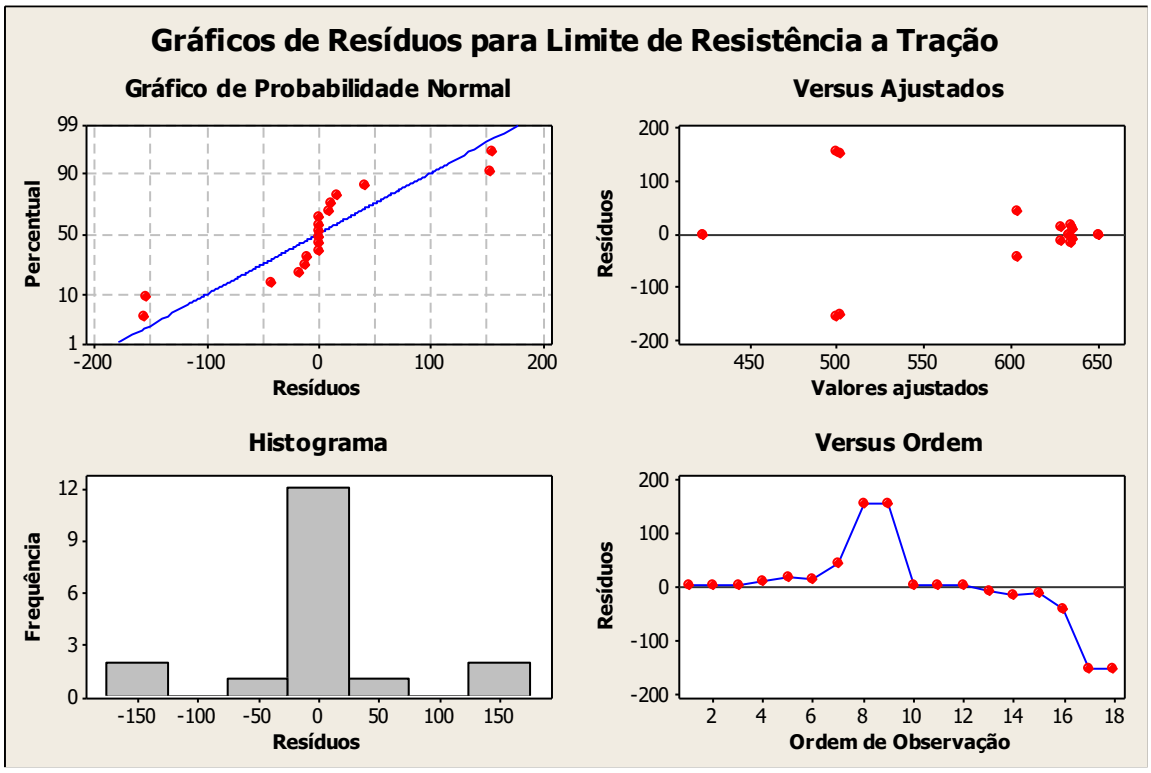
Parâmetro	GL	SQ	QM	F	P
Potência de Pico (P)	2	29898	14949,00	1,34	0,309
Largura Temporal (w)	2	36904	18452,00	1,66	0,244
Frequência de Pulso (f)	2	5963	2981,50	0,27	0,771
Velocidade de Soldagem (S)	2	35617	17808,50	1,6	0,255
Erro	9	100251	11139,00		
Total	17	208633			
Desvio Padrão = 105,542		R^2 = 51,95%			

Fonte: Próprio autor.

Também, a última linha indica que o fator explica 51,95% da variação de resposta com um desvio padrão de aproximadamente 105,5 unidades. No intuito de determinar se o modelo atende às suposições de análise, pode-se analisar os gráficos de resíduos, como mostrado na Figura 48. No gráfico de probabilidade normal não seguem uma linha reta; já o gráfico de resíduos versus ajustes para os pontos praticamente incidem sobre a linha zero do gráfico; em resíduos versus ordem, um padrão tipo deslocamento pode ser observado; no histograma, foi identificado uma concentração de 12 dos 18 resíduos em zero.

Percebe-se então que o modelo utilizado pode não ser adequado ou não satisfaz aos pressupostos da análise para essa resposta também, o que leva novamente a uma sugestão de cautela quanto a interpretação dos resultados e consequentemente aos valores calculados e apresentados da ANOVA.

Figura 50 - Gráficos de resíduos para o limite de resistência a tração.



Fonte: Próprio autor.

4.6.3 Resposta: limite de ruptura

A Tabela 25 mostra os valores encontrados no ensaio de tração para o limite de ruptura de cada condição soldada.

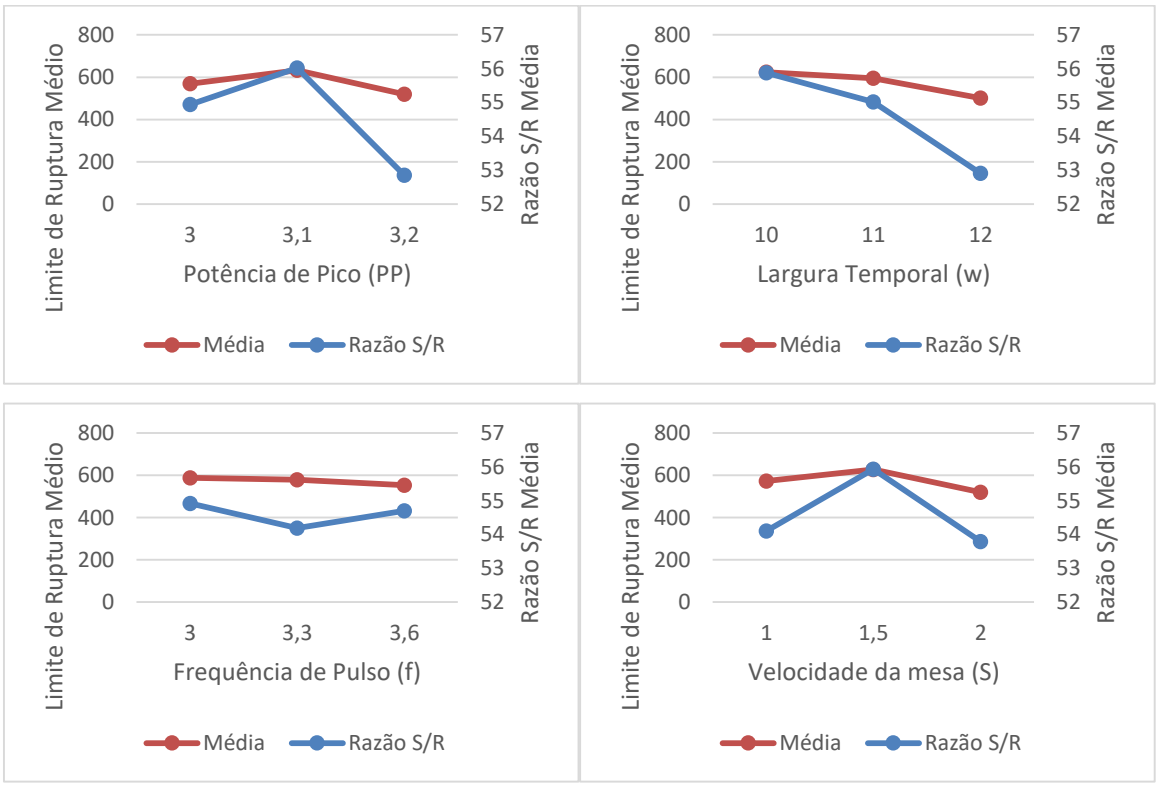
Tabela 25 - Tabela L9 para o Limite de Ruptura.

Energia de Soldagem (kJ/mm)	Potência de Pico [kW]	Largura Temporal [ms]	Frequência de Pulso [Hz]	Velocidade de Soldagem [mm/s]	Limite de Resistência a Ruptura [MPa]
3,0	3	10	3	1	633
2,0	3	11	3,3	1,5	651
1,5	3	12	3,6	2	423
1,6	3,1	10	3,3	2	636
3,1	3,1	11	3,6	1	634
2,1	3,1	12	3	1,5	629
2,1	3,2	10	3,6	1,5	604
1,6	3,2	11	3	2	502
3,2	3,2	12	3,3	1	450

Fonte: Próprio autor.

Neste caso a resposta é o limite de ruptura e assim como os dois casos anteriores deve ser maior ou igual ao valor encontrado no metal base, fazendo com que o critério “quanto maior melhor” da razão sinal-ruído seja a melhor opção. Logo, ainda com o objetivo de obter o maior valor de resposta e razão sinal-ruído possível para este parâmetro, deseja-se encontrar os valores mais elevados do gráfico. A Figura 51 mostra os resultados da análise por Taguchi, em que os fatores principais são plotados com o limite de ruptura médio respectivo além da razão sinal-ruído.

Figura 51 - Gráficos Limite de ruptura e razão S/R para cada parâmetro.



Fonte: Próprio autor.

Em concordância com as duas últimas respostas, no limite de ruptura segue a condição otimizada com a sugestão dos parâmetros como 3,1 kW, 10 ms, 1,5 mm/s porém com uma frequência de pulso de 3,0 Hz, configurando uma energia de soldagem de aproximadamente 2,07 kJ/mm.

Na Tabela 26 está disposto os resultados da ANOVA para o limite de ruptura com o teste de Fisher. Também indica uma insignificância no parâmetro de frequência de pulso, ainda que estes possuam um valor muito baixo de F com uma taxa de erro elevada e teóricamente seriam irrelevantes também.

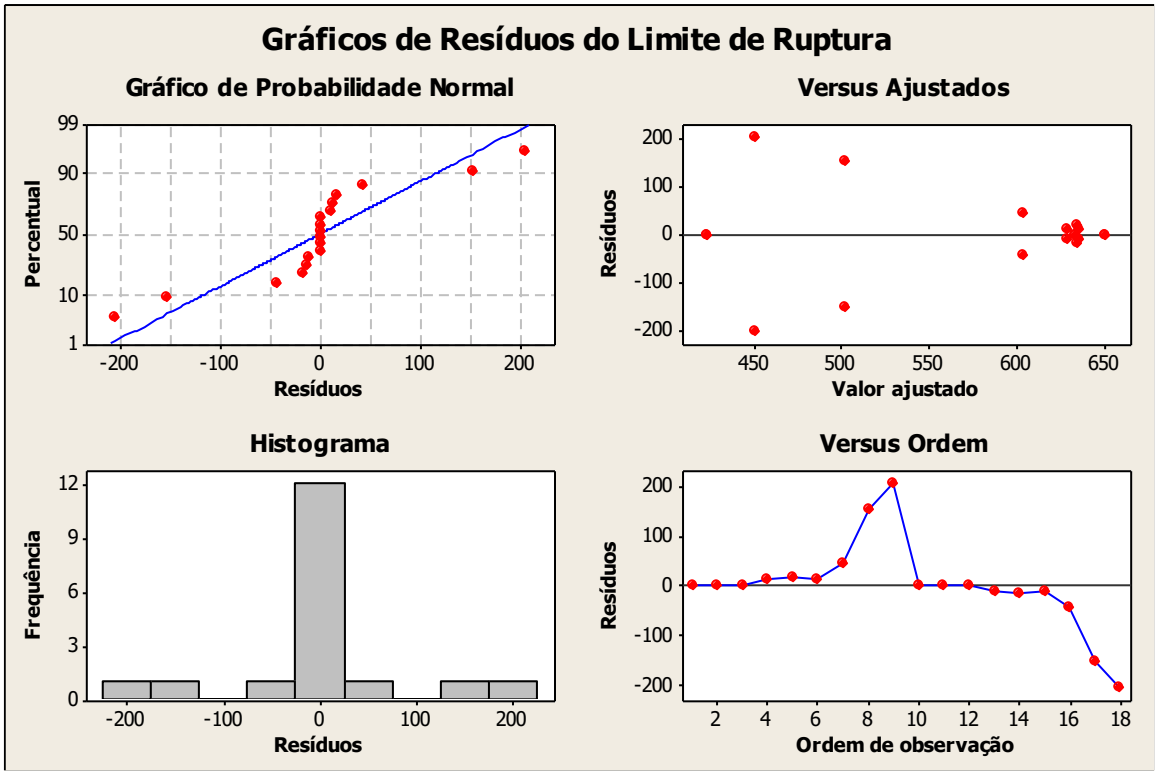
Tabela 26 - Tabela ANOVA para Limite de Ruptura.

Parâmetro	GL	SQ	QM	F	P
Potência de Pico (P)	2	39657	19828,50	1,31	0,316
Largura Temporal (w)	2	50169	25084,50	1,66	0,243
Frequência de Pulso (F)	2	3807	1903,50	0,13	0,883
Velocidade de Soldagem (S)	2	34754	17377,00	1,15	0,359
Erro	9	135805	15089,44		
Total	17	264192			
Desvio Padrão = 122,839		R^2 = 48,60%			

Fonte: Próprio autor.

Também, a última linha indica que o fator explica 48,60% da variação de resposta com um desvio padrão de aproximadamente 123 unidades. No intuito de determinar se o modelo atende às suposições de análise, pode-se analisar os gráficos de resíduos, como mostrado na Figura 52. No gráfico de probabilidade normal não seguem uma linha reta; já o gráfico de resíduos versus ajustes para os pontos praticamente incidem sobre a linha zero do gráfico; em resíduos versus ordem, um padrão tipo deslocamento pode ser observado; no histograma, foi identificado uma concentração de 12 dos 18 resíduos em zero.

Figura 52 - Gráfico de resíduos para o limite de ruptura.



Fonte: Próprio autor.

Logo, entende-se que o modelo utilizado pode não ser adequado ou não satisfaz aos pressupostos da análise, o que leva à mesma sugestão dos dois itens anteriores.

4.6.4 Resposta: dureza

A Tabela 27 mostra os valores encontrados no ensaio de microdureza para a dureza correspondente a cada condição soldada.

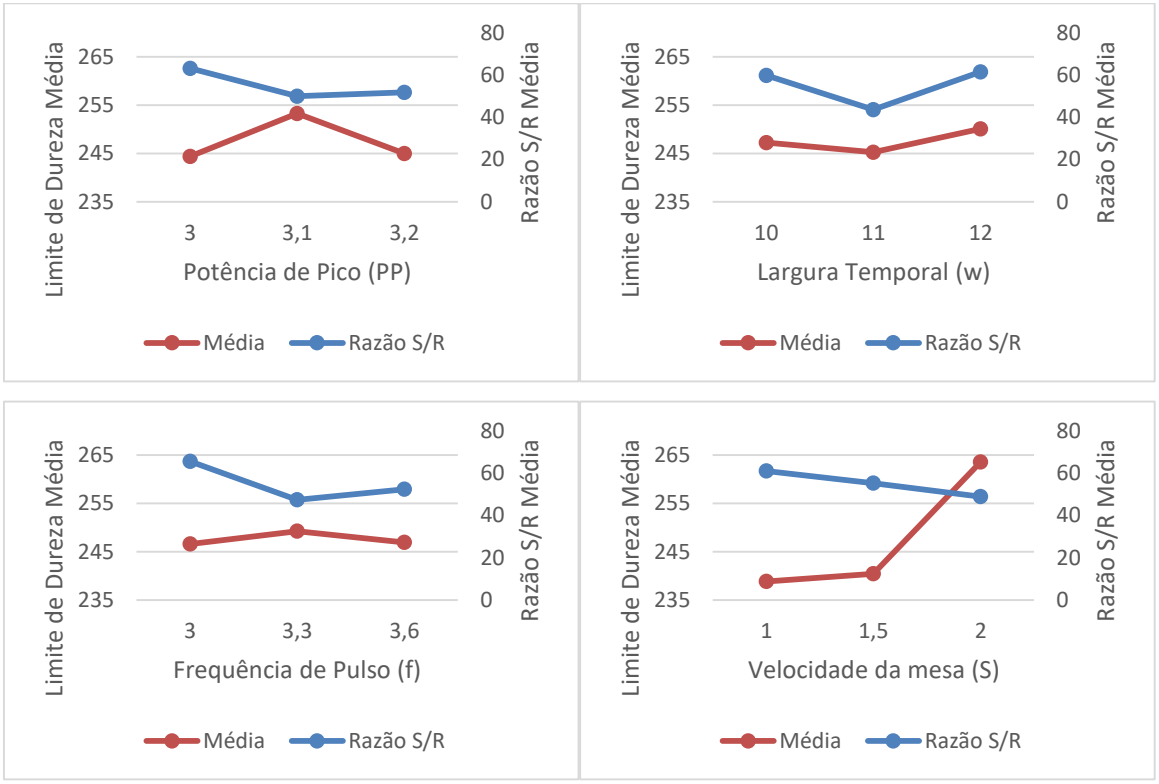
Tabela 27 - Tabela L9 para Dureza.

Energia de Soldagem (kJ/mm)	Potência de Pico [kW]	Largura Temporal [ms]	Frequência de Pulso [Hz]	Velocidade de Soldagem [mm/s]	Dureza [HB]
3,0	3	10	3	1	234
2,0	3	11	3,3	1,5	238
1,5	3	12	3,6	2	262
1,6	3,1	10	3,3	2	272
3,1	3,1	11	3,6	1	240
2,1	3,1	12	3	1,5	248
2,1	3,2	10	3,6	1,5	237
1,6	3,2	11	3	2	257
3,2	3,2	12	3,3	1	241

Fonte: Próprio autor.

Sendo agora a dureza como resposta é interessante que esta seja a mais homogênea possível ao longo de toda seção transversal e longitudinal da solda, pois valores muito diferentes de dureza podem afetar a tenacidade da junta fazendo com que o critério “nominal é melhor” da razão sinal-ruído fosse utilizado. Logo, o objetivo é obter a dureza mais homogênea possível assim como a razão sinal-ruído para este parâmetro, sendo necessário encontrar os valores mais constantes do gráfico. A Figura 53 dispõe os resultados da análise por Taguchi, em que os fatores principais são plotados com dureza média respectiva além da razão sinal-ruído.

Figura 53 - Gráficos Dureza e razão S/R para cada parâmetro.



Fonte: Próprio autor.

Verificando-se cada fator envolvido, é possível concluir que no caso da Potência de Pico (P) o valor com maior razão S/R é o de 3 kW; para largura temporal (w) 12 ms; velocidade da mesa (S) no valor de 1,0 mm/s e frequência de pulso (F) de 3 Hz, configurando uma energia de soldagem de aproximadamente 3,0 kJ/mm.

Na

Tabela *28* está disposto os resultados da ANOVA para este caso, em que o teste de Fisher (teste-F) também foi utilizado para determinar quais parâmetros têm o efeito mais significativo no limite de escoamento. É possível inferir que todos os parâmetros são significativos para a dureza, sendo a velocidade de soldagem o parâmetro mais significante e a frequência de pulso a menos significante.

Caso haja uma precisão razoável no controle dos níveis de fatores e/ou interações, logo o total da variação pode ser reduzido a uma quantidade que é designada pela porcentagem de contribuição. A porcentagem de contribuição (P%) é a fração da variação total verificada em um experimento em que é atribuída a cada fator significante assim como na interação entre fatores significantes e isso é uma

função da soma dos quadrados para cada item com significância. A Figura 54 mostra a porcentagem de contribuição de cada parâmetro que foi calculada, segundo Masoumi (2009), pela fórmula:

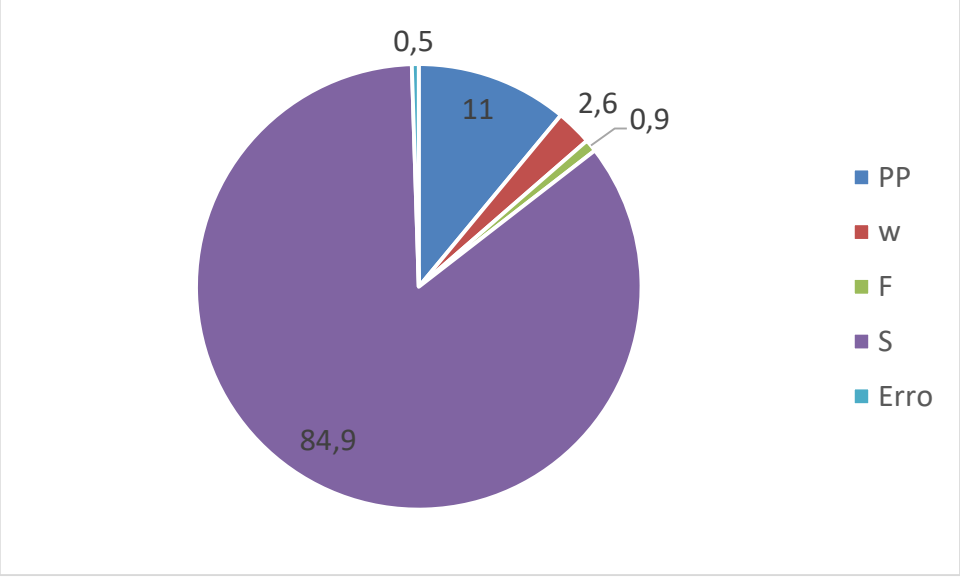
$$P\%_i = SQ_i / SQ_T \times 100\%, \text{ onde } SQ_T = \Sigma\, SQ_i \qquad (4)$$

Tabela 28 - Tabela ANOVA para dureza.

Parâmetro	GL	SQ	QM	F	P	P%
Potência de Pico (P)	2	297,89	148,95	92,44	0,000	11
Largura Temporal (w)	2	69,99	35,00	21,72	0,000	2,6
Frequência de Pulso (F)	2	24,91	12,46	7,73	0,011	0,9
Velocidade de Soldagem (S)	2	2293,08	1146,54	711,58	0,000	84,9
Erro	9	14,5	1,61			0,5
Total	17	2700,37				
Desvio Padrão = 1,26936		R^2 = 99,46%				

Fonte: Próprio autor.

Figura 54 - Gráfico de participação P% dos parâmetros na dureza.

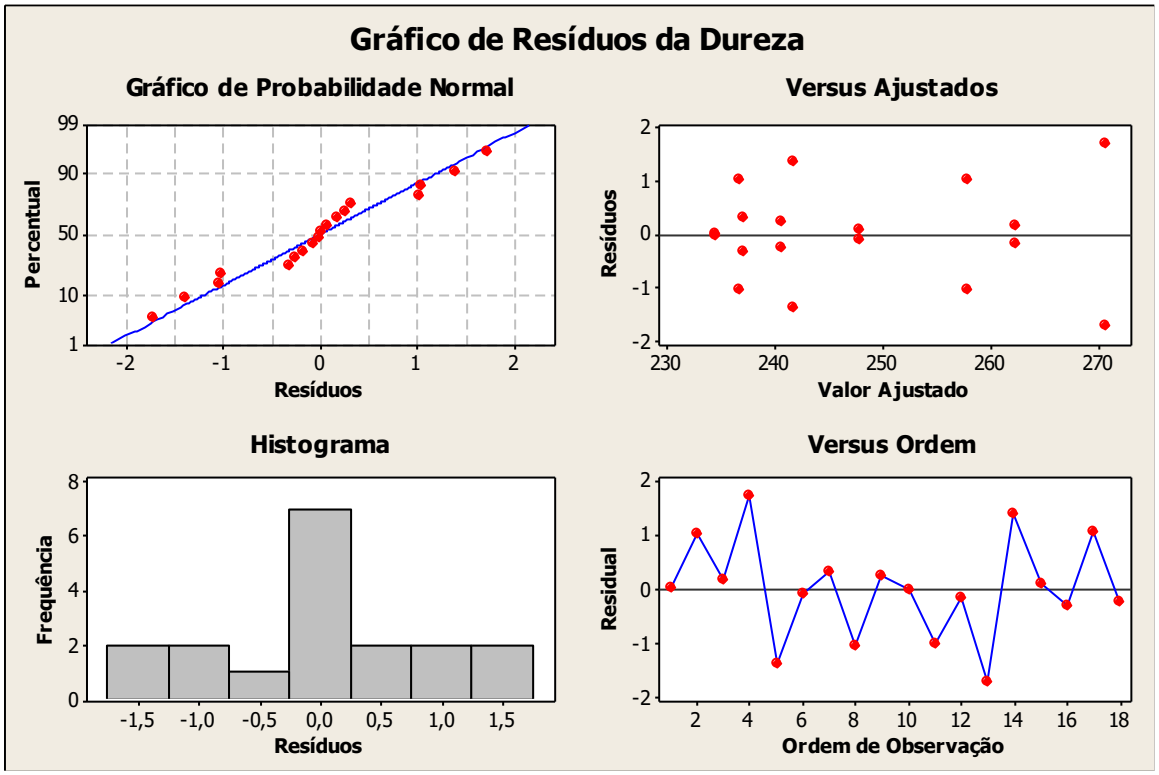


Fonte: Próprio autor.

Também, a última linha indica que o fator explica 99,46% da variação de resposta com um desvio padrão de aproximadamente 1,3 unidades. No intuito de determinar se o modelo atende às suposições de análise, pode-se analisar os gráficos de resíduos, como mostrado na Figura 55. No gráfico de probabilidade normal os pontos seguem uma linha reta; já o gráfico de resíduos versus ajustes para os pontos há uma distribuição aleatória em ambos os lados da linha zero do gráfico; em resíduos

versus ordem, não há um padrão observável; no histograma, foi identificado uma concentração de apenas 7 dos 18 resíduos, em zero.

Figura 55 - Gráfico de Resíduos da dureza.



Fonte: Próprio autor.

Esta interpretação pode coligir o modelo utilizado é adequado e satisfaz aos pressupostos da análise, tornando consequentemente os valores calculados e apresentados da ANOVA como uma previsão de alta confiabilidade.

5 CONCLUSÃO

Assim, as conclusões deste trabalho são:

As amostras 1, 5 e 9 com 3,0; 3,1 e 3,2 kJ/mm obtiveram as maiores taxas de sobreposição enquanto as amostras 4 e 8 com 1,6 kJ/mm, as menores. Quando a taxa de sobreposição é alta, aumenta a mistura da zona fundida, em ambos os lados da chapa do aço inoxidável austenítico AISI 904L, aumento a homogeneidade. Por outro lado, uma baixa taxa de sobreposição diminui o número de refusões, podendo evitar ou diminuir o aparecimento de bolhas e trincas similares as de solidificação.

No ensaio de tração, quase todas as amostras romperam na solda, exceto uma amostra da condição 5 (3,1 kJ/mm) e outra da condição 9 (3,2 kJ/mm), justamente duas das quais apresentaram maior taxa de sobreposição. Além disso, mesmo rompendo no metal de solda, os valores para o limite de escoamento e limite de resistência à tração tiveram valores muito próximos dos valores obtidos pelo ensaio das amostras sem solda, ou seja, em relação ao próprio metal base utilizado.

A dureza do Metal Base (MB) ficou por volta de 200 HV (o que era esperado) enquanto da Zona Fundida (ZF), 240 HV. A Zona de Transição (ZT) obteve valores muito próximos dos valores da ZF, até com uma média superior a mesma. Isto pode ser explicado pelo fato de alguns pontos ao longo da ZT produzirem valores muito altos em relação aos valores que vinham sendo observados, no qual pode ser uma zona de múltiplas refusões, concentrando por exemplo um maior teor de cromo.

Na microestrutura não é evidente uma Zona Térmicamente Afetada (ZTA) e foi observado a ausência de qualquer fase microestrutural que não a austenita por meio de um ensaio de difração raios X. Todas as amostras apresentaram uma quantidade razoável de defeitos no qual as amostras de maior sobreposição se destacaram de forma mais contundente. Defeitos como trincas de solidificação e bolhas foram os que mais apareceram, podendo ser explicado pela ausência de ferrita delta na composição microestrutural, que exerce um papel nos aços inoxidáveis austeníticos de reduzir a sensibilidade à formação de trincas de solidificação.

Com relação à superfície de fratura das amostras, estruturas “*dimple*” foram observadas, observando-se também que em média 70% da área de fratura é

característico de fratura dúctil provenientes de tensões normais e indicados pelo coalescimento dessas microcavidades observadas, além de 30% ser correspondente à fratura proveniente da tensão de cisalhamento, que por sua vez é verificada na porção final da fratura gerando uma banda de cisalhamento que faz um ângulo de 45° indicando deformação dúctil, concluindo que todos os corpos sofreram uma fratura de natureza dútil. Além disso, não há traços de compostos intermetálicos ou precipitados na fractografia.

Também, a utilização do método Taguchi possibilitou através da observação dos parâmetros de soldagem e resposta sinal-ruído analisar os parâmetros ótimos dentro das condições de soldagem utilizadas. Como resultado, viu-se que no caso da resistência mecânica, abrangendo o limite de escoamento, limite de resistência a tração e limite de ruptura, os melhores valores para potência de pico, largura temporal e velocidade de soldagem foram respectivamente 3,1 kW, 10 ms e 1,5 mm/s, sendo que a frequência de pulso teve um efeito pequeno ou nenhum efeito sobre a resposta principal, indicando uma energia de soldagem aproximada de 2,07 kJ/mm. Já no caso da dureza, no qual foi encontrado os valores de 3 kW, 12 ms, 1 mm/s e 3 Hz, o que sugere uma energia de soldagem de 3,0 kJ/mm.

Enfim, como complemento para as análises do Método Taguchi, foi realizado uma Análise de Variância (ANOVA) para um intervalo de confiança de 95%, no qual para a resistência mecânica praticamente todos os parâmetros apresentados foram considerados não significantes o que é estranho pois na prática são extremamente influentes no processo de soldagem a laser. Por outros lado, isto pode ser explicado pelo fato das análises obterem por volta de 50% de representação da variação de resposta, o que não é baixo porém a interpretação dos gráficos de resíduos sugerem que o modelo utilizado para estes ensaios pode não ser bom para este caso. Assim, ainda com relação à resistência mecânica, comparando-se os resultados entre os parâmetros é possível identificar que a frequência de pulso possui uma influência bem menor do que os outros parâmetros como constatado no método Taguchi. Para a dureza, todos os parâmetros foram encontrados significantes sendo que a velocidade de soldagem foi aquele com a maior parcela de contribuição.

5.1 SUGESTÃO PARA TRABALHOS FUTUROS

O autor deixa as seguintes sugestões para trabalhos futuros:

Ensaiar uma quantidade de maior de corpos de prova no ensaio de tração, afim de que possa obter uma maior dispersão dos dados;

Refinar a análise estatística ANOVA, mudando o modelo utilizado para investigar a resistência mecânica neste sentido;

Obter novas amostras a partir da condição otimizada e comparar com os resultados obtidos para verificar se há alguma forma de contornar o aparecimento de defeitos neste material através da otimização dos parâmetros;

Realizar uma análise química através da espectrometria por energia de dispersão (em inglês “EDS) no metal de solda, principalmente perto das trincas e bolhas para verificar se houve uma segregação de cromo ou qualquer outro elemento que possa influenciar no aparecimento destes defeitos;

Proceder com um ensaio de corrosão, tanto para as condições presentes neste trabalho quanto para as condiçoes tidas como ótimas para tal.

REFERÊNCIAS

ALCOCK, J.A.; BAUFELD, B. Diode laser welding of stainless steel 304L. **Journal Of Materials Processing Technology,** Amsterdam, v. 240, p.138-144, fev. 2017. Disponível em:<http://dx.doi.org/10.1016/j.jmatprotec> Acesso em: 19 set. 2016

ANAWA, E. M.; BOGRARAH, M. F.; SALEM, S. B. **Investigation of the Weldability of Austanitic Stainless Steel**. v. 05, n. 08, p.639-648, 2014. DOI: 10.4236/msa.2014.58066. Disponível em: <http://www.scirp.org/journal/PaperDownload.aspx?DOI=10.4236/msa.2014.58066>. Acesso em: 27 fev. 2016.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIAL– ASM. **Metals handbook- properties and selection:** irons, steels, and high-performance alloys, [S.I.: s.n.], 1995, vol.01, 2521 p.

AMERICAN SOCIETY FOR MATERIAL- ASM. **Metals handbook:** welding, brazing and soldering, [S.I.: s.n.], 1994, vol.06, 2873 p.

ASSIS, C. L. F. de. **Efeito do fresamento com alta velocidade de corte na usinabilidade de aços ferríticos com grãos ultrafinos.** 2010. 126 f. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Universidade Estadual Paulista – UNESP, Ilha Solteira, 2010.

BELLAOUCHOU, et al. Corrosion inhibition under heat transfer of 904L stainless steel in phosphoric acid by benzotriazole. **Progress In Organic Coatings**, Lausanne, v. 41, n. 1-3, p.121-127, mar. 2001. Disponível em:< http://dx.doi.org/10.1016/s0300-9440(00)00157-0>. Acesso em: 10 maio 2016.

BERRETTA, J.R. **Solda laser em materiais dissimilares com laser de Nd:YAG pulsado**. 2005. 120f. Tese (Doutorado em Ciências) – Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, São Paulo, 2005.

BRENNAN, R. **Gigantes da física: u**ma história da física moderna através de oito biografias. Rio de Janeiro: Zahar, 1998. 292 p.

BOGDANOWICZ, Z.; JÓŰWIK, P.; NASIłOWSKA, B. Microstructure and mechanical behavior of a CO2 laser and tig welded 904L steel. **Metallurgy And Foundry Engineering,** Varsóvia, v. 40, n. 2, p. 69-81, 2014. Disponível em:<. http://dx.doi.org/10.7494/mafe.2014.40.2.69> Acesso em: 10 maio 2016.

CYNTHIA, L. J.; O'BRIEN, A. A. W. S. (Ed.). **Welding handbook.** 8. ed. Miami: Aws, [1991?]. 891 p.

DADOS do Fabricante.[S.L.]: Kyrie Comércio de Inoxidáveis, 2016. 2 p.

DALPIAZ, G. Desafios na fabricação e união de materiais especiais na Petrobras**.** In: Congresso da ABM, 66., 2011, São Paulo. **Desafios na fabricação e união de materiais especiais na Petrobras**. São Paulo: [s.n.], 2011. 52 slides.

DIELS, Jean-claude; ARISSIAN, L. **Lasers:** the power and precision of light. Weinheim: Wiley-vch, 2011. 276 p.

FARA, P. **Uma breve história da ciência.** São Paulo: Fundamento Educacional, 2014. 436 p.

GANEEV, R. A. **Laser:** surface interactions. [S.I.]: Springer, 2014. 271 p.

HITZ, C. B.; EWING, J.; HECHT, J. **Introduction to laser technology.** 4. ed. Hoboken: John Willey & Sons, 2012. 297 p.

INTERNATIONAL Stainless Steel Forum. [S.I.: s.n.], 2015. Disponivel em :< http://www.worldstainless.org/>. Acesso em: 20 fev. 2016.

JANASEKARAN, Shamini et al. Influence of the Overlapping Factor and Welding Speed on T-Joint Welding of Ti6Al4V and Inconel 600 Using Low-Power Fiber Laser. **Metals**, [S.l.], v. 6, n. 12, p.134-139, 2 jun. 2016. Disponivel em: < http://dx.doi.org/10.3390/met6060134> Acesso em: 15 jan. 2017

KATAYAMA, S. (Ed.). **Handbook of laser welding technologies**. Cambridge: Woodhead Publishing Limited, 2013. 677 p.

KOU, S. **Welding metallurgy**. New York: John Wiley & Sons, 1987. p. 211-236.

KUMAR, N.; MUKHERJEE, M.; BANDYOPADHYAY, A. Comparative study of pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 and AISI 316 stainless steels. **Optics & Laser Technology,** Surrey, v. 88, p.24-39, fev. 2017. Disponível em: < http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2016.08.018>. Acesso em: 03 Jun 2017.

LASERFEST. **Laser history**. [S.I.: s.n.], 2015 Disponível em: <http://www.laserfest.org/lasers/history/>. Acesso em: 12 nov. 2016.

LIPPOLD, J. C.; KOTECKI, D. J. **Welding metallurgy and weldability of stainless steels.** Hoboken: John Willey & Sons, 2005. 376 p.

MAGNIER-MONIN, Laure. **Tenue en service d'assemblages soudés en acier 304L:** influence des contraintes résiduelles et du parachévement mécanique**.** 2007. 150 f. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica), Universite Des Sciences Et Technologie de Lille, Lille, 2007.

MALEK, F. G.; HAMEDI, M. J.; TORKAMANY, M. J.; SABBAGHZADEH, J.
Weld metal microstructural characteristics in pulsed Nd: YAG laser welding. **Scripta Mater**.,Cambridge, v. 56, p. 955–958, 2007.

MASOUMI, M.; MARASHI, S.P.H.; POURANVARI, M. **Assessment of the effect of laser spot welding parameters on the joint quality using Taguchi Method**. Hradec Nad Moravicí, Metal, 2009. 8 p.

MENG, Y. et al. New developments in laser-heated diamond anvil cell with in situ synchrotron x-ray diffraction at High Pressure Collaborative Access Team. **Review Of Scientific Instruments,** Rochester, v. 86, n. 7, p.1-7, jul. 2015. Disponível em: < http://dx.doi.org/10.1063/1.4926895> Acesso em: 20 ago 2017.

MOLIAN, P. A. Solidification behavior of laser welded stainless steel. **Journal of Materials science Letters**, London, v. 4, p. 281–283, 1985. Disponível em: <https://doi.org/10.1007/BF00719791>. Acesso em: 20 de ago 2017.

NASIŁOWSKA, B.; BOGDANOWICZ, Z.; WOJUCKI, M. Shot peening effect on 904L welds corrosion resistance. **Journal of Constructional Steel Research,** London, v. 115, p.276-282, dez. 2015. Disponível em:< http://dx.doi.org/10.1016/j.jcsr.2015.08.041> Acesso em: 20 de ago 2017.

OUTOKUMPU. **Handbook of stainless steel**. [S.l.: s.n.], 2013. 92 p.

PHADKE, M. S. **Quality engineering using robust design**. New York: Prentice Hall, 1989. 333 p.

RAJA, V. S. et al. Influence of nitrogen on the pitting corrosion behavior of 904L weld clad. **Corrosion Science,** [s.l.], v. 40, n. 10, p.1609-1625, out. 1998. Disponível em:< http://dx.doi.org/10.1016/s0010-938x(97)00174-1> Acesso em: 13 maio 2016.

RAMKUMAR, K. D. et al. Effect of autogeneous GTA welding with and without flux addition on the microstructure and mechanical properties of AISI 904L joints. **Materials Science And Engineering: A,** Lausanne, v. 636, p.1-9, jun. 2015. Disponível em :<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.03.072> Acesso em: 13 de maio de 2016.

RENK, K. F. **Basics of laser physics**: for students of science and engineering. Regensburg: Springer, 2012. 617 p.

SATHIYA, P.; JALEEL, M. Y. A. Measurement of the bead profile and microstructural characterization of a CO2 laser welded AISI 904 L super austenitic stainless steel. **Optics & Laser Technology,** Surrey, v. 42, n. 6, p. 960-968, set. 2010. Disponível em: <http://dx.doi.org/10.1016/j.optlastec.2010.01.015> Acesso em: 13 maio 2016.

STEEN, W. M.; MAZUMDER, J. **Laser material processing.** 4. ed. Londres: Springer, 2010. 577 p.

SILVA, A. L. C.; MEI, P. R. **Aços e ligas especiais**. 2. ed. Sumaré: Eletrometal S.a. Metais Especiais, 1988. 512 p.

WALLEN, B.; LILJAS, M.; STENVALL, P. **Proceedings of the conference on applications of stainless steel***,* Stockolm, p. 9–11, 1992

WEBER, M. J. **Handbook of lasers.** Berkeley: Crc Press Llc, 2001. 1186 p.

WIKIPÉDIA. **Laser construction**. [S.l.], 2010. Disponível em: < https://en.wikipedia.org/wiki/Laser_construction>. Acesso em: 15 out. 2016.

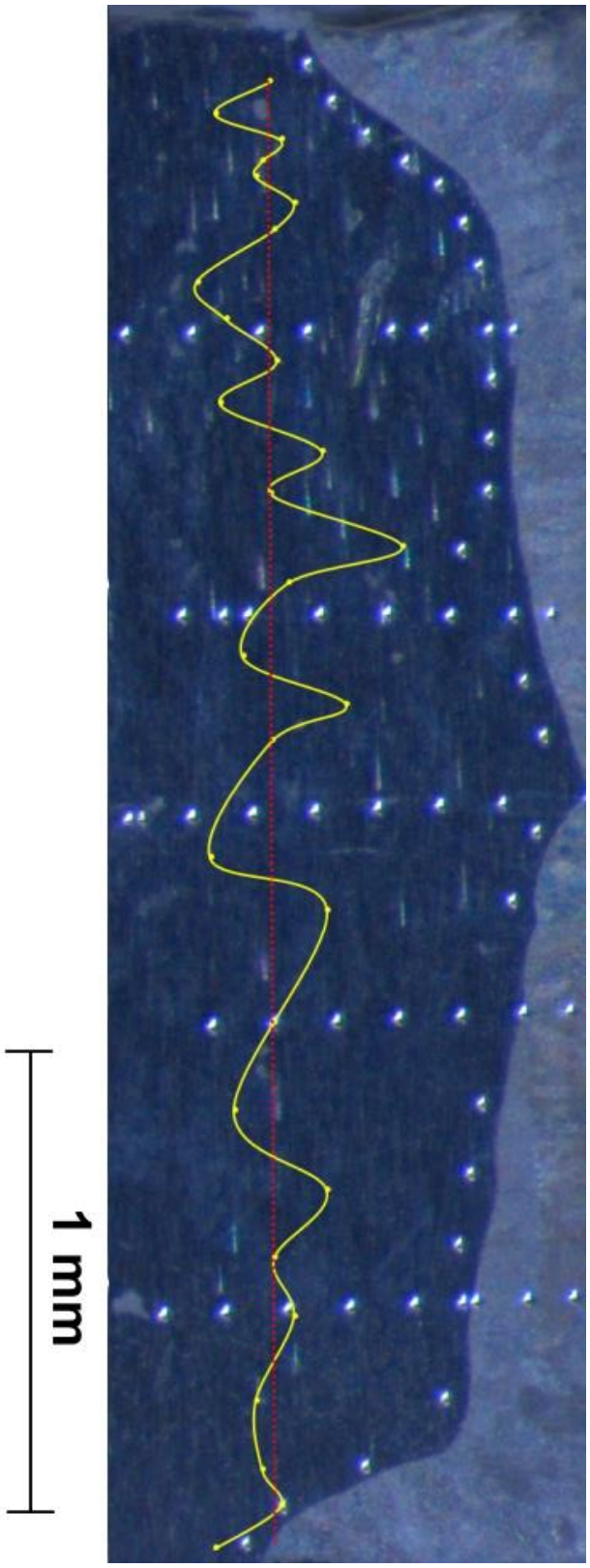
YAN, J., GAO, M., ZENG, X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. **Optics and lasers in engineering**, Surrey, v. 48, 2010. p. 512-517.

YILBAS, B.K.; AKHTAR, S.; SHUJA, S.Z. **Laser forming and welding processes**. Springer, 2013. 115 p.

ZAMBON, A.; FERRO, P.; BONOLLO, F.. Microstructural, compositional and residual stress evaluation of CO2 laser welded superaustenitic AISI 904L stainless steel. **Materials science and engineering**: A, Lausanne, v. 424, n. 1-2, p.117-127, maio 2006. Disponível em:<http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2006.03.003> Acesso em 12 Mar. 2016.

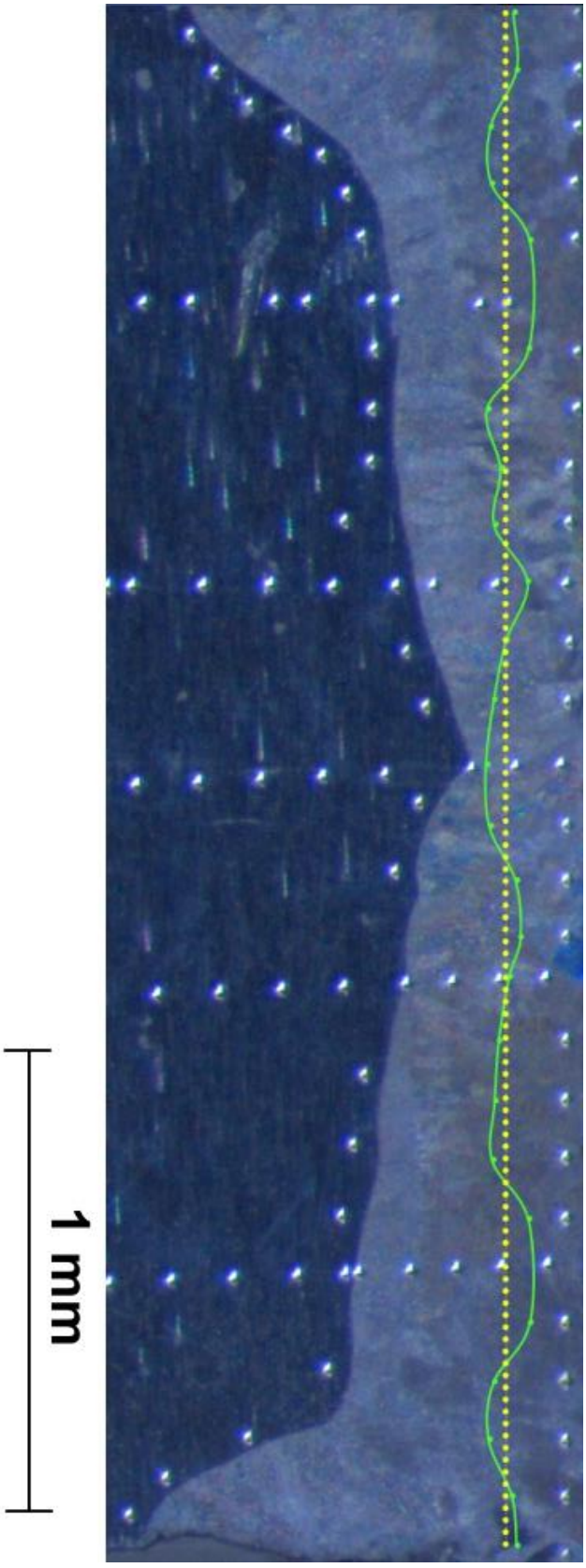
ANEXO A – Imagens complementares da análise de microdureza

Figura 56 - Gráfico de microdureza em relação ao valor médio na ZT. Cada ponto no gráfico corresponde à posição da indentação da figura.



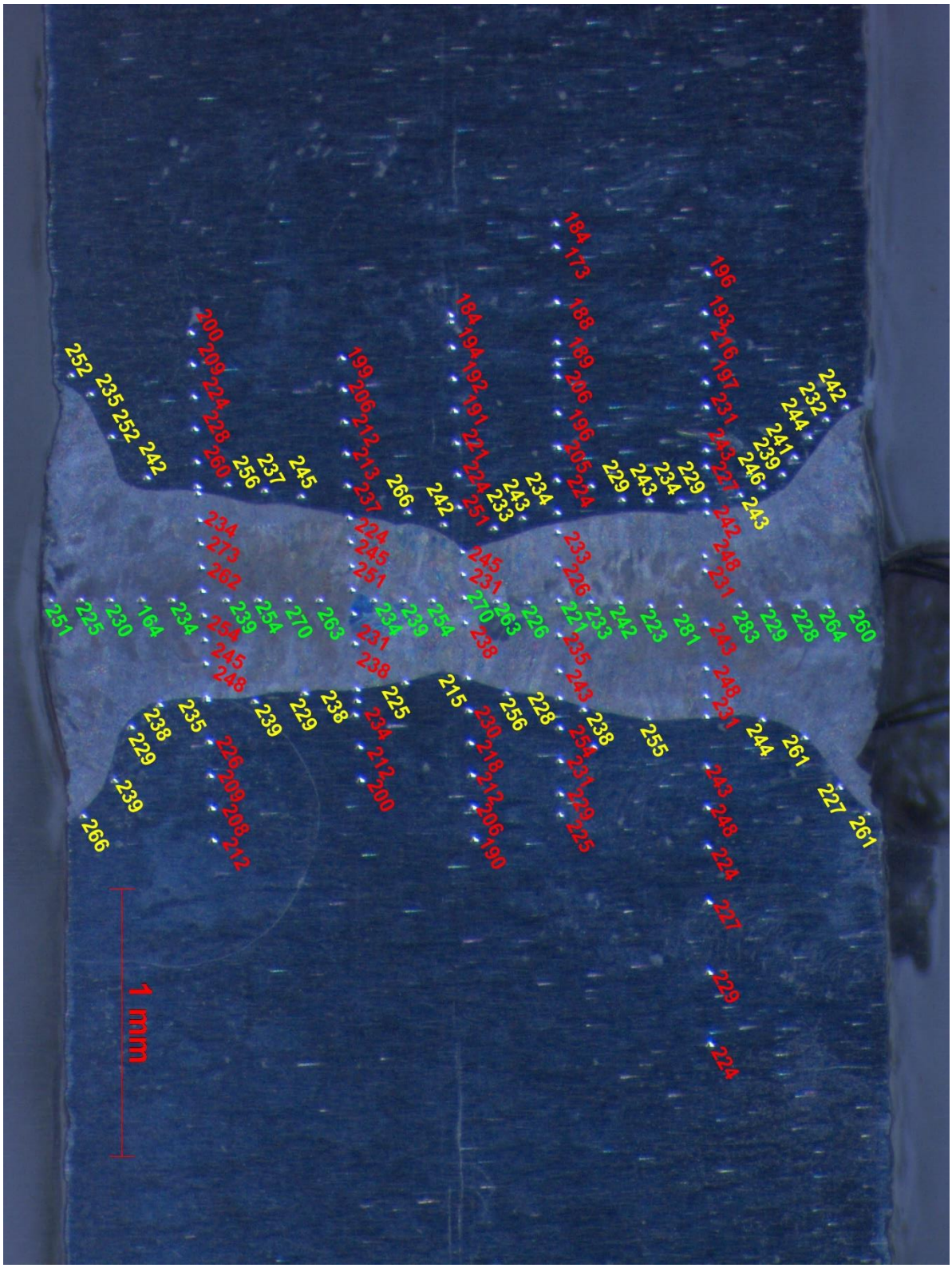
Fonte: Próprio autor.

Figura 57 - Gráfico de microdureza em relação ao valor médio na ZF. Cada ponto no gráfico corresponde à posição da indentação da figura.



Fonte: Próprio autor.

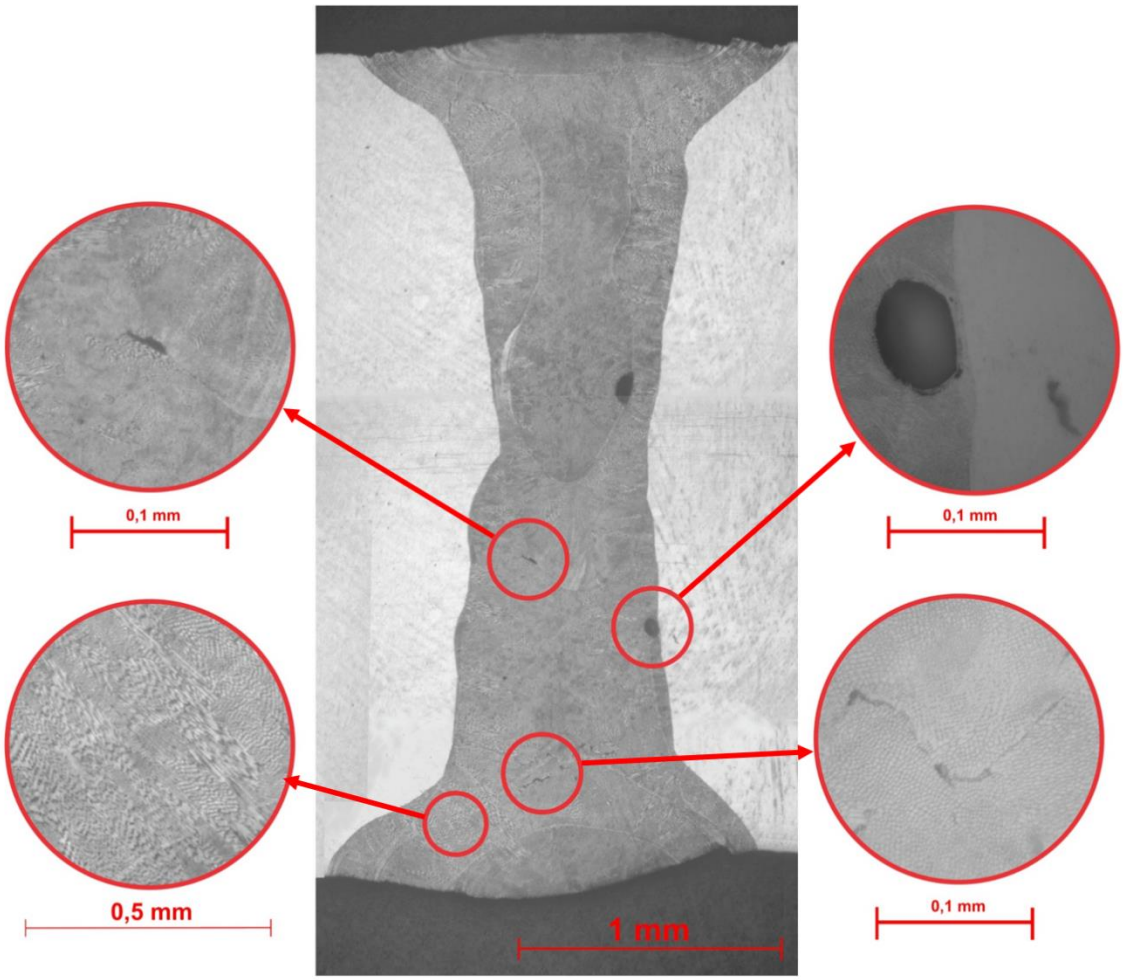
Figura 58 - Valor correspondente a cada indentação: Amostra 01.



Fonte: Próprio autor.

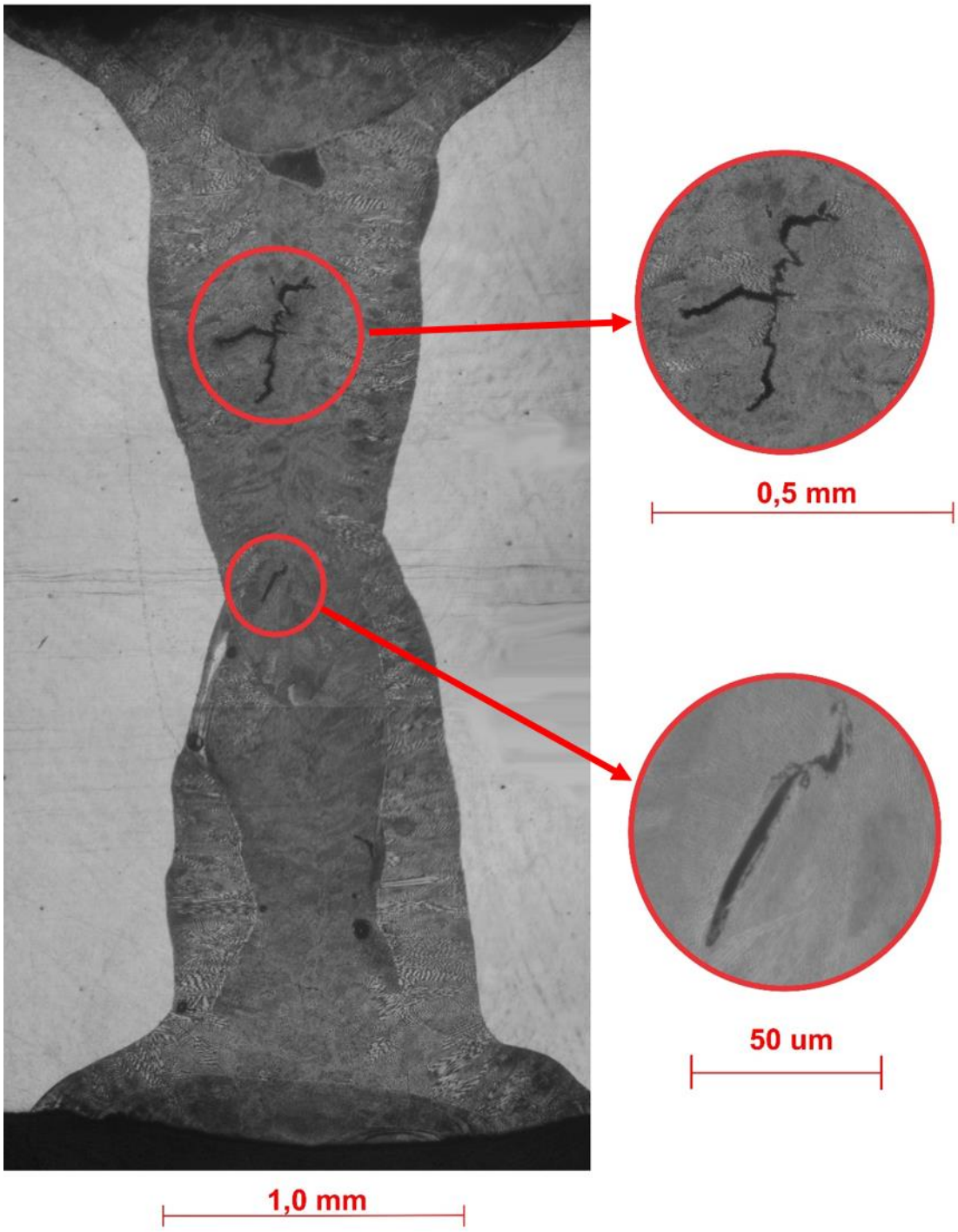
ANEXO B – Imagens complementares da análise de microestrutura

Figura 59 - Amostra 5 em maior escala.



Fonte: Próprio autor.

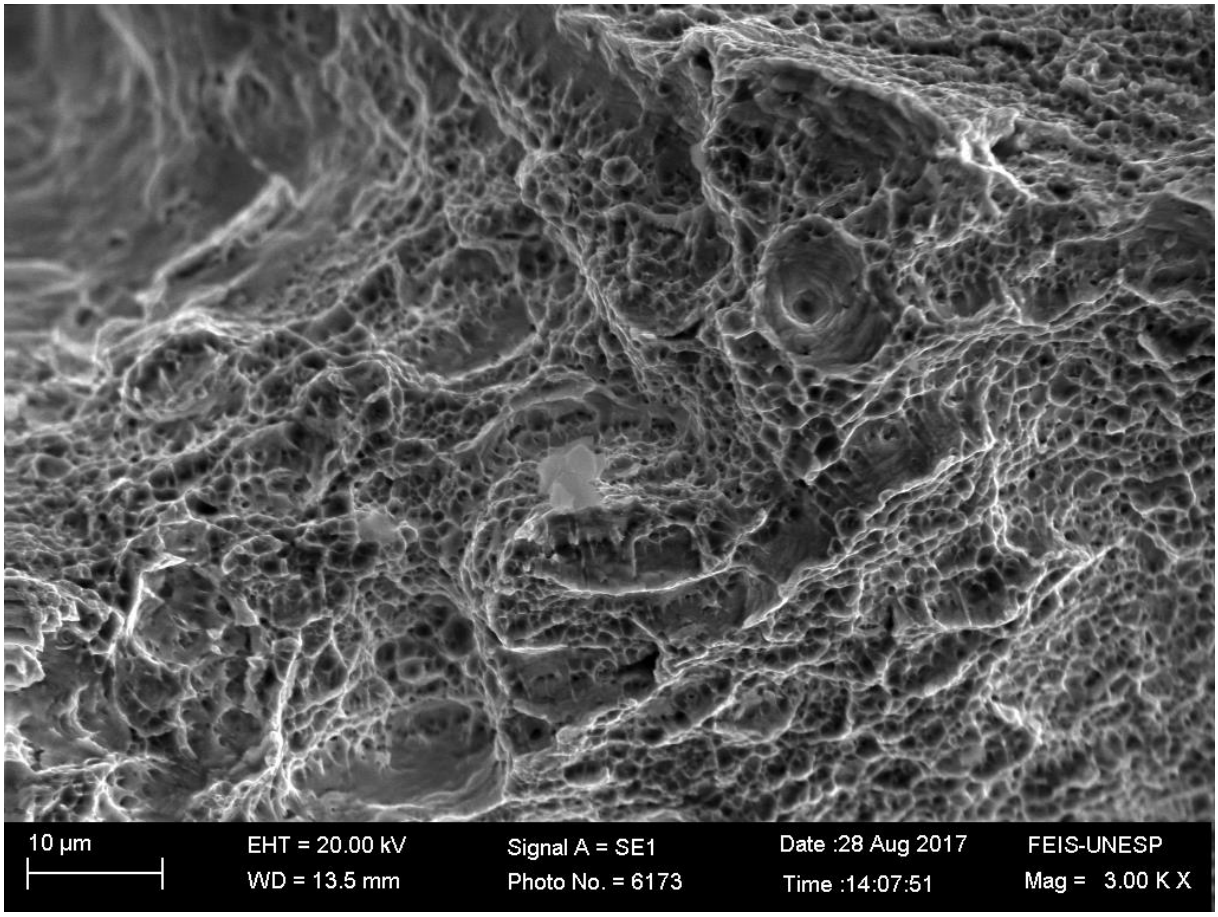
Figura 60 - Amostra 1 em maior escala.



Fonte: Próprio autor.

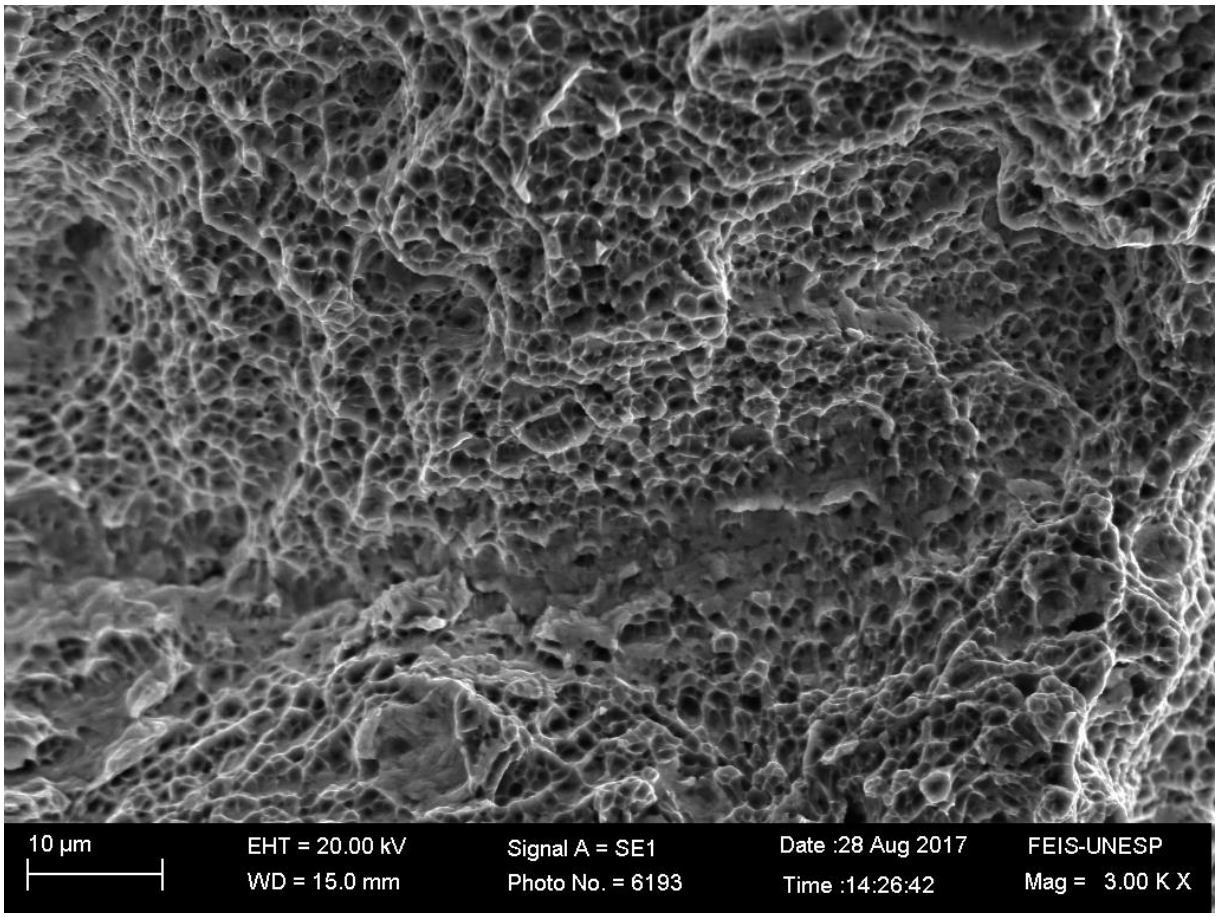
ANEXO C – Imagens complementares da análise de fractografia

Figura 61 - Microcavidades na Amostra 1 (E = 3,0 kJ/mm).



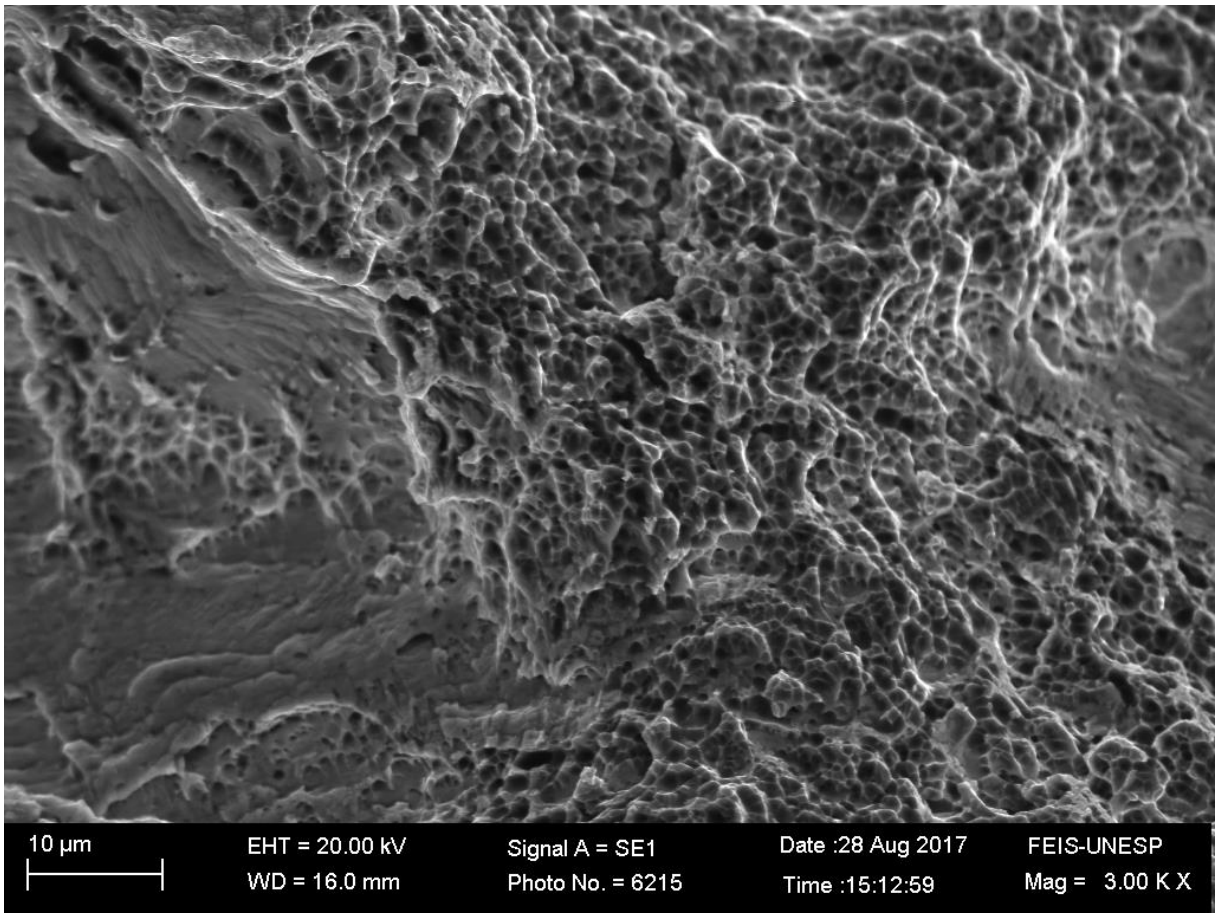
Fonte: Próprio autor.

Figura 62 - Microcavidades na Amostra 5 (E = 3,1 kJ/mm)



Fonte: Próprio autor.

Figura 63 - Microcavidades na Amostra 9 (E = 3,2 kJ/mm).



Fonte: Próprio autor.