



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

INVESTIGAÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL NA SOLDAGEM LASER ENTRE O
AÇO CARBONO AISI 1010 E O AÇO INOXIDÁVEL AISI 304

DENILSON DE CAMARGO MIRIM

Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do
Grau de Mestre em Ciências na
Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador: Prof. Dr. José Roberto Berretta

São Paulo 2011



AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

INVESTIGAÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL NA SOLDAGEM LASER ENTRE O
AÇO CARBONO AISI 1010 E O AÇO INOXIDÁVEL AISI 304

DENILSON DE CAMARGO MIRIM

Dissertação apresentada como parte
dos requisitos para obtenção do
Grau de Mestre em Ciências na
Área de Tecnologia Nuclear - Materiais

Orientador: Prof. Dr. José Roberto Berretta

São Paulo 2011

DEDICATÓRIA

A minha esposa **Fernanda**, com amor, admiração e gratidão por sua compreensão, carinho, presença e apoio incondicional ao longo do período de elaboração deste trabalho.

Aos meus filhos **Letícia, Maurício e Felipe**, que sempre foram uma motivação para eu enfrentar meus desafios.

Aos meus pais **Brasil e Therezinha** a quem devo minha educação e a referência de honestidade e caráter.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador, Dr. José Roberto Berretta, por toda sua dedicação, empenho, compreensão e honestidade no decorrer da orientação.

A Dra. Sonia Lícia Baldochi, por possibilitar a elaboração deste trabalho no Centro de Laser e Aplicações – CLA.

Ao Dr. Wagner de Rossi, por disponibilizar o laboratório de Lasers, pelo apoio e amizade.

A Empresa TRUMPF do Brasil, especialmente ao Eng. Luiz Mauro D. Cardoso, gerente técnico e ao Eng. Diogo Corasa, por disponibilizarem suas instalações e equipamentos para a soldagem e corte das amostras utilizadas neste trabalho.

Ao Laboratório de Tensão Residual da FEI, ao Dr. Sergio Delijaicov e ao seu aluno de Iniciação científica Diego Gomes Oliva, pela cooperação na realização dos ensaios pelo método do furo cego.

Ao Laboratório de ensaios mecânicos do IPEN, ao Dr. Arnaldo Homobono Paes de Andrade e ao técnico Mariano Castagnet, pela cooperação na realização dos ensaios de tração e fadiga.

Ao Laboratório de ensaios Difração de raios X do IPEN, ao Dr. Nelson Batista de Lima e ao técnico Rene Ramos de Oliveira, pela cooperação na realização dos ensaios de difração de raios X.

Ao Laboratório de Microscopia eletrônica de varredura, ao técnico Glauson Aparecido Ferreira, pela cooperação na realização das análises por microscopia eletrônica de varredura.

Ao técnico Marco Antonio Andrade do CLA, pela cooperação na realização das operações mecânicas.

Ao IPEN/CNEN por ceder as instalações para a realização deste trabalho.

Aos meus colegas do Centro de Lasers e Aplicações e do Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais, especialmente para Antônio Galvão e a Luciana pela amizade e as horas de estudo compartilhado.

Aos órgãos de fomento a pesquisa CNPQ, CAPES e FAPESP que indireta ou diretamente auxiliaram com financiamentos aos projetos e a bolsa de pesquisa.

INVESTIGAÇÃO DA TENSÃO RESIDUAL NA SOLDAGEM LASER ENTRE O AÇO INOXIDÁVEL AISI 304 E O AÇO CARBONO AISI 1010

Denilson de Camargo Mirim

RESUMO

Um dos mais críticos problemas encontrados na união de materiais distintos é a formação de tensões residuais, que ocorre principalmente pelo fato desses materiais possuírem coeficientes de expansão térmica e condutividades térmicas diferentes. Neste trabalho foi estudada a técnica de soldagem laser entre o aço carbono AISI 1010 e o aço inoxidável AISI 304. Os materiais foram unidos por solda autógena de topo com um laser de Nd:YAG contínuo. O principal objetivo do estudo foi a identificação da influência dos parâmetros de soldagem, pela análise das tensões residuais na zona termicamente afetada (ZTA). Foi executado um planejamento fatorial de três fatores a dois níveis com uma réplica, em que foram variadas a potência, a velocidade de soldagem e a posição focal do feixe laser. Na superfície da amostra foram realizadas medidas de tensão residual pela técnica de difração de raios X, para estudar sua variação em função dos parâmetros investigados. O método do furo cego foi também utilizado para avaliar a tensão residual ao longo da profundidade das amostras até a profundidade de 1 mm. Além das medidas de tensão residual, os cordões de solda foram avaliados por microscopia óptica e eletrônica de varredura (MEV), que tiveram como objetivos determinar a geometria do cordão e mudanças na microestrutura, também foram feitas medidas de microdureza Vickers para se avaliar a extensão da ZTA. Para se avaliar as propriedades mecânicas da união foram realizados ensaios de tração e fadiga. O software MINITAB 15 foi utilizado para a análise das tensões residuais nas diferentes profundidades da ZTA obtidas pelo método do furo cego. Foi utilizada também a regressão estatística baseada nas diferentes influências da entrada e combinação dos fatores na tensão residual geradas nessa união. Os resultados indicam que o desenvolvimento de modelos pode prever as respostas satisfatoriamente e fornecer aos usuários um guia para definir os melhores parâmetros de união.

INVESTIGATION OF RESIDUAL STRESS IN LASER WELDING BETWEEN CARBON STEEL AISI 1010 AND STAINLESS STEEL AISI 304

Denilson de Camargo Mirim

ABSTRACT

The dissimilar materials union has the residual stress formation as one of the most critical problems, which occurs mainly because these materials have both different thermal expansion coefficients and thermal conductivities. In this study, it was investigated the laser welding technique between steels, AISI 1010 and AISI 304. The materials were joined by butt autogenous welding with a continuous Nd:YAG laser. The main objective was to identify the welding parameters influence by the residual stresses analysis in the heat affected zone (HAZ). It was executed a factorial design with three-factor at two levels with a replica, which were varied power, welding speed and focal position of the laser beam. Residual stress measurements by the diffraction of X-rays were performed on the sample surface, to study their variation as a function of the parameters investigated. The blind hole method was also used to evaluate the residual stress along the samples depth, up to depth of 1mm. Besides residual stress measurement, weld seams were evaluated by optical and scanned electron microscopy, which were aimed to determine the weld geometry and changes in the microstructure. It was also made Vickers hardness measurements to evaluate the extent of HAZ. To evaluate the mechanical properties of the union were performed tensile and fatigue test. The MINITAB 15 software was used to analyze the residual stresses obtained by the blind hole method at different depths of the HAZ. It was also used statistical regression based on both the influences different and the combination of this input factors, in the residual stress of union. The results indicate that the models can satisfactorily predict the responses and provide users a guide to better define the welding parameters.

SUMÁRIO

	Página
1 INTRODUÇÃO	16
2 OBJETIVOS	20
3 REVISÃO DA LITERATURA	21
3.1 Fundamentos do laser	21
3.2 A soldagem a laser	24
3.3 Técnicas de soldagem a laser	27
3.3.1 Solda laser por condução	28
3.3.2 Solda laser por penetração “Keyhole”	30
3.4 Aços Inoxidáveis	39
3.4.1 Aços inoxidáveis austeníticos	39
3.4.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis.....	39
3.5 Aço carbono	42
3.5.1 Aço baixo carbono	42
3.5.2 Soldabilidade dos aços baixo carbono.....	43
3.6 Soldagem entre os aços AISI 1010 e o aço AISI 304	43
3.7.Planejamento de experimento	45
3.7.1 Planejamento de experimento DOE.....	45
3.7.2 Projeto fatorial.....	48
3.8 Tensões residuais	49
3.8.1 Tensões residuais macroscópicas	50
3.8.2 Tensões residuais microscópicas	50
3.8.3 Tensões residuais submicroscópicas.....	51
3.8.4 Mecanismo de geração das tensões residuais	51

3.8.5 Efeitos das tensões residuais.....	51
3.8.6 Métodos para medição de tensões residuais	52
3.8.7 O Método do furo cego	53
3.9 Difração de raios X.....	55
4 MATERIAIS	59
5 MÉTODOS	60
6 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	73
6.1 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura	73
6.2 Medidas de tensão residual pelo método de difração de raios X	80
6.3 Medidas de Tensão residual pelo método do furo cego.....	83
6.4 Equações de Regressão	94
6.5 Ensaio de tração	96
6.6 Ensaio de fadiga	100
6.7 Ensaio Microdureza Vickers (Hv)	103
7 CONCLUSÕES.....	105
8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	106

LISTA DE TABELAS

TABELA 1 - Principais características da solda laser	38
TABELA 2 - Guia para a construção do planejamento experimental	47
TABELA 3 - Arranjo geral para projeto fatorial com 2 fatores [18]	49
TABELA 4 - Composição química dos materiais.....	59
TABELA 5 - Propriedades mecânicas dos materiais.....	59
TABELA 6 - Propriedades térmicas dos materiais	59
TABELA 7 - Parâmetros de soldagem adotados.....	61
TABELA 8 - Condições de soldagens adotadas no experimento.....	61
TABELA 9 - Ordem de realização da soldagem das amostras	62
TABELA 10 - Profundidades das medidas de tensão residual no método do furo cego	67
TABELA 11 - Parâmetros utilizados no ensaio de fadiga.....	72
TABELA 12- Profundidades de penetração e largura, na superfície e raiz do cordão, obtidas nas soldagens.....	78
TABELA 13 - Valores experimentais de tensões residuais principais obtidas das médias das amostras pelo método do furo cego (AISI 1010)	84
TABELA 14 - Valores experimentais de tensão residual em MPa obtidas das médias das amostras pelo método do furo cego - AISI 304.....	90
TABELA 15 - Valores experimentais de carga e alongamentos obtidas das nos ensaios de tração.....	100
TABELA 16 - Valores do número de ciclos obtidos nos ensaios de fadiga	100

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1 - Interação da Luz com a Matéria	21
FIGURA 2 - Esquema ilustrativo da produção do feixe laser []	23
FIGURA 3 - As técnicas de soldagem a laser: (a) condução, (b) penetração	27
FIGURA 4 - Esquema da superfície de um metal sendo aquecida por um feixe laser com distribuição gaussiana da intensidade	29
FIGURA 5 - Esquema de um feixe laser aquecendo a superfície de um material em movimento.....	30
FIGURA 6 - Esquema de solda por penetração profunda.....	31
FIGURA 7 - Esquema da geometria da poça de fusão modificada pela convecção e pela tensão superficial, que causa auto-focalização do feixe incidente	33
FIGURA 8 - Esquema do início da formação do <i>keyhole</i>	36
FIGURA 9 – Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura que se formam no cordão de solda em cada região em função dos equivalentes de cromo e níquel.	41
FIGURA 10 - Tipos de extensômetros no formato de rosetas triaxiais	53
FIGURA 11 - Ponte de Wheastone resistiva, com excitação e leitura em tensão (V_0)	54
FIGURA 12 - Representação por anéis deformados, do efeito do alívio de tensões do método do furo	55
FIGURA 13 - Difração de raios X em um cristal.....	57
FIGURA 14 - Sentido de laminação em relação ao cordão de solda	62
FIGURA 15 - Equipamento utilizado na soldagem laser	63
FIGURA 16 - Regiões das amostras de onde foram extraídos os corpos de prova utilizados nas diversas análises realizadas (dimensões em mm)	63
FIGURA 17 - Posições de medidas de tensão residual, no cordão de solda, a 2, 4, 6 e 50 mm para ambos os materiais	64

FIGURA 18 - Colagem do extensômetro: gage 1 na direção x (perpendicular ao cordão de solda)	65
FIGURA 19 - Esquema de ligação utilizado nos ensaios pelo método do furo cego	66
FIGURA 20 - Fresadora de alta rotação e fresa cônica invertida.....	67
FIGURA 21- colagem strain gage, furação e coleta de dados	68
FIGURA 22 - Aparelho utilizado no ensaio de tração.....	70
FIGURA 23 - Aparelho utilizado no ensaio de fadiga.....	71
FIGURA 24 - Amostra1 (P = 2 kW; V = 1m.min ⁻¹ ; F = - 0,5mm)	74
FIGURA 25 - Amostra 2 (P = 3 kW; V = 1 m min ⁻¹ ; F = - 0,5 mm)	74
FIGURA 26 - Amostra 3 (P = 2 kW; V = 3 m.min ⁻¹ F = - 0,5mm)	75
FIGURA 27 - Amostra 4 (P = 3 kW; V = 3 m.min ⁻¹ ; F = - 0,5 mm)	75
FIGURA 28 - Amostra 5 (P = 2 kW; V = 1 m.min ⁻¹ F = - 3 mm)	76
FIGURA 29 - Amostra 6 (P = 3 kW; V =1 m.min ⁻¹ ; F = - 3 mm)	76
FIGURA 30 - Amostra 7 (P= 2 kW; V = 3 m.min ⁻¹ F = - 3 mm)	77
FIGURA 31- Amostra 8 (P= 3 kW; V= 3 m.min ⁻¹ ; F = - 3 mm)	77
FIGURA 32 - Microscopia óptica amostra 1, região AISI 1010-Zona de Fusão	78
FIGURA 33 - Microscopia óptica amostra 1, região Zona de Fusão.....	79
FIGURA 34 - Microscopia óptica AM 01, região AISI 304-Zona de Fusão.....	79
FIGURA 35 - Em (a) interface entre a o AISI 1010 e a zona de fusão (ZF) e em (b) interface entre AISI 304 e a zona de fusão (ZF)	80
FIGURA 36 - Distribuição da tensão residual superficial obtida por difração de raios X. (F = - 0,5 mm)	81
FIGURA 37 - Distribuição da tensão residual superficial obtida por difração de raios X. (F = - 3 mm)	82
FIGURA 38 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - (P= 2 kW; V = 1 m.min ⁻¹ F = - 0,5 mm)	85

FIGURA 39 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - (P = 2 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	85
FIGURA 40 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - (P = 3 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm).....	86
FIGURA 41 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 -(P = 3 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F =: - 3 mm).....	86
FIGURA 42 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - (P = 2 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm).....	87
FIGURA 43 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 -(P = 2 kW ; V = 3m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	87
FIGURA 44 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 – (P = 3 kW ; V = 3m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm).....	88
FIGURA 45 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 (P = 3 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	88
FIGURA 46 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 - (P= 2 kW; V = 1 m.min ⁻¹ F = - 0,5 mm)	90
FIGURA 47 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	91
FIGURA 48 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm).....	91
FIGURA 49 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 1 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	92
FIGURA 50 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm).....	92
FIGURA 51 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	93
FIGURA 52 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 - (P = 3 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 0,5 mm)	93

FIGURA 53 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 3 m.min ⁻¹ e F = - 3 mm).....	94
FIGURA 54 - Gráfico de contorno para foco - 0,5mm do aço inoxidável AISI 304	96
FIGURA 55 - Gráfico de contorno para foco – 3 mm do aço inoxidável AISI 304.	96
FIGURA 56 - Corpos de prova utilizados no ensaio de tração.....	97
FIGURA 57 - Resultados do ensaio de tração da amostra 3	98
FIGURA 58 - Resultados do ensaio de tração da amostra 7	98
FIGURA 59 - Resultados do ensaio de tração da amostra 1	99
FIGURA 60 - Corpo de prova (Am.1) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica	101
FIGURA 61 - Corpo de prova (Am.2) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica	101
FIGURA 62 - Corpo de prova (Am.4) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica	102
FIGURA 63 - Corpo de prova rompido no ensaios de fadiga fora da região de solda e sua condição de alinhamento	102
FIGURA 64 - Perfil de microdureza Vickers das amostras na posição focal 0,5 mm	103
FIGURA 65 - Perfil de microdureza Vickers das amostras na posição focal - 3 mm	104

LISTA DE SÍMBOLOS

(°C)	Unidade: graus Celsius, grandeza: temperatura.
(Pa)	Unidade: Pascal (N/m ²), grandeza: pressão.
(GPa)	Prefixo do SI (gigapascal) 10 ⁹
(MPa)	Prefixo do SI (megapascal) 10 ⁶
(mm)	Prefixo do SI (milímetros) 10 ⁻³ metro, grandeza: comprimento.
(mm ²)	Prefixo do SI milímetros elevado ao quadrado, grandeza: área.
(V)	Velocidade de soldagem ¹
(P)	Potência de saída do laser.
W	Unidade: watt, grandeza: potência.
(f)	Taxa de repetição de ciclos
(Hz)	Unidade: hertz, grandeza: frequência.
(∅)	diâmetro
(s)	Unidade: segundo, grandeza: tempo
(m.min ⁻¹)	Unidade: metros por minuto, grandeza: velocidade.
(Ar)	Argônio
(nm)	Prefixo do SI nano 10 ⁻⁹ , grandeza: comprimento
(μm)	Prefixo do SI micro 10 ⁻⁶ , grandeza: comprimento
(HV)	Dureza Vickers

LISTA DE SIGLAS

ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnica.
AISI	American Iron and Steel Institute
ASTM	“American Society of Testing and Materials”
CCTM	Centro de Ciências e Tecnologia de Materiais
CLA	Centro de Aplicações a Laser
CNC	“Computer Numeric Control” - Controle Numérico Computadorizado
CNEN	Comissão Nacional de Energia Nuclear
CNP Q	Conselho Nacional de Pesquisas
DOE	“Design Of Experiments” - Projeto de Experimentos
FAPESP	Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo
FEI	Centro Universitário da FEI
Fo	Razão entre médias
IPEN	Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares
MEV ou SEM	Microscopia eletrônica por varredura/ “Scanning electron microscopy”
MO	Microscopia ótica
Nd:YAG	“Neodymium-doped Yttrium Aluminium Garnet” – um bastão cristal granada de Ítrio e Alumínio dopado com neodímio.
ZTA ou HAZ	Zona termicamente afetada – Heat affected zone

1 INTRODUÇÃO

O surgimento de novas tecnologias possibilitou a obtenção de novos materiais e novos métodos de manufatura. Segundo Steen [1], hoje em dia o uso de um feixe laser como ferramenta está entre os métodos de processamento de materiais mais avançados e modernos, ocupando puma posição de destaque na indústria, apresentando inclusive um crescimento superior em relação a outros processos. Este fato deve-se, em grande parte, à sua capacidade de oferecer soluções para projetos que requerem processos de difícil, ou mesmo, de impossível execução por métodos tradicionais [2,3].

Dentro das aplicações de laser no processamento de materiais a soldagem é um foco de interesse da pesquisa atual. Recentemente, a indústria automobilística fez vários estudos dos estados de tensão residual em diferentes geometrias de soldagem laser e os compara com os de solda ponto por resistência convencional demonstrando grandes vantagens em relação a esse processo [4]. Destaca-se também estudos do uso de laser em micro-soldagem (materiais até ~1mm de espessura) entre materiais dissimilares[5].

As soldas dissimilares (*dissimilar metal welds – DMWs*) são utilizadas em diversos segmentos da indústria. No caso específico de usinas nucleares, tais soldas são necessárias para conectar tubulações de aço inoxidável com componentes fabricados em aços baixa liga [6]. Kim, et al. [7], também investigaram como reparar tubulações usadas em usinas nucleares utilizando laser de Nd:YAG. Um modelo baseado em Elementos Finitos (FE) também foi desenvolvido para predizer a formação do *keyhole* (a produção de uma cavidade de vapor penetrante e soldagem profunda) e da resposta termo-mecânica durante a soldagem a laser de aço e alumínio em vasos de pressão ou em juntas de topo de tubos. É um modelo tridimensional não-linear de transiente térmico detalhado, que simula os mecanismos de formação do *keyhole*, calculando a distribuição de temperatura local na área de solda e estimando o tamanho e forma do *keyhole* [8].

Na literatura existem vários estudos sobre esse foco de pesquisa, como a união entre titânio e alumínio para aplicações aeronáuticas [9]. Outro utiliza, no experimento, uma técnica de soldagem com laser pulsado de Nd:YAG de aços inoxidáveis e ligas de níquel, tipo de união muito utilizada na válvula de controle de combustível de propulsores de guiamento de satélite [10]. Um trabalho apresentado na conferência Lasers em Manufatura, ocorrido em Munique 2007, teve como objetivo a união entre alumínio e aço carbono, investigados para uso na indústria naval na construção de modernos iates [11]. Este tipo de junta já foi pesquisado anteriormente para aplicações criogênicas [12]. A microestrutura e as propriedades mecânicas da união dissimilar entre o cobre e aço também tem sido investigada [13].

Esses estudos dão uma dimensão da importância atual e global da união entre diferentes materiais. O trabalho aqui apresentado, portanto, procura acrescentar avanços nesta área propondo a investigação de tensão residual na soldagem laser entre os materiais dissimilares AISI 1010 e o aço inoxidável austenítico AISI 304, visando a soldagem em componentes usados em usinas nucleares.

Um problema crítico que está associado à união entre materiais distintos é a formação de tensões residuais. Este estado interno de tensão é causado quando um material é submetido a processo térmico e/ou mecânico, como por exemplo, em: estampagem, laminação ou forjamento. A tensão residual induzida termicamente, resultado de um processo de soldagem, é outro exemplo de particular interesse para esse estudo. Devido ao grande aporte térmico e a rápida solidificação da zona de fusão, essa geração de tensões pode resultar em grandes distorções geométricas de um componente, tornando-se visível a olho nu. Na engenharia é fato conhecido a influência da tensão residual na resistência à fadiga de um componente e que uma atenção especial deve-se ter com ela no caso de fadiga de alto-ciclo. Apesar de ser um fato bastante comum e conhecido, o estudo das tensões residuais induzidas no processo de soldagem apresenta poucos estudos experimentais que a relacionem com as tensões iniciais presentes no material [14].

O controle do processo de soldagem laser pode reduzir as tensões residuais de um componente, minimizando a necessidade de procedimentos

adicionais posteriores a união. O problema de tensão residual surge devido ao calor absorvido durante o processo de soldagem. Quando se trata de união entre materiais dissimilares este problema se torna extremamente complicado devido às diferenças nos coeficientes de expansão térmica e de condutividade térmica dos materiais envolvidos no processo. Um estudo publicado na revista *Nuclear Engineering and Design* [15], aborda a soldagem de materiais dissimilares, onde reporta que a distorção provocada pela tensão residual pode ser útil na estimativa de sua magnitude e direção.

Os aços inoxidáveis austeníticos têm em média uma condutividade térmica de um terço da condutividade de aços carbono, além disso, o coeficiente de expansão térmica dos aços inoxidáveis é em média 50% maior que dos aços carbono. As uniões entre esses dois tipos de materiais, portanto, são propensas a expansões desiguais e distorções [16]. Também são detectados, nesse caso, altos valores de tensão residual concentrados na zona termicamente afetada (ZTA), explicados pela expansão resultante da mudança de fase durante o resfriamento [17]. Observa-se ainda que a maior tensão residual ocorre na ZTA do aço inoxidável.

O Planejamento de Experimentos (*Design of Experiments*) DOE é utilizado no estudo da influência dos parâmetros de processo, assim como técnicas estatísticas. Dentro deste método, vários modelos são propostos na literatura [18] e [19], como: regressão estatística, rede neural artificial (RNA), teoria dos conjuntos *fuzzy*, em conjunto com o método Taguchi, metodologia da superfície de resposta (MSR), programação matemática, entre outras. Apesar de um grande número de estudos realizados, não existe um modelo universal que correlacione a influência e as interações das variáveis (entrada/saída). Recentemente observam-se alguns trabalhos reportando o uso de DOE na área de soldagem, entre eles, *Anawa and Olabi* [20,21] aplicaram DOE e o método Taguchi para estudar o efeito dos parâmetros do processo de soldagem laser na união de materiais dissimilares. *Tarng et al.* [22] conduziram um estudo para identificar os principais parâmetros no processo de otimização de soldagem por arco submerso, com o uso do método Taguchi.

A técnica DOE pode satisfazer as necessidades econômicas de solução de problemas e a otimização de projetos de produtos ou processos na indústria de

manufatura. Mas a sua aplicação requer um planejamento cuidadoso, um plano detalhado do experimento e uma análise minuciosa dos resultados. Por estes motivos, o planejamento de experimento DOE está se tornando uma ferramenta atrativa para engenheiros e cientistas.

2 OBJETIVOS

Estabelecer as melhores condições de soldagem laser entre o aço inoxidável AISI 304 e o aço carbono AISI 1010, propiciando baixa tensão residual, principalmente na zona termicamente afetada.

Investigar os efeitos dos parâmetros de soldagem na tensão residual.

Elaborar e executar o planejamento do experimento, estudar a influência dos parâmetros de soldagem por técnicas estatísticas e análise regressão estatística.

3 REVISÃO DA LITERATURA

3.1 Fundamentos do laser

A emissão estimulada é o princípio físico que permitiu a invenção dos lasers. Albert Einstein, por meio do estudo iniciado por Planck sobre a distribuição espectral da radiação do corpo negro e da concepção do efeito fotoelétrico (Millikan, 1916), afirmou que a quantização da energia dos osciladores harmônicos poderia também ser estabelecida como se a luz consistisse de quanta de energia. Desta maneira, a luz abordada como fenômeno ondulatório passou a ser descrita como constituída de pequenas partículas de energia eletromagnética - fótons.

Novamente, Einstein estudou a interação dos átomos com a luz e introduziu o conceito de emissão estimulada, além do já existente, absorção e decaimento espontâneo. Na FIG.1 são ilustrados os conceitos abordados sobre emissão.

Para simplificar o entendimento da produção de luz no laser, suponha que um átomo possua somente dois estados simples de energia E_1 e E_2 , em que $E_2 > E_1$. Se um conjunto Z_1 desses átomos com elétrons de valência que se encontram no estado fundamental de energia E_1 , (menor energia) interage com o campo de radiação de densidade $\rho(\nu)$, ocorrendo o fenômeno que segundo Einstein um número igual a $Z_1\rho(\nu)P$, P é a constante de probabilidade de interação, passará ao estado de energia E_2 (maior energia). Os Z_2 átomos, cujos elétrons estão no estado de energia E_2 , podem emitir radiação pelo processo de emissão espontânea ou estimulada.

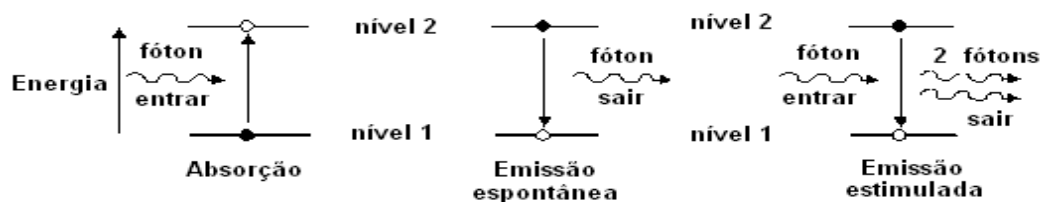


FIGURA 1 - Interação da Luz com a Matéria

Para obter a ação laser é necessário manter uma taxa de emissão estimulada maior que as taxas de absorção e emissão espontânea, ou seja, o número de fótons deve ser grande, como também, garantir um maior número de átomos no estado excitado ($Z_2 > Z_1$). O elétron no nível 2 (excitado) apresenta uma forte tendência a retornar para o nível 1 (fundamental) e quando exposto a um agente (fóton) externo produzirá outro fóton (luz) idêntico com mesma energia e em fase.

Portanto, a luz que é propiciada pela emissão, em virtude dos elétrons excitados decaírem dos seus maiores níveis energéticos de forma estimulada, será um feixe laser ao amplificar este fenômeno, por meio do uso de espelhos para realimentar os fótons neste meio e provocar a interação com os átomos.

Basicamente, a geração do laser necessita de um meio ativo, um sistema de bombeamento e um ressonador óptico.

Meio ativo ou meio de ganho – é a parte principal do laser, onde ocorre a amplificação da luz através da emissão estimulada. Pode se apresentar nos estados: sólido, líquido ou gasoso, contendo um conjunto de átomos, moléculas ou íons, onde se dará a emissão espontânea e a estimulada. Um exemplo é o cristal de Nd:YAG (*Yttrium Aluminum Garnet* – $Y_3Al_5O_{12}$ dopado com neodímio). O dopante neodímio, na forma de íon $3+$, é o elemento em que ocorre a transição eletrônica responsável pela emissão de luz.

Bombeamento - Esse conjunto de átomos (ou ainda íons, ou moléculas) do meio ativo, em equilíbrio termodinâmico, necessita de fornecimento de energia de uma fonte externa para passar para o estado excitado; ou seja, o bombeamento proporciona uma maior população no nível superior de energia – fato conhecido como: inversão de população. A fonte de bombeamento pode ser uma descarga elétrica, uma lâmpada ou outro laser. Um exemplo é a cavidade de bombeamento óptico, na qual, uma lâmpada de arco de xenônio ou de kriptônio fornece energia para a excitação dos íons $3+$ do neodímio.

Ressonador - é constituído por dois espelhos posicionados paralelamente entre si, no qual um dos espelhos tem refletividade de 100% e outro parcial, permitindo que parte da radiação circulante no ressonador seja transmitida.

Sua principal função é agir como um elemento de realimentação altamente seletivo, armazenando luz que circula entre os espelhos e permitindo que parte do

sinal óptico emitido pelo meio ativo retorne para ser amplificado. Esta amplificação ocorre de modo coerente e colimado, resultando em um estreito feixe de luz direcionado perpendicularmente às superfícies dos espelhos. Além disso, o ressonador também é responsável pela distribuição espacial de intensidade do feixe laser, e também exerce influência nas propriedades espectrais e de potência da radiação emitida.

Para que a energia armazenada pelo meio ativo seja transformada em oscilação “LASER”, a densidade de inversão de população do meio ativo deve assegurar um ganho, não saturado, que iguale as perdas no ressonador. Ao limitar o nível e a natureza destas perdas é possível controlar os vários parâmetros da emissão laser, como a potência de saída, a distribuição do espectro de freqüências, a estabilidade da radiação emitida e a qualidade espacial e temporal do feixe.

Na FIG. 2 os principais conceitos abordados aqui sobre a geração da luz laser podem ser verificados. Obviamente que aqui são apresentados apenas os conceitos mais básicos e de uma forma muito resumida; maiores detalhes podem ser encontrados em “*Springer Handbook of Lasers and Optics – capítulo 11*”[23].

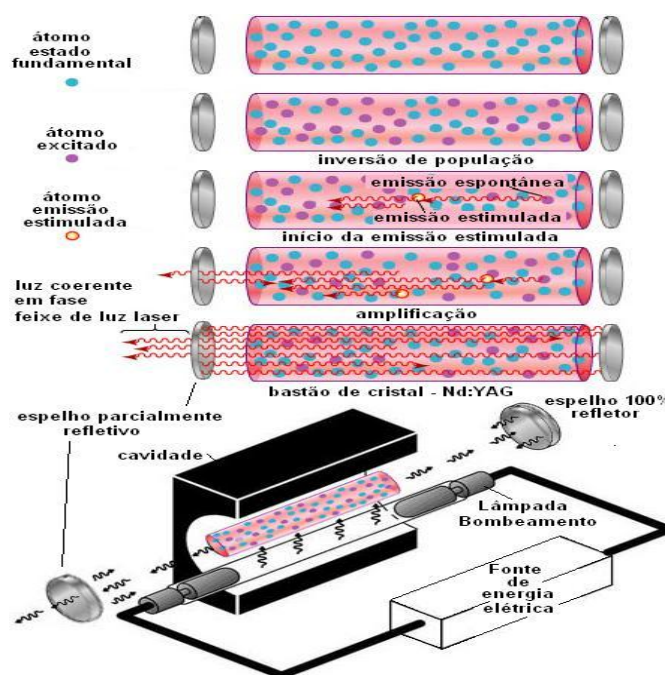


FIGURA 2 - Esquema ilustrativo da produção do feixe laser [24]

3.2 A soldagem a laser

Em Abril de 1970, Martin Adams [25] trabalhando com soldagem laser apresentou seções de soldas feitas com um feixe de laser de CO₂ em 1,5 milímetros de metal que eram indistinguíveis das soldas feixe de elétrons. Segundo Houldcroft [26], em contraste com o modo de soldagem por condução, de limitada eficiência, demonstrado na década de 1960, o resultado foi que um feixe de laser poderia induzir a soldagem por *keyhole* (a produção de uma cavidade de vapor penetrante) em uma maneira similar ao feixe de elétrons. A técnica foi demonstrada nos EUA por Brown e Banas [27], onde os lasers de CO₂, com 20 kW de potência estavam em desenvolvimento [28]. Em 1977, soldas em única passagem com penetração total, foram feitas em chapa de aço de 50 milímetros de espessura, com laser de gás CO₂ dinâmico de 100 kW [29]. Embora se percebesse que um laser não seria adequado para a produção industrial na época, a viabilidade da soldagem de seção muito espessa havia sido demonstrada.

Em 1973, a Ford Motor Company (Dearborn, Michigan, EUA) começou a analisar as formas de industrialização de solda a laser no setor automotivo [30,31].

Inicialmente os lasers eram caros e não confiáveis o suficiente para o trabalho da linha de produção e, como resultado a solda a laser industrial foi tratada com ceticismo no início. No entanto, em 1975, a Fiat (Orbassano, Itália), instalou um laser de CO₂ de fluxo transversal para soldagem de engrenagens sincronizada. Hoje, a junção dos elementos de carroceria e motorização são duas das maiores aplicações de solda a laser na fabricação de automóveis.

Na década de 1980, as taxas de crescimento anual da produção de laser de 10-12% por ano eram comuns. Até 1988, a máxima potência média possível, disponível a partir de uma unidade comercial, era de 500 W. Naquele ano, um laser Nd: YAG de 1 kW comercial foi produzido. Este foi precedido pelo desenvolvimento de cabo de fibra óptica, que poderia transmitir potências acima de 1kW no infravermelho próximo, o que significou que os sistemas complexos de espelhos para a entrega do feixe de laser de CO₂ pôde ser substituída por ótica flexível montado em um robô industrial. Assim, componentes de geometria tridimensional complexa podiam agora ser tratadas de forma economicamente

viável. Os lasers de Nd: YAG industriais foram baseados em meios ativos que incluem bastões de cristais e lâmpada de bombeamento, o que resulta em uma baixa eficiência de conversão de energia (menos de 5%) e um feixe de qualidade pobre em comparação com os lasers de gás. Como resultado, os pesquisadores começaram a investigar novas formas da geometria do cristal, tais como “*slabs*” [32] e anéis [33] para melhorar o desempenho, que são a base de muitos dos projetos de hoje de lasers em estado sólido.

Durante a década de 1980, os progressos vieram dos novos projetos de conjuntos soldados, combinações de materiais novos, e solda ponto de espessura, que levou à melhoria da qualidade e da produtividade. A indústria automotiva aproveitou rapidamente esses benefícios, liderada por uma nova geração de engenheiros. Registaram-se progressos na compreensão da física da solda por *keyhole* e a sua estabilidade de forma [34], que proporcionou uma maior confiança no processo de soldagem por *keyhole*. Ao mesmo tempo, confiáveis lasers industriais de alta potência começaram a ser disponibilizados. Essa combinação levou ao surgimento de sistemas de solda a laser integrado em linhas de produção industrial. A soldagem de seções finas usadas na união de folhas de aço de baixa liga tornou-se comum, motivada pela necessidade de aumentar a flexibilidade de produção e para reduzir o peso do automóvel. Inicialmente o feixe de laser simplesmente substituiu um feixe de elétrons, sem levar em conta as oportunidades de projetos proporcionada pelo processo.

Em meados da década de 1980, a General Motors (Linden, NJ, EUA) se tornou a primeira fábrica de automóveis a substituir soldas a ponto, por soldas a laser. Com uma visão integrada dos sistemas de fixação e de solda para juntar painéis de aço do teto da Córsega Chevrolet / Baretta [35]. Outras montadoras foram rápidas a seguir: BMW (300 e série 800), Volvo (850, S70 e V70), Mercedes (classe S), Peugeot (406) e Audi (A6). Também houve avanços nas técnicas de condução de adesão, com a primeira máquina de solda baseado em um laser Nd: YAG aparecendo em 1982,[36].

Na década de 1990, o feixe de laser CO₂ continuou a ser a fonte de escolha para soldagem e corte de peças longas lineares e rotacionalmente simétricas. No final da década lasers de CO₂ representavam cerca de 55% dos

lasers industriais vendidos para o processamento de materiais, sendo a maioria na faixa entre 3 e 5 kW.

Em 1997, a Trumpf (Ditzingen, Alemanha) e Lumonics (Rugby, Reino Unido) começaram a comercializar lasers de 4 kW Nd: YAG, o que proporcionou uma concorrência direta, técnica e econômica, com lasers de CO₂. Além disso, a disponibilidade de entrega de feixe por fibra óptica abriu novos campos de aplicação envolvendo peças de geometria mais complexa. A indústria automotiva liderou o caminho na introdução de Nd: YAG na linha de produção, onde começou a substituir os lasers de CO₂ para corte de geometrias complexas e operações de soldagem. Um laser Nd: YAG contínuo de 10 kW estava disponível comercialmente no final da década.

No novo milênio a pesquisa em soldagem está concentrada em três áreas principais: o desenvolvimento dos processos de soldagem de seções espessas em aços estruturais, ligas leves de alumínio, magnésio e titânio com utilização de processos híbridos que combinam um feixe de laser e uma fonte de energia secundária e da soldagem de materiais dissimilares. O Airbus A380 é projetado em torno de técnicas de soldagem a laser nos reforços da fuselagem de alumínio. A demanda por embalagens de metal leve para telefones móveis, computadores portáteis e pacotes eletrônicos, fornece desafios para o processamento de materiais ao engenheiro de aplicações de laser. Em 2002, a Volkswagen AG (Wolfsburg, Alemanha), instalou o primeiro híbrido de Nd: YAG / soldagem MIG para as peças de alumínio da porta.

Aplicações de soldagem representam cerca de um quarto dos sistemas de laser de CO₂ superior a 750 W, e mais da metade da potência instalada superior a 150W de sistemas de Nd: YAG. O uso de lasers para soldagem é substancialmente maior nos EUA do que no resto do mundo, por causa do alto volume de produção automobilística, embora os fabricantes europeus têm feito investimentos significativos nos últimos anos.

3.3 Técnicas de soldagem a laser

O processo de soldagem laser se baseia no mesmo princípio de qualquer outro mecanismo térmico para este fim: o material na região de soldagem é aquecido até que se liquefaça e, ao se solidificar, forma o cordão de solda. O procedimento é muito semelhante à soldagem por feixe de elétrons, com a diferença de que não há necessidade de câmaras de vácuo.

Na FIG. 3 são mostradas as duas técnicas básicas na soldagem laser: (a) soldagem por condução e (b) soldagem por *keyhole*, ou soldagem profunda.

A diferença básica entre as duas técnicas está na superfície da poça de solda, que permanece íntegra durante a solda por condução e é alterada na solda por penetração pelo feixe laser que penetra na região de fusão [37].

A técnica de soldagem por condução oferece maior estabilidade ao processo de soldagem. Nela a radiação laser não penetra no material que está sendo soldado, resultando em soldas menos susceptíveis a defeitos, como o aprisionamento de gás (poros) durante o processo.

As técnicas de soldagem, por condução e penetração, são possíveis de serem executadas tanto com laser contínuo como pulsado. Elas podem ser empregadas também no processo de solda ponto.

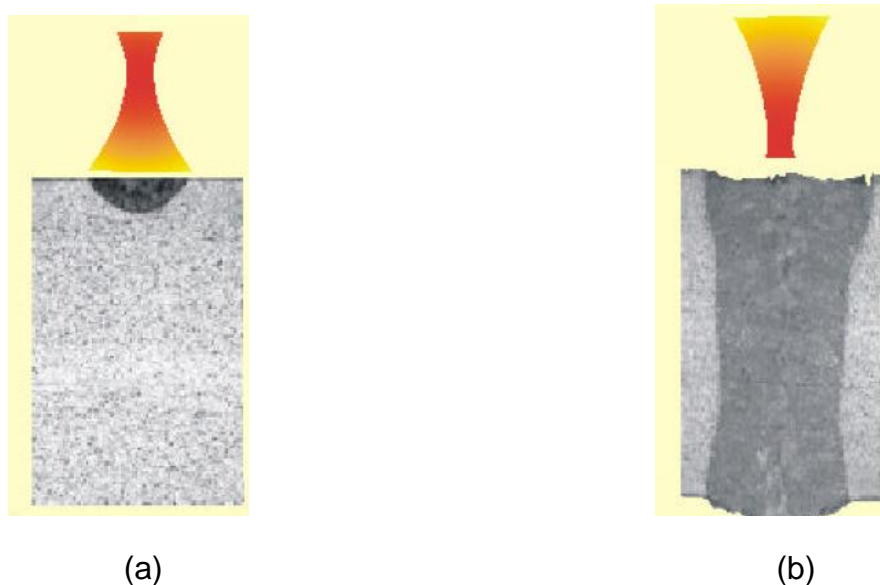


FIGURA 3 - As técnicas de soldagem a laser: (a) condução, (b) penetração

3.3.1 Solda laser por condução

Na solda por condução, a potência do laser funde o material de base sem vaporizá-lo. A energia do feixe laser é absorvida pela superfície e penetra no material por condução térmica, independentemente do feixe ser contínuo ou pulsado [38].

A partir do simples modelo mostrado na FIG.4 sob condições que limitam a execução da solda laser por condução (não vaporização do material), Duley [39] diz que o início da fusão na superfície pode ser estimado pela equação (1).

$$T(0,t) - T_0 = [AI_m(0)w/K(2\pi)^{1/2}] \tan^{-1}(8kt/w^2)^{1/2} \quad (1)$$

Em que:

K é a condutividade térmica,

k é a difusividade térmica,

w é o raio do feixe Gaussiano,

T_0 é a temperatura ambiente,

t é o tempo.

I_m é a intensidade do feixe laser

A é a absorção.

Se $T(0,t) = T_m$, que é a temperatura de fusão, então a intensidade do feixe laser, $I_m(0)$, requerida para produzir a fusão no tempo t pode ser obtida com a equação (1). $I_m(0)$ pode ser considerada independente do tempo quando t é muito maior que $w^2/8k$ ou quando o comprimento de difusão térmica $l \sim (kt)^{1/2}$ é muito maior que w. Para um dado tempo t tem-se como solução A $I_m(0)$. Com esta relação pode-se dizer que o valor de $I_m(0)$ pode ser reduzido com o aumento na absorção A. Observa-se também na equação (1) que o raio do foco do feixe na superfície, w, tem um grande efeito em $I_m(0)$ quando t é longo, mas não tem nenhum efeito sensível em pulsos curtos. Esta solução não leva em conta o calor latente de fusão e, assim, os resultados devem ser considerados como aproximados.

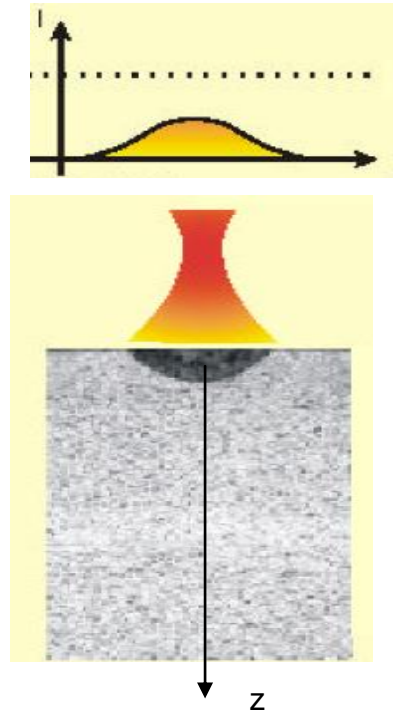


FIGURA 4 - Esquema da superfície de um metal sendo aquecida por um feixe laser com distribuição gaussiana da intensidade

Uma estimativa da profundidade de penetração z_m , da poça de solda pode ser obtida, dentro das condições de solda ponto na qual a fusão é incluída, isto é, se t_m for o tempo para que $T(z=0) = T_m$, então :

$$z_m(t) \sim [0,16 A I / \rho L](t - t_m) \quad (2)$$

Em que:

ρ é a densidade do material na temperatura de fusão,

L é o calor latente de fusão.

A equação (2) só será válida quando $t_m < 8k/w^2$.

Quando a peça é movida a uma velocidade v em relação ao feixe de laser que entrega uma potência P que é absorvida pela superfície (AP), o limiar para solda por condução pode ser obtido da solução aproximada da seguinte equação de calor:

$$T(r) - T_0 = [AP/2\pi Kr] \exp\{-[v(x+r)/2k]\} \quad (3)$$

No sistema de coordenadas mostrado na FIG.4 e com $r = (x^2 + y^2 + z^2)^{1/2}$.

A equação (3) é a solução exata para uma fonte pontual de potência AP e tem uma singularidade em $r = 0$. Pode ser usada para estimar o limiar da soldagem por um feixe gaussiano de raio w , levando-se em conta que $t = t_m$ em $r = w (2)^{1/2}$ e $x = 0$, então,

$$V_m = - [2 (2)^{1/2} k/w] \ln [(T_m - T_0) 2 (2)^{1/2} \pi Kw/AP] \quad (4)$$

Em que, V_m é a velocidade crítica na qual a fusão se inicia.

Note que por causa do sinal negativo após o sinal de igual, da equação (4), as soluções permitidas para V_m são para potências do laser acima da potência de limiar P^* ,

$$P > P^* = [(T_m - T_0) 2 (2)^{1/2} \pi Kw/A] \quad (5)$$

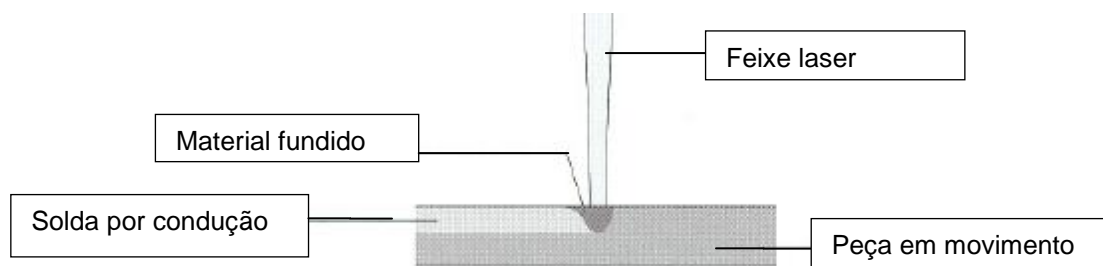


FIGURA 5 - Esquema de um feixe laser aquecendo a superfície de um material em movimento

3.3.2 Solda laser por penetração *Keyhole*

As soldas com penetração profunda ocorrem quando um feixe laser de alta potência vaporiza o material ao longo de sua espessura. O orifício formado é chamado de *keyhole* e apresenta metal fundido ao seu redor. Na FIGURA 6 uma coluna de vapor é produzida no orifício circundado por uma poça líquida,.

Quando esta coluna é movimentada, o material à frente do orifício é fundido ao longo da profundidade. O metal líquido flui em torno das paredes do orifício e se solidifica na parte de trás. A coluna de vapor é estabilizada pelo balanço entre a densidade de energia do feixe laser e a velocidade de soldagem [40]. A razão de aspecto, que é a relação da profundidade de penetração pela

largura do cordão de uma solda laser por penetração profunda, pode atingir valores iguais ou superiores a quatro.

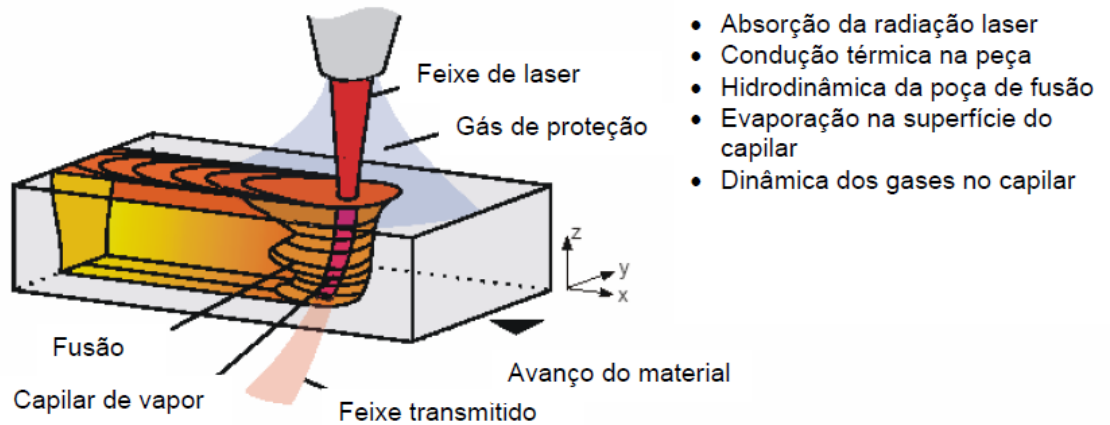


FIGURA 6 - Esquema de solda por penetração profunda

Algumas ocorrências trazem preocupação em uma soldagem por penetração. Entre elas está o fechamento intermitente do *keyhole* que pode resultar em porosidade. Uma elevada densidade de energia, que é a quantidade de energia armazenada na região de solda, ou uma baixa velocidade de soldagem resulta em uma instabilidade do orifício, que pode causar gotejamento do material fundido. No caso inverso, uma baixa densidade de energia ou uma alta velocidade de soldagem leva a ocorrência de falta de energia ou tempo suficiente de interação para vaporizar o material e formar o *keyhole*.

A formação de um *keyhole* é de fundamental importância para solda laser por penetração. A maneira como isto ocorre ainda não é suficientemente bem entendida, mas comprovadamente inicia-se com a vaporização na superfície da poça de fusão [41, 42, 43, 44]. Para uma superfície plana e um feixe incidente com perfil de intensidade gaussiano, a solução é dada pela equação (6) com $T(0,t) = T_v$ a temperatura de vaporização. Então:

$$T_v - T_0 = [A_v I(0) w / K_v (2\pi)^{1/2}] \tan^{-1} (8k_v t / w^2)^{1/2} \quad (6)$$

Em que os subscritos se referem aos valores na temperatura de vaporização ou próximos a ela.

Em muitos casos estas informações não estão disponíveis, assim, devem ser usados valores aproximados.

Como para a fusão, o limiar para evaporação é dependente do raio focal e da duração do pulso, mas é independente do tempo para pulsos longos. Desta maneira supõe-se novamente que a absorção pela superfície é independente do tempo. O rompimento da superfície quando a vaporização começa, em geral, conduz a um aumento no acoplamento térmico e a impossibilidade de um efeito de “fuga térmica”, do ponto focal do feixe laser.

No estágio inicial de vaporização, a superfície do metal não sofre perturbação e o feixe laser incidente está na direção normal a ela. Dentro destas condições pode-se usar um simples modelo de vaporização unidimensional [45]. A taxa de massa evaporada, β , é relacionada à pressão de vapor $p(T)$ como segue:

$$\beta(T) = p(T) [m^*/2\pi kT]^{1/2} \quad (7)$$

Em que:

m^* é a massa média de um átomo evaporando,

k é a constante de Boltzmann,

$T(K)$ é a temperatura na superfície.

A pressão de vapor é dada pela equação de *Claussius-Clapeyron*:

$$p(T) = p(T_B) \exp \left\{ \frac{m^* L_v}{\rho k} \left[\frac{1}{T_B} - \frac{1}{T} \right] \right\} \quad (8)$$

Em que:

$T_B(K)$ é a temperatura de evaporação

L_v é o calor latente de evaporação (J/m³).

A velocidade linear de vaporização é:

$$v_v = \beta(T) / \rho \quad (9)$$

Em que, ρ é a densidade do metal.

Para uma vaporização otimizada, a velocidade de vaporização v_v , tem que ser igual àquela limitada pela conservação de energia. Então:

$$\beta(T)/\rho = A/[L_f + L_v + C(T - T_0)] \quad (10)$$

Em que:

C é o coeficiente de capacidade térmica ($J/m^3 K$),

T_0 é a temperatura ambiente,

L_f é o calor latente de fusão (J/m^3).

A igualdade dada pela equação (10) define a temperatura T que é a temperatura na superfície. Segundo Duley [46], esta temperatura equivale à temperatura de evaporação normal (T_B), exceto para altas intensidades ($I > 108 W/cm^2$). Para intensidades típicas de solda laser em metais, o estabelecimento do *keyhole* pode ocorrer muito rápido, particularmente quando o efeito geométrico leva ao aumento do acoplamento térmico do feixe incidente.

Na FIG.7 é representada a tensão superficial e o fluxo convectivo na poça de solda laser próximo à temperatura de evaporação, que pode causar uma elevação do líquido na periferia da poça de solda. Esta mudança de geometria facilita uma autofocalização do feixe incidente no centro da poça de fusão. O aumento da intensidade neste ponto pode ser substancial, fazendo o limiar de formação de um *keyhole* ser ultrapassado rapidamente. Este fenômeno é acompanhado por um grande aumento na penetração da solda.

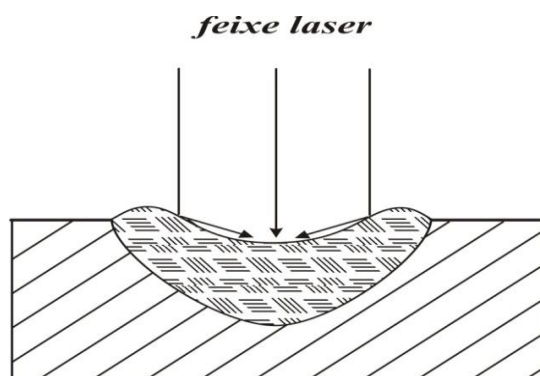


FIGURA 7 - Esquema da geometria da poça de fusão modificada pela convecção e pela tensão superficial, que causa auto-focalização do feixe incidente

No começo da vaporização, gás é ejetado da superfície da poça de fusão nas proximidades de seu centro, submetendo o líquido a uma pressão igual à pressão de vapor, conforme a equação (11):

$$p(T) = \beta(T) [2\pi kT / m^*]^{1/2} \quad (11)$$

Desta forma, este líquido fluirá do centro da poça de fusão para a sua periferia, aumentando a concavidade, que por sua vez, aumenta a intensidade do feixe laser no centro, promovendo a vaporização. A geometria côncava gerada deste modo penetra gradualmente e assume uma grande razão de aspecto. Isto pode acontecer em duas etapas. No primeiro estágio, uma concavidade rasa é formada com uma profundidade comparada ao raio da poça de fusão. Em seguida, esta geometria autofocaliza o feixe laser no centro da concavidade líquida, onde um furo cilíndrico, de alta razão de aspecto, é formado. Esta é a forma primária do *keyhole* que conduz a um acoplamento térmico eficiente do feixe laser com o material [47]. Assim, as condições de soldagem por penetração são atingidas satisfatoriamente.

O *keyhole* criado em uma situação estática tem uma geometria similar à furação a laser. Esta geometria é uma função complexa das condições de focalização do feixe, propriedades do material e do tempo. Um furo a laser tem um diâmetro maior, próximo à superfície, e se estreita ao longo da profundidade. Esta geometria será simplificada sendo considerada como uma geometria cônica com um ângulo de $2\theta_w$, para facilitar o entendimento e seu equacionamento.

Esta geometria cônica é uma eficiente armadilha para o feixe laser que fica aprisionado refletindo n vezes nas paredes até sair do orifício. A cada vez que o feixe incide uma fração de sua energia é absorvida. Assim, a intensidade do feixe depois de n reflexões é:

$$I(n)/I(0) = R^n \quad (12)$$

Em que R é o coeficiente de reflexão de Fresnel no ângulo de incidência.

O número máximo de reflexões em um orifício pode ser obtido pela seguinte equação:

$$n_m = \pi/4\theta_w \quad (13)$$

Reflexões múltiplas rapidamente absorvem a intensidade do feixe laser, que resulta em contribuição extra de calor ao sistema pelas paredes do *keyhole*.

Se r_k é o raio do *keyhole* e d a sua profundidade, então n_m torna-se:

$$n_m = \pi/4 \tan^{-1}(r_k/d) \quad (14)$$

E a absorção é aproximadamente:

$$A = [1 - R n_m] \quad (15)$$

Este resultado não inclui o efeito da absorção do plasma dentro do *keyhole*. Se ocorrer absorção e espalhamento do feixe laser incidente pelo gás sobre o *keyhole*, então a eficiência aproximada da deposição de energia no *keyhole*, η_k , pode ser definido como se segue:

$$\eta_k \sim (1 - A_p) (1 - R n_m) \quad (16)$$

Como valor típico tem-se $\eta_k = 0,5$ quando $1 - A_p = 0,9$, $R = 0,9$, $r_k = 0,1 \text{ mm}$ e $d = 1 \text{ mm}$.

Este resultado é baseado na óptica geométrica e é válido quando o diâmetro do *keyhole* é muito maior que λ . Quando o *keyhole* se afila para pequenos diâmetros a difração torna-se importante e o feixe se expande como resultado. O ângulo θ , que um feixe paralelo expande quando passa através de uma abertura de diâmetro $2r$ é:

$$\theta \sim \text{sen}^{-1}(\lambda/2r) \quad (17)$$

O diâmetro limite para o *keyhole*, então, corresponde a $2r \sim \lambda$ em que $\theta = \pi/2$. A equação (17) pode também explicar porque o *keyhole* parece se iniciar com um raio muito menor que o raio do feixe próximo ao centro da poça de fusão (FIG.8). As reflexões do feixe da periferia para o centro induzem a um grande ângulo de incidência θ em relação a normal da superfície da poça de soldagem.

Quando θ se aproxima de 90° , o acoplamento ocorre eficientemente dentro da abertura de raio $r_k = \lambda/2$, elevando a intensidade neste ponto e aumentando a vaporização.

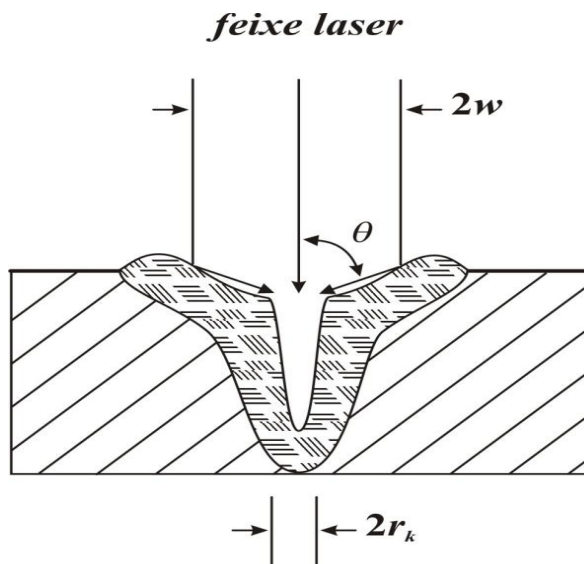


FIGURA 8 - Esquema do início da formação do *keyhole*

A propagação da radiação infravermelha em uma guia de onda metálica cilíndrica oca de raio r tem um fator de atenuação α , como a seguir:

$$\alpha = \gamma \lambda^2 / \rho^3 \quad (18)$$

Em que, γ é um termo que depende do modo de propagação e das propriedades do material e é tipicamente 10^{-2} para metais. Então, com $r = \lambda$ tem-se como resultado $\alpha \sim 10^3 \text{ m}^{-1}$. Isto indica que a potência laser incidente é atenuada em uma profundidade de $\sim 1 \text{ mm}$ neste tipo de geometria. A formação de uma guia de onda cilíndrica com um raio $\sim \lambda$ pode ser o passo inicial na criação do *keyhole* em solda por penetração em metais.

O *keyhole* é inicialmente formado por uma furação. Esta fase de furação ocorre em uma escala de tempo que é pequena se comparada ao tempo de condução de calor através das paredes do *keyhole* para o meio vizinho. Calculando a intensidade incidente, equação (19), fica claro que ela é sempre maior no eixo de propagação do feixe.

$$I(r) = I(0) \exp [-(r^2/w^2)] \quad (19)$$

Além disto, como as paredes do *keyhole* assumem um ângulo θ_w , a intensidade absorvida por elas será substancialmente menor que a absorvida no centro do feixe e diminuirá com o tempo até atingir um valor limite, abaixo do limiar, para rápida vaporização. A velocidade de expansão da frente de fusão em uma direção lateral da parede do *keyhole* é aproximadamente:

$$v_m = [A(r)I(r)]/\Delta H_m \quad (20)$$

Em que:

$A(r)$ é a absorção na posição r ,

$I(r)$ é dado pela equação (19),

ΔH_m é o calor latente de fusão.

A velocidade de furação na direção de propagação do feixe é aproximadamente:

$$v_v = [A(0)I(0)]/\Delta H_v \quad (21)$$

Em que, $A(0)$ é a absorção no centro do feixe.

A relação entre a velocidade da frente de fusão e da formação do *keyhole* é uma medida aproximada da extensão da fusão lateral para a profundidade do orifício em tempos curtos, t , depois do início de sua formação.

$$[v_m/v_v] = [A(r)/A(0)] [I(r)/I(0)] [\Delta H_v/\Delta H_m] \quad (22)$$

$$[v_m/v_v] = [A(r)/A(0)] [\Delta H_v/\Delta H_m] \exp [-(r^2/w^2)]$$

Para os metais $\Delta H_v \sim \Delta H_m$, mas é compensado pela pequena absorção na posição r devido ao alto ângulo de inclinação da parede do *keyhole*. Múltiplas reflexões no *keyhole* também tendem a aumentar $I(0)$. Para um resultado com maior precisão é necessário introduzir um tempo de retardo, Δt , entre a furação do *keyhole* e a formação de uma camada líquida espessa ao redor do *keyhole*. O

tempo de retardo é aproximadamente $\Delta t(r) = r/v_m$ ou o tempo que leva a frente de fusão para propagar uma distância comparável ao raio do *keyhole*. Depois do tempo Δt , o *keyhole* é circundado por uma camada líquida de volume comparável ao do *keyhole*. Neste ponto, no tempo, instabilidades na interface líquida do *keyhole* passam a dominar a interação. Na TAB. 1 são mostradas as principais vantagens no processo de soldagem a laser.

TABELA 1 - Principais características da solda laser

Característica	Comentário
Alta densidade de energia – solda tipo <i>keyhole</i>	Baixa distorção
Alta velocidade de processo	
Início e término de ação rápida	Diferente do processo a arco
Solda a pressão atmosférica	Diferente do feixe de elétrons
Raios-X não são gerados	Diferente do feixe de elétrons
Campo magnético não perturba o feixe	Diferente do feixe de elétrons
Solda autógena	Não requer limpeza de fluxo
Solda com zona fundida estreita	Baixa distorção
Zona afetada pelo calor pequena	Pode-se soldar nas proximidades de materiais sensíveis ao calor
Solda de alta precisão	Soldagem entre materiais com grandes diferenças de espessura
Cordão de solda com bom acabamento	Dispensa acabamento posterior
Contaminação mínima ou nenhuma	Depende somente do gás de proteção
Baixa perda por evaporação de componentes voláteis	
Materiais de baixa soldabilidade às vezes podem ser soldados	
Fácil automação	Característica geral de processo laser
Laser pode ter o tempo compartilhado	Característica geral de processo laser

3.4 Aços Inoxidáveis

São ligas ferrosas de excelente resistência à corrosão em diversos ambientes. São basicamente ligas de Fe - Cr ou Fe – Cr – Ni, contendo ainda elementos como C, N, Mo, Mn, Nb, Ti, entre outros, seja como elementos de liga ou como elementos residuais.

A forma mais usual de classificar estes materiais é baseada em suas microestruturas, resultantes do balanço de elementos de liga e de tratamentos térmicos e mecânicos aplicados. A partir deste critério classificam-se os aços inoxidáveis em: austeníticos, martensíticos e ferríticos. A seguir, algumas características do aço inoxidável austenítico que é objeto deste estudo.

3.4.1 Aços inoxidáveis austeníticos

Estes aços são os que apresentam estrutura predominantemente austenítica à temperatura ambiente, não sendo endurecíveis por tratamento térmico. Nesta classe estão, principalmente, as ligas Fe – Cr – Ni, com a distribuição de elementos em % peso entre 16 e 30% para o Cr, entre 6 e 26% para o Ni e menos de 0,3% para o carbono.

Os aços inoxidáveis austeníticos à temperatura ambiente, apresentam um baixo limite de escoamento, um elevado limite de resistência e uma grande ductilidade. Entre os aços inoxidáveis, os austeníticos são os de melhor soldabilidade e resistência à corrosão. Formam o grupo mais usado e numeroso entre os aços inoxidáveis. Suas principais aplicações encontram-se na indústria química, alimentícia e refino de petróleo, onde certamente o aço inoxidável AISI 304 é o mais utilizado.

3.4.2 Soldabilidade dos aços inoxidáveis

Os aços inoxidáveis podem ser considerados ligeiramente mais difíceis de soldar que os aços de baixo carbono. Estas dificuldades podem variar muito conforme a classe do aço inoxidável. Algumas propriedades físicas destes aços, como: baixo ponto de fusão, baixa condutibilidade térmica, alto coeficiente de expansão térmica e alta resistência elétrica, tornam necessários cuidados especiais nos procedimentos de soldagem.

Um aspecto fundamental na soldagem destes materiais é a necessidade de limpeza, que deve ser feita de modo a minimizar as contaminações que deterioreem a sua resistência à corrosão. Cuidados com a forma do cordão também são muito importantes, uma vez que as irregularidades superficiais podem se tornar pontos de acúmulo de sujeira e início de corrosão [48, 49].

Os aços inoxidáveis austeníticos são relativamente simples de soldar, com exceção daqueles que contém adição de enxofre (usado para facilitar a usinagem). Como a composição química dos materiais influencia no processo de soldagem, atenção especial também deve ser dada em alguns casos específicos.

Os aços inoxidáveis austeníticos com teor de carbono superior a 0,06% em peso, durante o ciclo térmico de soldagem, podem precipitar carbonetos nos contornos de grão da zona termicamente afetada [ZTA]. Isto diminui a resistência à corrosão, mas pode ser minimizado através de uma soldagem em alta velocidade.

Em materiais com alta quantidade de elementos gamagênicos, o cordão de solda pode solidificar-se com uma estrutura completamente austenítica. Nestas condições, a solda torna-se muito sensível ao aparecimento de trincas durante a solidificação.

A alta velocidade de soldagem também pode reduzir o problema de distorção decorrente do baixo ponto de fusão, da baixa condução de calor e do alto coeficiente de expansão térmica dos aços austeníticos. Portanto, para se obter uma união com distorções mínimas é necessária altas velocidades de trabalho que geram um baixo aporte térmico no processo de soldagem. No caso de chapas finas, dispositivos especiais de fixação e um ponteamto cuidadoso são ainda necessários para se minimizar este problema.

Para os aços inoxidáveis, em geral, existem diagramas empíricos que permitem a previsão da microestrutura da solda. O mais conhecido é o diagrama de Schaeffler [50] que, a partir da composição química dos materiais expressas pelo cromo equivalente ($Cr_{eq} = Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb$) e de níquel equivalente ($Ni_{eq} = Ni + 30 C + 0,5 Mn$), fornece a previsão da microestrutura do cordão de solda e a possibilidade de ocorrência de problemas na união.

Na FIG.9, que ilustra este diagrama, observa-se na parte central uma pequena área triangular de cor cinza. Esta é uma região de coexistência de ferrita

e de austenita, onde se obtém bons resultados na soldagem. Nos processos de soldagem em que se utiliza material de adição, este deve ser projetado a fim de se obter como resultado, após a sua diluição com o metal base, um cordão de solda com a composição química dentro desta região.

Neste diagrama também são indicadas quatro áreas (numeradas de 1 a 4) típicas de ocorrência de problemas na soldagem de aços inoxidáveis. Nestas áreas, os problemas que podem ocorrer são os seguintes: [1] trincas de solidificação ou por perda de ductilidade em temperaturas acima de 1250 °C; [2] formação de fases intermetálicas após aquecimento a temperaturas entre 450 e 900 °C; [3] crescimento de grão na ZTA; [4] fragilização e trincas pela formação de martensita na estrutura.

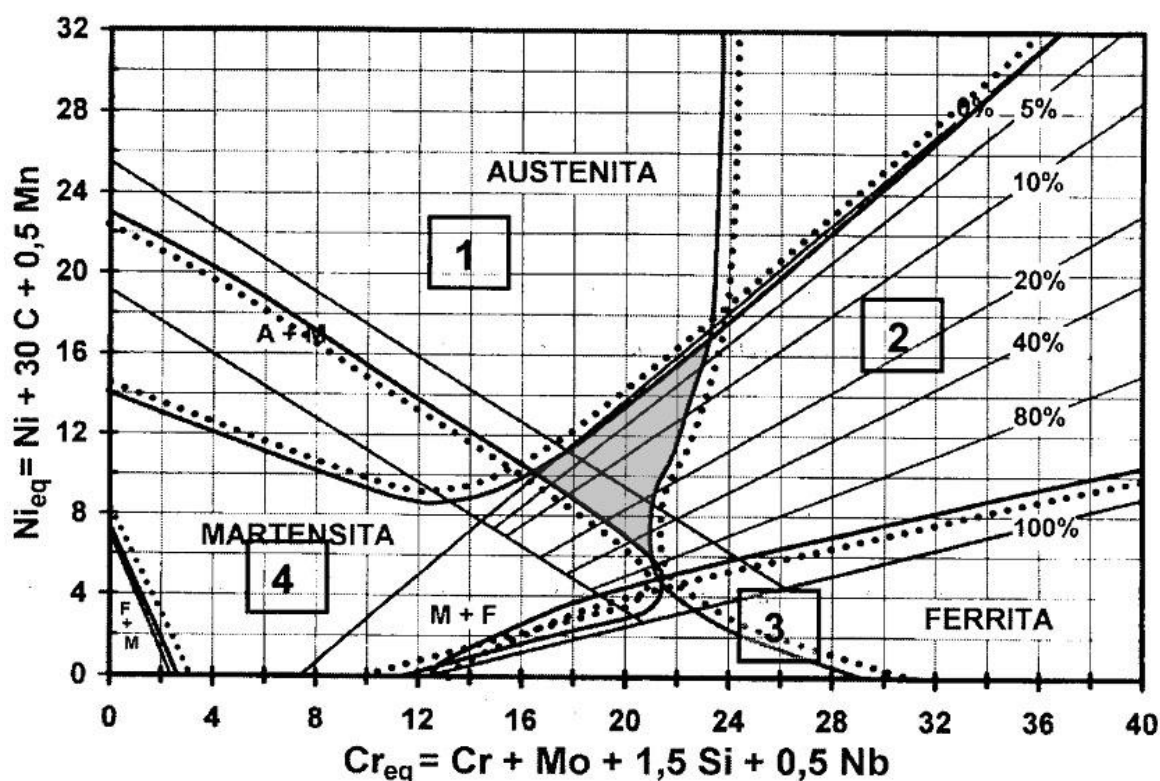


FIGURA 9 - Diagrama de Schaeffler mostrando a microestrutura que se forma no cordão de solda em cada região em função dos equivalentes de cromo e níquel.

Para se utilizar o diagrama de Schaeffler deve-se calcular o Cr e Ni equivalentes, pela composição química do cordão de solda. Desta maneira, com a localização do ponto (Cr_{eq} , Ni_{eq}) no diagrama, a microestrutura é determinada pela

leitura direta da estrutura nesta região. Em aplicações em que os materiais são dissimilares, o ponto que representa a solda no diagrama estará em algum lugar sobre o segmento de reta que une os pontos destes materiais (Cr_{eq} , Ni_{eq}) no diagrama. A posição desse ponto no segmento dependerá da composição química resultante no cordão de solda.

3.5 Aço carbono

O aço é uma liga metálica formada essencialmente por ferro e carbono, com percentagens deste último variando entre 0,008 e 2,11%. Distingue-se do ferro fundido, que também é uma liga de ferro e carbono, mas com teor de carbono entre 2,11% e 6,67%. De um modo geral, os aços carbono contêm até 2% do total de elementos de liga e pode ser subdividido em aços baixo carbono, aços médio carbono e aços de alto carbono.

Aços carbono são produzidos em maior quantidade e têm uso mais amplo do que qualquer outro metal por causa de sua versatilidade e baixo custo. Muitas composições de aço carbono são disponibilizadas na atualidade, permitindo uma maior discriminação e seleção. Mais de 50 graus são nominalmente disponíveis nos aços de carbono série 10xx, e mais de 30 graus estão disponíveis nos resulfurados da série 11xx e 12xx. Também estão disponíveis cerca de 20 graus na série 15xx (originalmente aços série 10xx com maior do que o conteúdo de manganês normal, geralmente na faixa de 1,00 a 1,65%). Em todas as denominações os dois últimos dígitos se referem ao percentual de carbono presente na composição do aço. A seguir, algumas características do aço baixo carbono que é objeto deste estudo.

3.5.1 Aço baixo carbono

A quantidade de carbono presente no aço define a sua classificação e os aços baixo carbono possuem no máximo 0,25 % de carbono.

Os aços baixo carbono possuem, normalmente, baixas resistência e dureza e altas tenacidade e ductilidade. Além disso, são bastante usináveis e soldáveis e apresentam baixo custo de produção. Estes aços normalmente não são tratados termicamente. Entre as suas aplicações típicas estão as chapas automobilísticas,

perfis estruturais e placas utilizadas na fabricação de tubos, construção civil, pontes e latas de folhas-de-flandres.

3.5.2 Soldabilidade dos aços baixo carbono

Diz-se que um aço tem boa soldabilidade quando, na execução da solda, a fusão do material não causa transformação considerável de sua estrutura cristalina. Algumas propriedades físicas destes aços, como: baixo ponto de fusão, alta condutibilidade térmica, baixo coeficiente de expansão térmica e alta resistência elétrica, facilitam os procedimentos de soldagem.

Aços de baixo carbono, isto é, os que têm menos 0,25% de carbono em sua composição, exibem boa soldabilidade, o que significa que eles podem ser soldados em geral sem precauções especiais usando a maioria dos processos disponíveis. Precauções, porém, devem ser tomadas somente se o conteúdo de enxofre e de fósforo for muito baixo (menos de 0,04%). Como estes aços não podem desenvolver excepcionais propriedades mecânicas, nem por tratamento térmico ou mecânico por meio térmico não existe uma maneira de prejudicar as suas propriedades básicas de aquecimento para derretê-los ou soldá-los.

3.6 Soldagem entre os aços AISI 1010 e o aço AISI 304

A soldagem de metais dissimilares entre aços inoxidáveis e aços carbono ou aço de baixa liga apresenta uma série de desafios metalúrgicos e de engenharia. O controle da microestrutura do metal de solda, particularmente na raiz, normalmente é de fundamental importância já que os depósitos de solda podem variar de totalmente de martensítica para totalmente austenítica, ou pode apresentar uma mistura de austenita, ferrita e martensita. Além disso, pode existir uma região de transição na composição entre o metal de solda e do metal base. Esta região pode ter estreita microestrutura e propriedades distintas das regiões adjacentes. É comum na soldagem de aços carbono e aços de baixa liga a exigência de um pré aquecimento dos materiais antes do processo de soldagem [50].

Uma série de problemas de engenharia, a maioria relacionada à natureza metalúrgica do processo de soldagem é motivo de preocupação. Diferenças nas propriedades físicas e mecânicas entre o metal de solda (eletrodo) e os metais de

base certamente existem. Por exemplo, diferenças no coeficiente de dilatação térmica podem resultar em elevadas tensões locais que pode promover as falhas de serviço, principalmente devido ao ciclo térmico de baixas e altas temperaturas. A resistência à corrosão pode também variar localmente em ambos os metais, na solda e na região de transição, devido às diferenças na composição e microestrutura [50].

Na soldagem de metais dissimilares são preocupações, o centro do metal de solda a constituição em torno do primeiro passe de raiz, principalmente porque os efeitos de diluição são maiores nesse passe. Em muitos casos na soldagem do aço carbono ou de baixa liga aço e aço inoxidável austenítico, uma meta, altamente desejável na seleção do metal de enchimento é a obtenção de austenita estável com uma pequena quantidade de ferrita neste primeiro passe de solda [50]. Se essa microestrutura pode ser obtida, a solidificação da solda craqueamento é muito improvável e o metal de solda será suficientemente dúctil para passar por um teste de inclinação, como exigido pelo código ASME.

O diagrama Schaeffier , em muitos casos, pode ser usado para prever metal de solda e microestrutura região de transição durante o DMW de aços inoxidáveis. O diagrama Schaeffier, FIG. 13, fornece a "big picture", permitindo que os diversos tipos de aço inoxidáveis e aços carbono possam ser plotados no mesmo espaço.

O diagrama Schaeffier é útil ao proporcionar uma aproximação microestrutura de soldas metálicas diferentes, uma vez que os aços inoxidáveis, aços ao carbono e aços de baixa liga podem ser plotados no diagrama, e as previsões microestrutura pode ser feita por todos estes aços. Essa composição é aproximadamente o lugar onde esta linha de ligação cruza a linha "isoferrite" rotulado "ferrite de 5%" [50]. Porém essa comparação para o presente trabalho não é reproduzida fielmente pelo diagrama, pois o processo de soldagem dissimilar citado, é um processo que se faz o uso de um material de adição (eletrodo), diferentemente do processo de soldagem laser, abordado nesse trabalho, que é autógeno.

Por causa da transição potencialmente grande na composição e propriedades que podem ocorrer em soldas dissimilares na área de fusão do metal, há uma série de problemas de fabricação e de desempenho que deve ser

considerada. Talvez não surpreendentemente, uma série de diferentes mecanismos de falha tem sido associada a estas articulações.

3.7 Planejamento de experimento

A soldagem a laser envolve uma gama muito grande de parâmetros, que podem ter uma influência decisiva nos diversos aspectos relacionados ao processo. Assim, a escolha do melhor conjunto de parâmetros torna-se uma tarefa extremamente importante para a investigação do processo de soldagem. Portanto, o primeiro passo é determinar qual o objetivo principal: a qualidade do acabamento, precisão dimensional, velocidade de processo, custos, etc. Esta tarefa é realizada principalmente com base na experiência dos operadores e na exigência da união. Muitas vezes a melhor condição não é atendida em função de uma maior velocidade de processo ou de configuração operacional do equipamento - set up. Se o acabamento superficial for pior para uma velocidade de processo maior, às vezes prefere-se um re-trabalho na peça, para que de alguma maneira se minimize o custo da produção. Por outro lado, dependendo da análise, pode-se diminuir essa velocidade a fim de se suprimir esse re-trabalho.

De maneira geral, um operador experiente sabe qual o efeito de um parâmetro sobre o resultado do processo. Contudo, ninguém pode afirmar nada sobre a interação dos diversos parâmetros envolvidos e como cada um age sobre o outro.

3.7.1 Planejamento de experimento DOE

Na atualidade, o ambiente de severa competitividade exerce grande pressão no setor industrial, que precisa estabelecer metas para vencer a concorrência e apresentar produtos com melhor qualidade. Dessa forma, torna-se imprescindível desenvolver ferramentas para obter um controle rigoroso dos seus processos.

Muitos sistemas dos mais diferentes setores são projetados para realizar funções específicas e normalmente essas funções são passíveis de medição e controle, dentro de uma determinada tolerância. Diversos modelos matemáticos foram desenvolvidos para conhecer as variáveis do sistema, exercer pleno controle sobre estes parâmetros e assim alcançar melhores resultados.

Geralmente, os modelos matemáticos são extremamente complexos e exigem um amplo conhecimento teórico multidisciplinar para seu desenvolvimento, o que implica em um estudo exaustivo de longa duração, conseqüentemente oneroso. Portanto, antes de iniciar uma modelagem matemática, é interessante delimitar um campo inicial, como também, estimar as faixas de valores dos principais parâmetros do projeto. Isto é possível por meio da aplicação de ferramentas estatísticas e do planejamento experimental com métodos de otimização.

Atualmente, a técnica de análise estatística e o planejamento DOE são amplamente utilizados para estudos de simulação. Alguns exemplos destes estudos são encontrados na simulação do controle de uma nave espacial [51] e na dessorção de níquel de algas marinhas [52]. O estudo e a aplicação das teorias de planejamento experimental e de técnicas de otimização para a melhoria de produtos e sistemas são amplamente utilizadas nas áreas da química e da engenharia de alimentos, mas na engenharia mecânica sua difusão ainda é pequena, o que gera uma lacuna de conhecimento e uma escassez de técnicas aplicadas aos desenvolvimentos de projetos e produtos [53].

Entretanto, o crescimento substancial das tecnologias aplicadas ao processamento dos metais contribuiu para despertar o interesse no desenvolvimento e na implementação de processos efetivos de controle operacional da soldagem, em busca de um balanço entre custo e qualidade.

Independentemente do tipo de soldagem, a otimização dos parâmetros operacionais requer a modelagem das variáveis de entrada e de saída com suas interações para determinar a melhor condição ou próxima desta.

Para atingir essa meta, vários modelos são propostos, como: regressão estatística [54], rede neural artificial – RNA [55], teoria dos conjuntos fuzzy [56], em conjunto com técnicas, como: método Taguchi [57], metodologia da superfície de resposta – MSR (Montgomery, 2001) [58], programação matemática [59], entre outras. Na análise estatística define-se o termo robustez quando à aplicação de um procedimento resulta em dados satisfatórios, mesmo ao apresentar transgressão em algumas hipóteses pré-estabelecidas. Isto ocorre dentro do planejamento experimental por meio das suposições definidas pelo projetista, pois mesmo que estas escolhas não estejam exatamente corretas, ainda assim podem

fornecer respostas robustas. No entanto, estas escolhas exercem uma profunda influência na construção do projeto e a fim de estabelecer um bom planejamento é necessário: deter um pré-conhecimento do assunto a ser investigado; saber de que maneira os dados a serem coletados e ter uma idéia qualitativa de como estes dados devem ser analisados. Além disso, reunir o maior número de informações sobre as variáveis de entrada é essencial para obter uma ampla abordagem do tema.

Na TAB. 2 foram descritos os passos para o desenvolvimento de um planejamento experimental, segundo as regras apresentadas por Montgomery [18].

TABELA 2 - Guia para a construção do planejamento experimental

Regras gerais

- 1) Estabelecer o problema e o objetivo de estudo.
 - 2) Escolher os fatores (variáveis de entrada que se tem controle).
 - 3) Escolher as variáveis de saída (resposta que se tem interesse).
 - 4) Determinar a região de operação (faixa de valores para cada fator em que o sistema pode operar).
 - 5) Especificar a região de interesse (uma sub-região do campo operacional dentro do qual é possível realizar o experimento).
 - 6) Escolher o modelo estatístico (ANOVA, regressão, correlação espacial).
 - 7) Selecionar o critério para escolher o DOE (por exemplo: variância mínima).
 - 8) Escolher um projeto experimental apropriado (*Latin square* - quadrado latino, fatorial, composição central).
 - 9) Selecionar os níveis dos fatores para cada teste.
 - 10) Realizar os testes e coletar os dados.
 - 11) Analisar os dados e verificar a adequação do modelo estatístico.
 - 12) Conclusões e recomendações.
-

3.7.2 Projeto fatorial

Muitos experimentos envolvem a análise dos efeitos de dois ou mais fatores sobre uma variável que se quer estudar. O método de variar um dos fatores de cada vez e manter fixo os demais não se mostra adequado quando existe a possibilidade da influência de um fator sobre o outro. Neste caso, o mais adequado é a utilização de projetos fatoriais, pois em cada medida completa de um experimento, todas as combinações possíveis dos níveis dos fatores são investigadas. Por exemplo, se existem “a” níveis para o fator A e “b” níveis para o fator B, então cada réplica contém todas as “ab” combinações de tratamentos. Desta maneira, quando os fatores são arranjados em um projeto fatorial, eles são considerados cruzados.

O efeito de um fator é definido como sendo a mudança na resposta produzida por uma mudança no nível deste fator. Isto é comumente chamado de efeito principal, porque se refere aos fatores primários de interesse no experimento. Muitas vezes, a diferença na resposta entre os níveis de um fator não é a mesma para todos os níveis dos outros fatores. Quando isto ocorre, existe uma interação entre os fatores.

Se os fatores do projeto são todos quantitativos, é possível então, construir a representação de modelo de regressão para o caso de um experimento fatorial de dois fatores pela equação (23):

$$y = \beta_0 + \beta_1 x_1 + \beta_2 x_2 + \beta_{12} x_1 x_2 + \varepsilon \dots \dots \dots (23)$$

Em que, y é a variável de resposta, os β são parâmetros a determinar, x_1 é a variável que representa o fator A, x_2 é a variável que representa o fator B e ε é um termo que representa o erro aleatório. O termo $x_1 x_2$ representa a interação entre x_1 e x_2 .

Com a comparação dos valores médios dos termos β_1 , β_2 e β_{12} pode-se estimar a influência que cada fator tem naquele determinado experimento, bem como, se é importante ou não a interação entre eles. Isto é bastante útil quando existem muitos fatores e não se conhece bem a importância de cada um deles. Desta maneira, determina-se quais os fatores devem ser variados e quais os que podem permanecer fixos do experimento, em que se deseja otimizar alguma

variável de saída. Na TAB.3, para um projeto fatorial de dois fatores, o arranjo geral é representado.

TABELA 3 - Arranjo geral para projeto fatorial com 2 fatores [18]

		Fator B			
		1	2	...	<i>b</i>
Fator A	1	$y_{111}, y_{112}, \dots, y_{11n}$	$y_{121}, y_{122}, \dots, y_{12n}$...	$y_{1b1}, y_{1b2}, \dots, y_{1bn}$
	2	$y_{211}, y_{212}, \dots, y_{21n}$	$y_{221}, y_{222}, \dots, y_{22n}$...	$y_{2b1}, y_{2b2}, \dots, y_{2bn}$
	.				
	.				
	<i>a</i>	$y_{a11}, y_{a12}, \dots, y_{a1n}$	$y_{a21}, y_{a22}, \dots, y_{a2n}$...	$y_{ab1}, y_{ab2}, \dots, y_{abn}$

Em que: ($i = 1, 2, \dots, a$); ($j = 1, 2, \dots, b$); ($k = 1, 2, \dots, n$); *a* e *b* o número de níveis e *n* é o número de réplicas.

Neste trabalho foram aplicados: o projeto fatorial completo 2(3) (3 fatores a 2 níveis - Resolução: III com 2 réplicas), escolhidos para avaliação de três parâmetros correspondentes as variáveis consideradas conceitualmente as mais influentes na soldagem a laser.

3.8 Tensões residuais

De maneira simplificada, entende-se por residuais as tensões existentes em um corpo sem que sobre ele estejam agindo quaisquer forças externas. Essas tensões são elásticas e se superpõem às cargas de serviço, podendo ser benéficas ou maléficas às estruturas ou equipamentos, dependendo de sua magnitude, seu sinal e de sua distribuição [60]. As tensões residuais são tensões autoequilibrantes. Qualquer perturbação como remoção de material, aplicação de carregamentos, sejam eles térmicos ou mecânicos, alteram o seu estado e promovem sua redistribuição, de maneira que as tensões se equilibrem novamente. A ocorrência de tensões residuais, tanto na produção dos materiais metálicos assim como em seu trabalho, é praticamente inevitável. As tensões

residuais podem ser classificadas, segundo sua abrangência, em tensões residuais macroscópicas, também chamadas de tensões de nível I, microscópicas, também chamadas de tensões de nível II e sub-microscópicas, também chamadas de tensões de nível III.

3.8.1 Tensões residuais macroscópicas

As tensões residuais macroscópicas, ou tensões de nível I, são aquelas que se estendem sobre grandes volumes de um material, quando comparadas com o seu tamanho de grão. Por essa razão as deformações originadas são praticamente uniformes para muitos grãos da superfície. As tensões residuais macroscópicas assumem um estado de equilíbrio com o conjunto de tensões residuais do corpo ou com cargas aplicadas externamente, e qualquer alteração na peça, como a retirada de material ou o surgimento de uma nova superfície, exige um rearranjo das tensões para que uma nova configuração de equilíbrio seja atingida. As tensões residuais macroscópicas são quantidades tensoriais, com magnitude e direções principais variando de região para região da peça em questão [61].

3.8.2 Tensões residuais microscópicas

As tensões residuais microscópicas, ou tensões de nível II, são aquelas que atuam em áreas do tamanho de um grão ou parte de um grão do material. Em razão de sua dimensão microscópica, a região de influência no equilíbrio destas tensões se estende a um número limitado de grãos. Tensões residuais microscópicas podem variar de ponto para ponto da rede cristalina e, portanto são consideradas propriedades escalares do corpo, tais como porcentagem de trabalho a frio ou dureza. A causa das tensões residuais microscópicas em um metal com grãos orientados aleatoriamente é o escoamento. Isso ocorre primeiro nos grãos cujos planos de deslizamento coincidem aproximadamente com os planos de tensão cisalhante máxima. Com a remoção da carga, os grãos que não escoaram tendem a retornar a sua geometria inicial, no entanto, os grãos que sofreram escoamento tendem a manter sua deformação plástica permanente [62].

3.8.3 Tensões residuais submicroscópicas

As tensões residuais submicroscópicas, ou tensões de nível III, são resultantes de imperfeições da rede cristalina. Estas tensões surgem devido a um ou mais deslocamentos de discordâncias na rede cristalina, em que equilíbrio ocorre ao longo de pequenas frações de um grão.

3.8.4 Mecanismo de geração das tensões residuais

Na maioria das operações de manufatura são introduzidas, em maior ou menor intensidade, tensões residuais, como por exemplo:

Laminação, fundição, forjamento, estampagem, trefilação, extrusão a frio, dobramento, usinagem, tratamentos térmicos e termo-químicos, soldagem, revestimentos, jateamento e granalhamento. Em muitos casos a tensão residual pode ser introduzida posteriormente na estrutura, durante a instalação, procedimento de montagem ou sobrecargas ocasionais [63]. Outra causa de tensões residuais são os reparos ou modificações em serviço. Os mecanismos básicos que originam as tensões residuais são comuns a muitos dos processos citados e podem ser classificados como mecanismos de:

- Deformação mecânica diferencial;
- Contração ou expansão térmica diferencial;
- Variações volumétricas devido à transformação de fase do material;
- Variações volumétricas devido à diversificação de microconstituintes;
- Desigualdades estruturais em uniões mecânicas.

3.8.5 Efeitos das tensões residuais

Em diversas situações a resistência dos materiais é afetada pela presença de tensões residuais. Se um corpo sofre a atuação de carregamento externo, o efeito resultante depende da superposição do campo de tensões originado do carregamento externo com o campo pré existente de tensões residuais. Para as situações malélicas o campo de tensões resultante pode contribuir para a diminuição da resistência à fadiga, facilitar a corrosão sob tensão ou provocar a inicialização precoce de trincas assim como sua propagação. Quando isso ocorre o desempenho estrutural do componente é afetado, podendo levar até à comprometê-lo . Porém existem muitos casos de introdução de campos de

tensões residuais que geram efeitos benéficos como, por exemplo, no caso de pressão em caldeiras, fretamento de tubos, canos de armas e em união de materiais por soldagem.

A tensão residual tem um resultado considerado benéfico quando os campos de tensões resultantes apresentam um valor máximo ou o valor de tensão média menor do que apresentaria apenas com o carregamento externo, representando assim uma barreira ao aumento das tensões causadas por esses esforços externos R.

O processo de soldagem é gerador de tensões residuais e produzem tipicamente grandes tensões, cujo valor máximo pode se aproximar das tensões de escoamento dos materiais soldados, equilibradas por tensões residuais compressivas de menor magnitude ao longo de todo o restante do componente. Tensões residuais trativas podem reduzir o desempenho ou causar falhas de produtos manufaturados. Elas podem aumentar a taxa de danos por fadiga, deformação ou degradação ambiental. Tensões residuais compressivas são, na maioria das vezes, benéficas as uniões.

3.8.6 Métodos para medição de tensões residuais

Os efeitos negativos causados em razão das tensões residuais são conhecidos há muito tempo. Seus efeitos benéficos, porém, começaram a ser estudados apenas no final do século XIX, para fabricação de armamentos. A compreensão dos efeitos das tensões residuais proporcionou o desenvolvimento de técnicas, dispositivos e instrumentos de medição experimentais baseados em diferentes princípios. A princípio as técnicas de medição eram baseadas apenas no relaxamento das tensões, oriundas de cortes na superfície do material ou remoção de camadas. Porém com o advento das duas grandes guerras mundiais a sofisticação das técnicas de medição de tensões residuais, acompanhou a evolução tecnológica de todas as áreas das ciências. As técnicas mais utilizadas atualmente são: difração de raios X, técnicas de ultra-som, difração de nêutrons e todas as técnicas de medição do alívio mecânico das tensões como a do furo cego e remoção de camadas.

3.8.7 O Método do furo cego

Atualmente o método do furo cego é considerado um dos melhores métodos experimentais de medição de tensões residuais, por ser de fácil aplicação na maior parte dos casos, ter uma boa relação custo-exatidão, e por ter seus procedimentos de medição e tratamento de resultados normalizados. O princípio quantitativo da técnica foi explorado pela primeira vez em 1934 por J. Mathar que utilizou a solução de Kirsch e o princípio da superposição para obter a quantificação dos níveis de tensões a partir do alívio mecânico de tensões provocado pela execução de um furo [64]. Nesta técnica um conjunto de resistências elétricas (*strain gages*) é usado para medir a deformação causada por um furo cego usinado num componente com tensões residuais.

Neste método, resistências elétricas (*strain gages*) são usados para medir as deformações causadas pela usinagem de um furo cego num componente com tensões residuais. O *strain gage* é um simples filamento metálico. O *strain gage* multifilamento conhecido como roseta, costuma ser utilizado para medições mais complexas. Os extensômetros *strain gages* são colados na superfície de um componente com orientações pré-estabelecidas. Preferencialmente se emprega extensômetros do tipo roseta, apresentado na FIG. 10, que é uma associação de *strain gages*, cuja orientação e posições relativas são conhecidas.

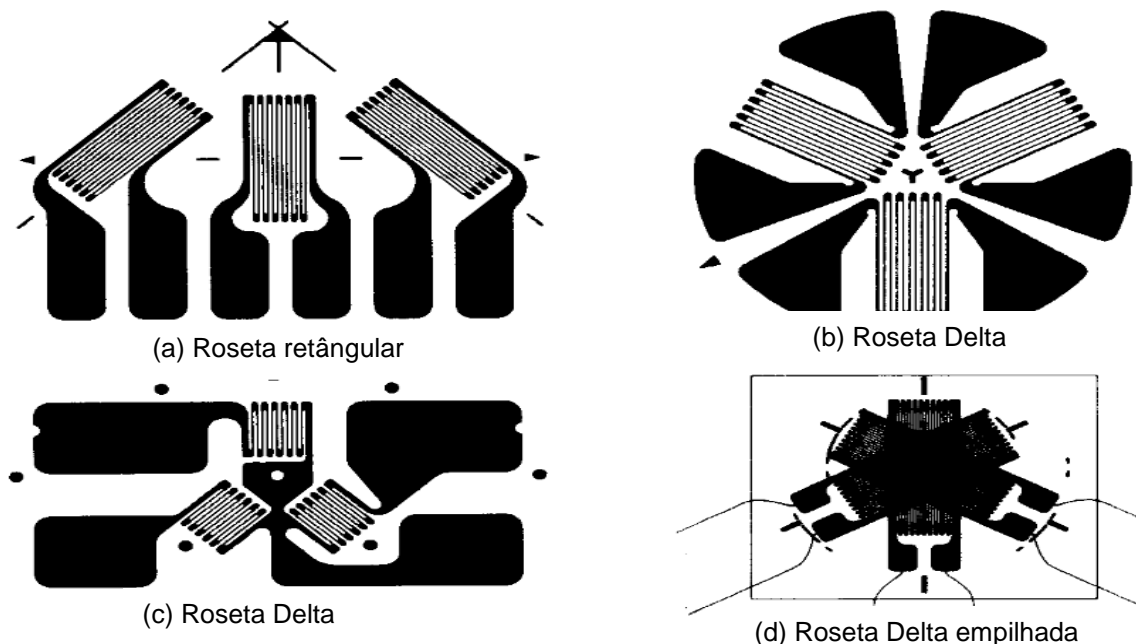


FIGURA 10 - Tipos de extensômetros no formato de rosetas triaxiais

Após a colagem da roseta na peça ou componente onde se deseja verificar a tensão residual, é executada a furação no centro da roseta e observa-se a variação da resistência no extensômetro, que é registrada em um medidor de micro deformações digital. Para determinar a magnitude das tensões principais e direções biaxiais do campo de tensão é utilizado um calibrador com até 4 filamentos separados com distintas orientações angulares. Na FIG. 11 é apresentada uma Ponte de Wheastone resistiva, tipo de ligação utilizada na determinação das microdeformações que são obtidas pelo método do furo cego. Podemos, portanto dizer que o princípio básico de funcionamento do método do furo cego é a variação da resistência elétrica do *strain gage*, que ocorre devido a sua deformação.

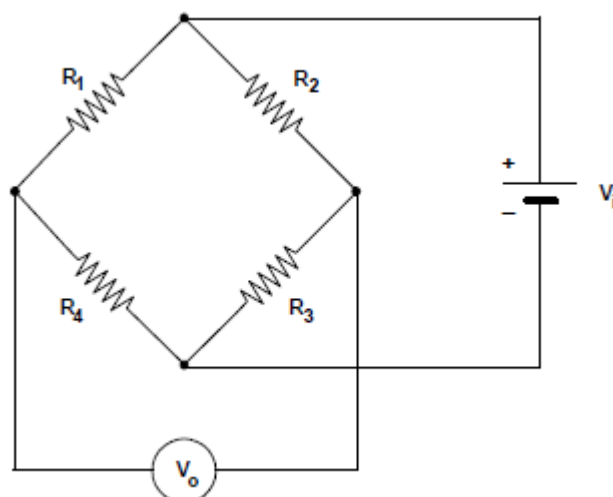


FIGURA 11 - Ponte de Wheastone resistiva, com excitação e leitura em tensão (V_o)

O estado de tensão interna de uma peça ou componente é modificado após a execução do furo, que tem por objetivo de alívio de tensões, o que é manifestado através de deslocamentos e deformações na superfície do redor ao furo. Na FIG. 12 é apresentado o efeito do alívio de um campo de tensão uniaxial devido usinagem de um furo. Nesta figura são representados os anéis concêntricos na sua forma original e deformados depois do alívio de tensões. Logicamente o efeito da deformação está ampliado algumas centenas de vezes,

para ilustrar seu comportamento. Pode-se observar que a deformação é maior nos anéis mais próximos da borda do furo [64]. As formulações matemáticas para o método do furo cego, na maioria das vezes, consideram estado plano de tensões, isotropia e a homogeneidade do material, e também o módulo de elasticidade e o coeficiente de Poisson. Através da solução de Kirsch, e do princípio da superposição pode-se chegar a soluções analíticas exatas para campos de tensão uniaxial ou biaxial em placas finas infinitas onde o furo é passante e onde a tensão é constante com a profundidade. Desta forma, utilizando-se relações constitutivas para a elasticidade linear, pode-se através dos deslocamentos ou deformações medidas, calcular as tensões principais e suas orientações.

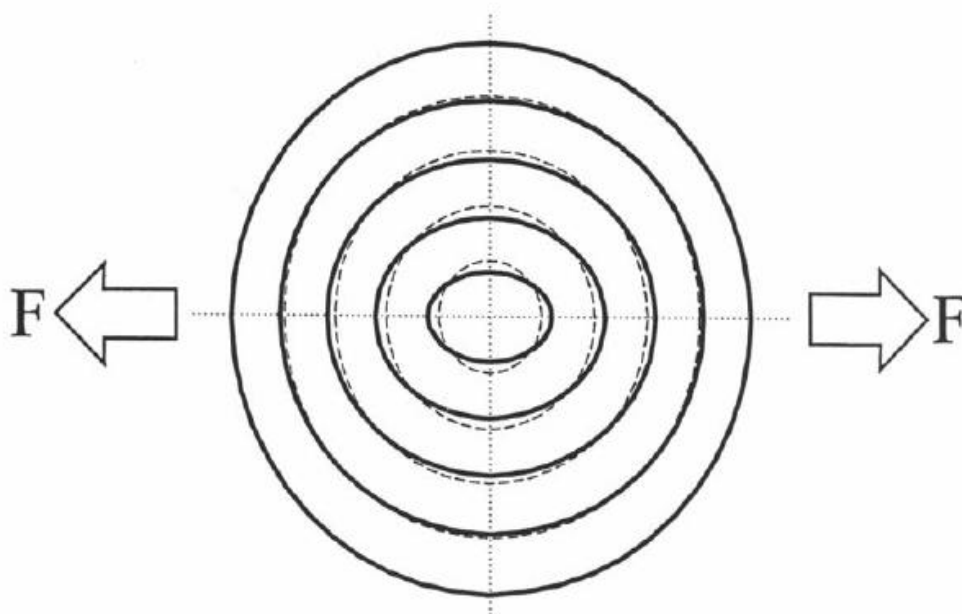


FIGURA 12 - Representação por anéis deformados, do efeito do alívio de tensões do método do furo [65]

3.9 Difração de raios X

A difração de raios X é um método de medição de tensão residual que avalia a deformação do reticulado cristalino e a tensão é calculada pela proporcionalidade entre a tensão e a deformação no regime elástico. Este método de medição de tensão residual tem como grande vantagem, em relação aos outros, o fato de ser um método não destrutivo.

Quando os raios X incidem sobre um corpo, uma parte dele é absorvida pelos átomos, enquanto que outra é refletida em todas as direções da área irradiada. Este mecanismo é conhecido como espalhamento de raios X. As substâncias são amplamente divididas, segundo suas características, em substâncias cristalinas e substâncias amorfas. As substâncias cristalinas são aquelas em que os átomos estão regularmente arranjados em três dimensões. Portanto substâncias cristalinas são estruturas em que os átomos possuem uma ordenação perfeita nas três direções do espaço. Conhecendo-se a posição de alguns átomos sabe-se o posicionamento de todos os átomos no espaço. No caso da dispersão ou espalhamento de raios X por substâncias cristalinas, ao contrário de substâncias amorfas, a dispersão dos raios X devido a cada átomo que compõe um cristal é reforçada em certa direção específica, com certa variação angular muito pequena são propagados. Este fenômeno é denominado difração de raios X. Se o ângulo de difração resultante por incidência de feixes de raios X, e o mesmo é difratado, é chamado de 2θ . A metade deste ângulo 2θ é denominada de ângulo de BRAGG. Este ângulo 2θ é determinado, pelo arranjo dos átomos na rede cristalina. Mais concretamente, as condições de difração são expressas pela equação de BRAGG [66]. Qualquer cristal tem diferente dinâmica de estrutura, também chamada de rede plana ou gradeamento, resultante de um número interplanar de acordo com o ângulo de BRAGG corresponde a um deles, equação (24).

$$n\lambda = 2d \cdot \text{sen } 2\theta \quad (24)$$

Em que, $n = 1, 2, 3, \dots$

Na FIG. 13 se satisfaz a condição de difração de BRAGG.

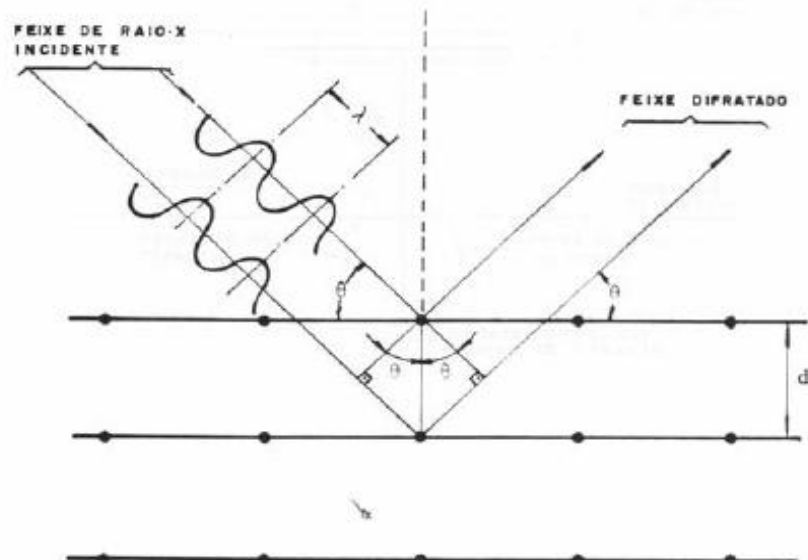


FIGURA 13 - Difração de raios X em um cristal

Quando a distância interplanar é determinada pela difração normal mensurada por d , para o ângulo incidente igual ao θ , então a correspondente tensão é determinada pela equação (25) :

$$\sigma = \frac{d\theta - d_{\perp}}{d_{\perp}} \cdot \frac{E}{1 + \gamma} \cdot \frac{1}{\sin 2\theta} \quad (25)$$

Em que:

σ = Tensão residual;

$d\theta$ = Espaço interplanar, ângulo de incidência e θ ;

d_{\perp} = Espaço interplanar, ângulo de incidência e a normal;

E = Módulo de elasticidade ou módulo de Young;

γ = número de Poisson;

θ = Ângulo de incidência.

Em razão dos instrumentos de difração de raios X basicamente medirem os ângulos nos quais ocorrem as máximas intensidades difratadas para cada posição de irradiação da amostra cristalina, alguns instrumentos utilizam filmes sensíveis a esta radiação e outros, mais modernos, foto detectores eletrônicos. Através de foto detectores pode-se identificar o ângulo de máxima irradiação com

pequena incerteza. O emprego de filme foto sensível conduz a maiores erros, principalmente devido à ocorrência de bordas mal definidas e manchas.

Na maioria das vezes, a difração de raios X é utilizada para determinação de tensões em camadas de espessura em torno de 5μ [67], porém, quando aplicada associado a técnica de decapagem química, pode possibilitar a análise de profundidades maiores, em torno de 0,1 mm. A área da superfície analisada depende do diâmetro do feixe de raios-x. Geralmente este diâmetro pode variar em torno de 1 a 10 mm.

Os aparelhos de difração de raios X têm custo elevado e exigem operadores especializados principalmente devido à cuidadosa preparação da superfície das amostras a serem analisadas, como remoção de camadas. Devem também ser observados os riscos decorrentes da radiação. A incerteza do método de difração de raios X é altamente afetada por três parâmetros metalúrgicos principais :

- tamanho de grão;
- impurezas;
- vazios, que são muitas vezes impossíveis de serem quantificados para que correções possam ser aplicadas.

Os resultados das medições, porém, são menos afetados por erros quando as seguintes condições são satisfeitas:

- os materiais possuem um comportamento linear elástico;
- quando o material policristalino é homogêneo e isotrópico, isto é, pelo menos na região irradiada pelos raios X;
- quando as tensões são constantes na área irradiada.

A análise mais aprofundada dos princípios de medição através da técnica de difração de raios X, não é o objetivo principal do trabalho, portanto os equacionamentos relativos à lei de Bragg e suas respectivas deduções aqui não serão abordadas.

4 MATERIAIS

Os materiais utilizados para a investigação da união entre materiais dissimilares por solda laser foram: o aço inoxidável austenítico AISI 304 e o aço carbono AISI 1010. A composição química nominal e algumas propriedades físicas destes materiais estão apresentadas nas TAB 4, TAB.5 e TAB.6 [68, 69], respectivamente.

TABELA 4 - Composição química dos materiais

	Ni (%)	Cr (%)	Fe (%)	C (%)	Mn (%)	Si (%)	P (%)	N ₂ (%)
AISI 304	8 – 10,5	18 - 20	Bal.	0,08	2	0,75	0,05	0,1
AISI 1010	–	–	Bal.	0,08 – 0,13	0,3 – 0,6	–	0,05 (max)	–

TABELA 5 - Propriedades mecânicas dos materiais

Material	σ rup. (Mpa)	σ esc. (Mpa)	Alongamento (%)	Módulo de elasticidade (Gpa)	coeficiente. de Poisson
AISI 1010	325	180	28	200	0,29
AISI 304	617	235	40	193	0,29

TABELA 6 - Propriedades térmicas dos materiais

Material	Expansão térmica ($10^{-6}/^{\circ}\text{C}$)	Condutividade térmica (W/m - K)	calor específico (J/Kg - K)
AISI 1010	15	65,2	450
AISI 304	17,2	16,2	500

5 MÉTODOS

O trabalho se iniciou pelo desenvolvimento do planejamento de experimento DOE, que seguiu os seguintes passos:

- Caracterização do problema
- Escolha dos fatores de influência e níveis
- Seleção da variável de resposta
- Determinação de um modelo de planejamento de experimento
- Condução do experimento
- Análise dos dados
- Conclusões e recomendações

Assim neste trabalho foram selecionados como fatores os parâmetros que conceitualmente provocam os maiores efeitos na soldagem, sendo eles a potência do laser (kW), a velocidade de soldagem (m/min) e a posição focal do feixe (mm) em relação à superfície das amostras. O planejamento fatorial foi escolhido para se estabelecer os procedimentos experimentais a serem utilizados no processo de soldagem. A realização da análise dos dados permitiu avaliar os parâmetros e as interações estatisticamente significantes no processo de soldagem laser referentes à tensão residual. Desta maneira, nas TAB. 7 e 8, os parâmetros, potência, velocidade de soldagem e posição focal em relação à superfície, foram dispostos em uma matriz fatorial de três fatores a dois níveis com uma réplica para cada condição de soldagem.

TABELA 7 - Parâmetros de soldagem adotados

FATORES	NÍVEIS
Potência do laser (Kw)	2
	3
Velocidade de soldagem (m/min)	1
	3
Posição focal (mm)	-0,5
	-3

TABELA 8 - Condições de soldagens adotadas no experimento

Amostras	F1	F2	F3
1 e 9	2	1	-0,5
2 e 10	3	1	-0,5
3 e 11	2	3	-0,5
4 e 12	3	3	-0,5
5 e 13	2	1	-3
6 e 14	3	1	-3
7 e 15	2	3	-3
8 e 16	3	3	-3

Com o planejamento experimental estabelecido foi obtido um total de dezesseis amostras. As soldagens foram realizadas em ordem aleatória para se evitar erros sistemáticos na sua execução. Na TAB. 9 é apresentada a ordem de execução da soldagem das amostras.

Os materiais utilizados neste experimento foram chapas de aço inoxidável austenítico AISI 304 e de aço baixo carbono AISI 1010 nas dimensões 200 mm x 150 mm com espessura 3 mm. O sentido de laminação das chapas, selecionado para soldagem, foi o sentido perpendicular ao cordão de solda, em ambos os materiais, (FIG.14). O tipo de junta que estudada foi a de topo.

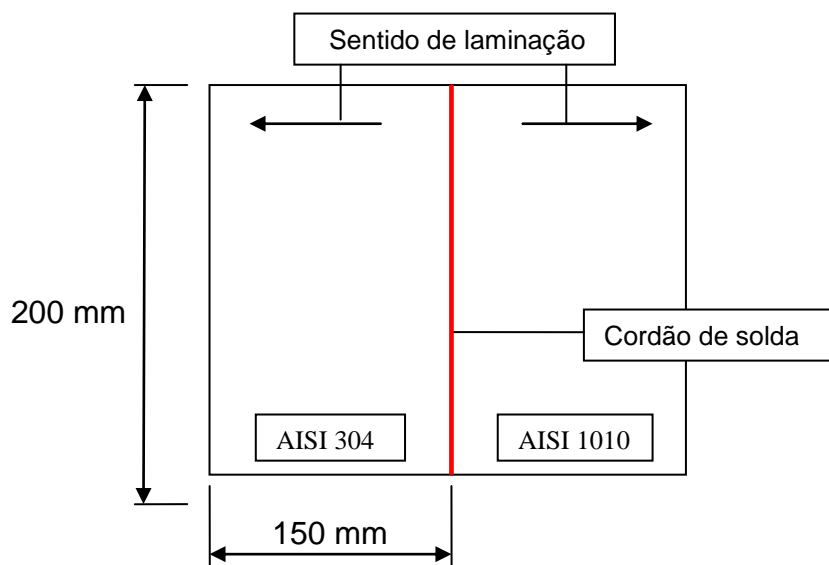


FIGURA 14 - Sentido de laminação em relação ao cordão de solda

TABELA 9 - Ordem de realização da soldagem das amostras

Ordem dos ensaios	Ordem de realização	Potência (kW)	Velocidade (m.min ⁻¹)	Posição focal (mm)
1	16	3	3	-3
2	9	2	1	-0,5
3	7	2	3	-3
4	14	3	1	-3
5	6	3	1	-3
6	15	2	3	-3
7	3	2	3	-0,5
8	13	3	3	-3
9	12	3	3	-0,5
10	10	3	1	-0,5
11	1	2	1	-0,5
12	8	3	3	-3
13	4	3	3	-0,5
14	2	3	1	-0,5
15	5	2	3	-3
16	11	2	3	-0,5

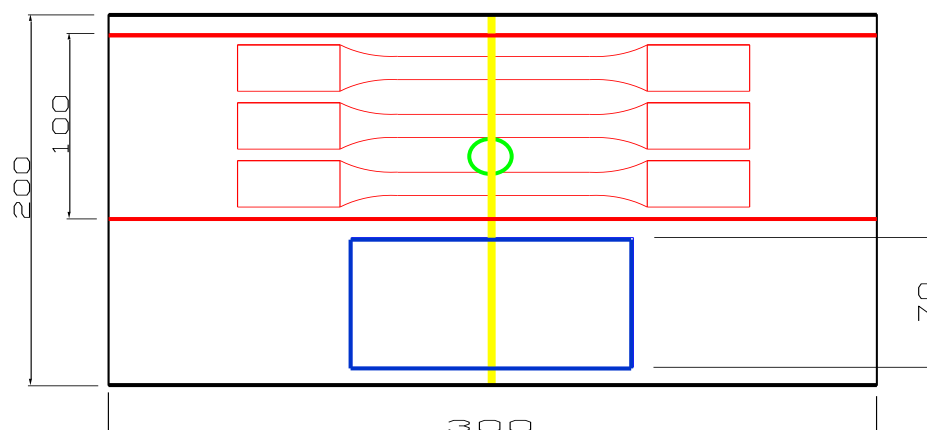
As soldas foram realizadas em um equipamento modelo TruLaser 5020 de 3,3 kW Nd:YAG contínuo acoplado a fibra óptica de 600 μm e comprimento de 20 m, acoplado a um robô kuka, modelo KR 30/HA. A fixação das chapas foi

realizada por intermédio de grampos na mesa. Conforme indica FIG. 15, foi utilizado o gás de proteção Argônio industrial, com uma vazão de $16 \text{ L}\cdot\text{min}^{-1}$.



FIGURA 15 - Equipamento utilizado na soldagem laser

Após a soldagem, as amostras foram cortadas para a retirada dos corpos de prova destinados aos ensaios e análises, conforme é indicado na FIG. 16.



- Região da retirada dos corpos de prova utilizados nos ensaios de difração de raios X e do método do furo cego;
- Região dos corpos de prova utilizados nos ensaios de tração e de fadiga;
- Região dos corpos de prova utilizados nos ensaios de microdureza, na análise de microscopia óptica e MEV;
- Região do cordão de solda.

FIGURA 16 - Regiões das amostras de onde foram extraídos os corpos de prova utilizados nas diversas análises realizadas (dimensões em mm)

Medidas de tensão residual foram feitas na ZTA dos dois materiais das amostras obtidas no experimento de soldagem. Foram empregadas duas técnicas de medida. A primeira não destrutiva pela utilização de raios X, que foi executada no laboratório de difração de raios X do IPEN. O equipamento utilizado foi o difratômetro, do Fabricante Rigaku, Modelo Rint 2000 Anodo de Cromo $k\alpha$ 2,29100 Å. O objetivo desse ensaio foi medir as tensões residuais na superfície da amostra e verificar a extensão da ZTA. Foram realizadas as medidas de tensão residual sobre o cordão de solda e nas posições a 2, 4 e 6 mm na direção perpendicular à borda do cordão, para ambos os materiais. Além disto, foi medida a tensão residual a uma distância de 50 mm da borda para se verificar a condição do material de base. Na FIG. 17 são apresentados os pontos referentes medições para ambos os materiais.

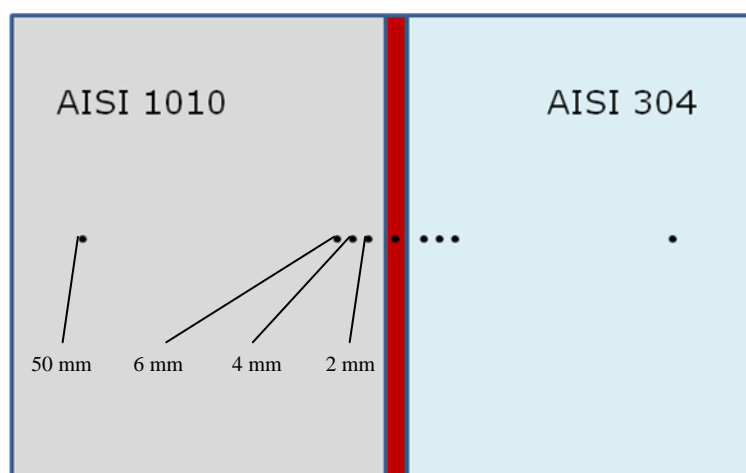


FIGURA 17 - Posições de medidas de tensão residual, no cordão de solda, a 2, 4, 6 e 50 mm para ambos os materiais

A segunda técnica utilizada é a técnica semi destrutiva, *hole-drilling strain gage method*, ou método do furo cego, que permite medir o gradiente de tensão ao longo da profundidade do material [70,71]. Nesse método os extensômetros são colados na superfície da amostra, para medir as micro deformações durante a furação, que são transformadas em valores de tensão em Megapascal (MPa). Segundo Schager [72], a precisão deste método está diretamente relacionada com a precisão que se executa a furação no centro do strain gage.

Para cada amostra foram feitos dois furos, um para cada material, distando aproximadamente 1 mm da borda do cordão de solda. Como cada amostra possui uma réplica com os mesmos parâmetros de soldagem, foram realizados no total de 32 ensaios.

A instrumentação do corpo de prova para o ensaio iniciou com a escolha do local onde seria colado o extensômetro. Assim a região central do corpo de prova foi escolhida para a colagem. Para obtenção de uma maior aderência no procedimento de colagem, a superfície da amostra foi lixada com uma lixa número 220. Depois de lixada, a superfície foi limpa com acetona de maneira que a gaze usada na limpeza retire totalmente os resíduos do local da colagem. Após a limpeza, foi utilizado um neutralizador, também com o auxílio de gazes, para a perfeita colagem do extensômetro. Com a superfície da amostra preparada, uma linha perpendicular ao cordão foi traçada para o melhor posicionamento do extensômetro. Com o auxílio de uma fita de colagem, foi feita a captura e o posicionamento do extensômetro na posição adequada, FIG. 18.

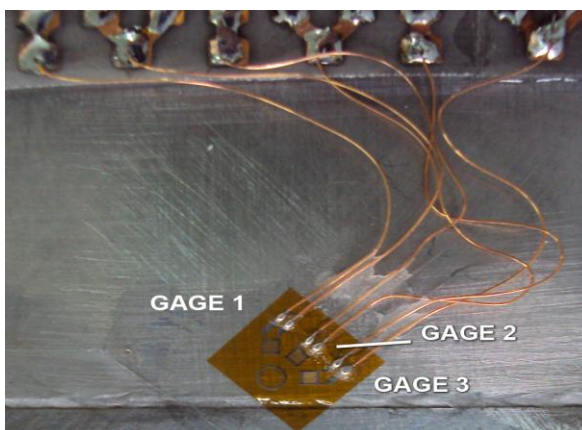


FIGURA 18 - Colagem do extensômetro: gage 1 na direção x (perpendicular ao cordão de solda)

Depois de posicionado, foi utilizado o ativador (Loctite) embaixo do extensômetro, para obter um tempo menor de colagem. Após esperar a secagem do ativador, a cola (Cola-756/Loctite) foi passada e o extensômetro foi pressionado com um pequeno pedaço de borracha, de maneira uniforme, por aproximadamente 2 minutos.

Próximo ao extensômetro foi colado o terminal, pelo mesmo processo. Após sua colagem, os fios do extensômetro foram soldados ao terminal.

Para a montagem e execução do ensaio primeiramente foi fixada a base da fresadora pneumática em uma chapa de aço, em seguida posicionou-se o corpo de prova, tentando obter o melhor centro para o furo. Com o auxílio de um microscópio de posicionamento localizou-se o centro da roseta. Após localizado o centro da roseta, a colagem o corpo de prova na chapa de aço foi feita. Aproximadamente 2 minutos após a colagem, verificou-se outra vez com o microscópio de posicionamento o centro a roseta, ajustando-o caso não estivesse exato. Retirou-se o microscópio e se inseriu a fresa cônica invertida de 1,8 mm de diâmetro na turbina de alta rotação, sendo cada quatro ensaios foi trocada a broca.

Após foi feita a montagem da turbina conforme a indicação do manual do equipamento foi ligado o medidor de micro deformação digital, configurado o para a leitura de um quarto de ponte, apresentado na FIG.19.

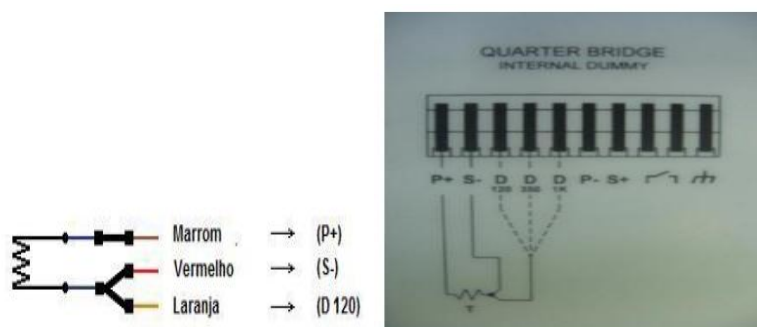


FIGURA 19 - Esquema de ligação utilizado nos ensaios pelo método do furo cego

Os extensômetros utilizados foram do tipo CEA-062-UM-120, que foi escolhido pela necessidade medir a tensão residual o mais próximo possível do cordão de solda. Seu posicionamento em relação ao cordão de solda teve como objetivo deixar seus gages alinhados ao eixo x (perpendicular ao cordão) e y (paralelo ao cordão). Esse posicionamento permite uma comparação com os resultados do método de difração de raios X. Na FIG. 20 é mostrado o aparelho usado para executar as furações, foi o equipamento de furação RS-200 / Vishay com uma broca de 1,8 mm de diâmetro.



FIGURA 20 - Fresadora de alta rotação e fresa cônica invertida

Os furos foram feitos até a profundidade de 1mm. Na TAB. 10, são apresentadas as diversas profundidades, que foram feitas as medidas de tensão residual com esta técnica.

TABELA 10 - Profundidades das medidas de tensão residual no método do furo cego

Tensões (Mpa)	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5	σ_6	σ_7	σ_8	σ_9	σ_{10}
Profundidade nas amostras (mm)	0,02	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9

Após procedimento de preparação para realização do ensaio, ligou-se o medidor de micro deformação, foram selecionados os canais a serem utilizados, ligaram-se os fios que foram soldados no terminal, em um quarto de ponte e em seguida foi feita a configuração do aparelho para realizar as leituras em micro deformações. Com a turbina em movimento, foi feito o posicionamento final da fresa sobre o centro da roseta. Com o auxílio de um micrometro, foi feita a aproximação da fresa até a superfície do extensômetro. Quando a película do extensômetro foi atingida, rotação da turbina foi interrompida e são zerados os canais do medidor de micro deformação novamente. Com o equipamento zerado é reiniciada a furação, com uma velocidade de aproximadamente 0,02 mm por

minuto até a profundidade de 1 mm. Todos os resultados foram anotados em uma tabela (micro deformações x profundidade) e posteriormente transcritos para o programa H-Drill.

Assim o medidor de micro deformações e o programa H-Drill, foram utilizados para medir as tensões residuais nas direções paralelas e perpendiculares aos cordões de solda e calcular as tensões principais, assim como para fazer a representação gráfica das tensões ao longo da profundidade de ambos os materiais da união.

Na FIG. 21 são mostradas as fotos da colagem do extensômetro, assim como do terminal e a execução da furação de uma amostra durante o ensaio.

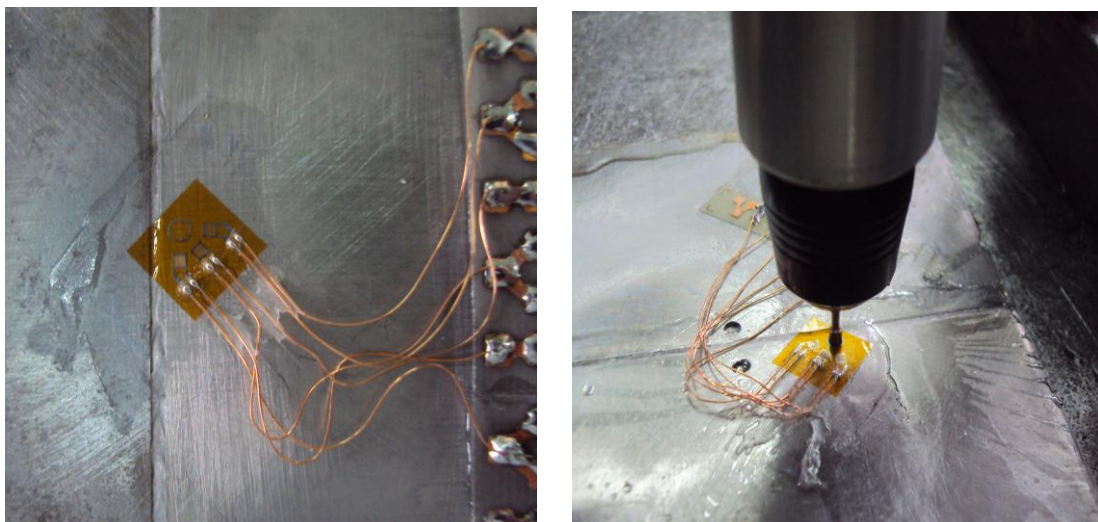


FIGURA 21- colagem strain gage, furação e coleta de dados

Além das medidas de tensão residual, os cordões de solda foram avaliados por diversas metodologias de análise. Entre elas, inspeção visual, microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV), microdureza vickers e de medições dimensionais. Essas análises tiveram como objetivo, determinar as dimensões do cordão de solda, sua geometria, profundidade de penetração, ocorrência de trincas ou porosidades na zona de fusão (ZF), assim como na zona termicamente afetada (ZTA) e seu perfil de dureza ao longo da união. O preparo das amostras para a sua observação no MO e no MEV após sua retirada da chapas soldadas obedeceu a seguinte ordem:

- Corte da amostra no equipamento Isomet;
- embutimento em resina acrílica;

- lixamento partindo da lixa 220 granas, 400 e 600 granas;
- polimento das amostras com pasta de diamante de $6\mu\text{m}$ e $1\mu\text{m}$ respectivamente;
- ataque seletivo para cada material, sendo utilizada a solução V2A para o AISI 304 e uma solução de Nital 5% para o AISI 1010.

Revelar a microestrutura da região de soldagem entre diferentes os aços, AISI 304 e AISI 1010, é muito difícil. Este tipo de união, entre materiais dissimilares, quando mergulhado em uma solução para revelar sua microestrutura ocorre à formação de pilha galvânica. Nesta pilha, o aço carbono comporta-se como anodo e o aço inoxidável como catodo, assim obtêm-se como resultado a superfície do AISI 1010 deteriorada pela solução de ataque metalográfico e a superfície do AISI 304 integra, sem sinais de ataque pela solução para revelar a microestrutura. Após várias tentativas frustradas, optou-se por um ataque seletivo como descrito a seguir.

Inicialmente, atacou-se o AISI 1010, com uma haste flexível com pontas de algodão aplicou-se o Nital (100 ml de álcool etílico + 5 ml de ácido nítrico (HNO_3)) na superfície do aço carbono até sua microestrutura ser revelada, em seguida a superfície foi lavada para se interromper o ataque. O próximo passo foi revelar a estrutura do AISI 304 e do cordão de solda, também se utilizando de uma haste flexível com pontas de algodão aplicou-se o V2A (50 ml de água + 50 ml de ácido clorídrico (HCl) + 5 ml de ácido nítrico (HNO_3)) na superfície do aço inoxidável até sua microestrutura ser revelada.

Na observação por microscópio óptico da seção transversal do cordão de solda investigou-se a geometria do cordão, a profundidade de penetração e a ocorrência de trincas na zona termicamente afetada (ZTA) e na zona de fusão (ZF). A possibilidade de formação de poros, gerados pelo colapso do *keyhole* também foi investigada na zona de fusão. Esta investigação foi feita para todas as condições de soldagem, e o equipamento utilizado foi um microscópio óptico marca Leica, modelo MDLP do Centro de Lasers e Aplicações do IPEN.

A análise por microscopia eletrônica de varredura (MEV) foi realizada no equipamento da marca Philips modelo XL30 do CCTM (Centro de Ciências e Tecnologia dos Materiais) do IPEN, em que foram investigadas a seção

transversal das uniões e a sua microestrutura. Esta análise foi feita ao longo da seção transversal principalmente na interface entre a zona de fusão (ZF) e os materiais de base.

No ensaio de microdureza Vickers o equipamento usado para as medidas foi o microdurômetro da marca Leika modelo Miniload 2. Estas medidas foram feitas a um passo de 0.2 mm partindo do centro da união para ambos os lados. Foi utilizada uma carga de 100 gramas ao longo de uma linha paralela à superfície, e situada a uma profundidade de 1 mm em relação a esta, que mediu a microdureza ao longo da seção transversal das amostras, em ambos os materiais e na ZF.

Também foi realizado ensaio mecânico de tração com o objetivo de verificar a eficiência das soldas nas suas diversas condições e o ensaio mecânico de fadiga, que se relaciona com a tensão residual a que está submetida à união dos materiais. Os ensaios de tração e de fadiga foram realizados no laboratório de ensaios mecânicos do IPEN, nos equipamentos INSTRON 4400R e no equipamento INSTRON 1334, conforme FIG. 22 e FIG. 23, respectivamente.

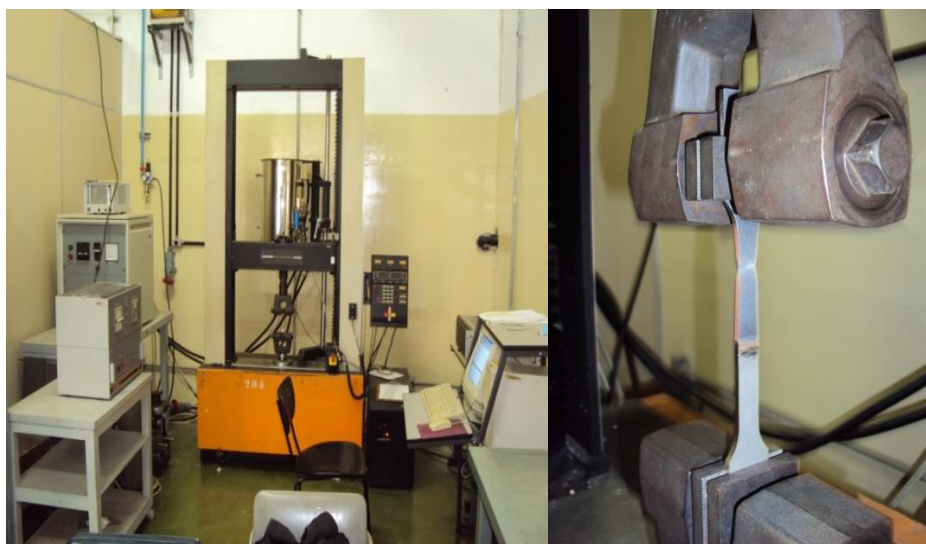


FIGURA 22 - Aparelho utilizado no ensaio de tração



FIGURA 23 - Aparelho utilizado no ensaio de fadiga

Com base na tensão de escoamento do corpo de prova, obtido experimentalmente no ensaio de tração, foram selecionados os parâmetros para o ensaio de fadiga, utilizando uma célula de carga de 50 toneladas com fundo de escala em 5%. O ensaio realizado foi o de ciclo de tensões repetidas, que tem uma dependência regular e senoidal em relação ao tempo e os valores máximos e mínimos são assimétricos em relação ao nível zero de carga. A escolha por esse ensaio se deve a impossibilidade de se aplicar uma carga compressiva no corpo de prova em razão de sua espessura reduzida. Assim a carga selecionada para esse ensaio foi de 1050 kgf, ou seja, 97,22% da carga em que ocorreu o escoamento do material, obtida experimentalmente no ensaio de tração. O valor mínimo por sua vez foi de aproximadamente 0 kgf. Sendo assim, a carga média é calculada pela equação (29):

$$K_m = \frac{K_{\text{máx}} + K_{\text{min}}}{2} \quad (29)$$

Onde :

K_m : carga média

$K_{\text{máx}}$: carga máxima

K_{min} : carga mínima

$$K_m = \frac{1050 + 0}{2}$$

$K_m = 525 \text{ kgf}$, ou seja, aproximadamente 49% da tensão de escoamento do aço carbono, dentro da faixa entre 30 a 60%, recomendada para o valor da tensão média nos ensaios de fadiga dos aços [73].

Na TAB.11, são apresentados os parâmetros utilizados nesse ensaio.

TABELA 11 - Parâmetros utilizados no ensaio de fadiga.

Célula de carga (C.C.)	Fundo de escala (F.E.)	Carga max.	Carga min.
50.000 kgf	2.500 kgf	1050 kgf	0 kgf
100% da C.C	5% da C.C.	42% do F.E.	0 % do F.E.

O software Minitab 15 foi utilizado para auxiliar na estruturação dos gráficos e diagramas de influência das variáveis investigadas. A interpretação dos dados permitiu confrontar o efeito de cada variável, e verificar a viabilidade de otimização do processo.

6 RESULTADOS E DISCUSSÕES

6.1 Microscopia Óptica e Eletrônica de Varredura

Nas análises iniciais por microscopia ótica foram observadas a geometria, a penetração e também foram medidas as dimensões do cordão de solda. Nas FIG. 24 a 31 são apresentadas as micrografias das seções transversais.

Com base nas análises obtidas por microscopia ótica, verificou-se a geometria do cordão típica de soldagem por *keyhole* (soldagem profunda). Nota-se que o aumento da potência do laser aumenta o volume da zona de fusão e o aumento da velocidade reduz este volume. O posicionamento do foco do feixe laser em uma profundidade maior também reduziu o volume da zona de fusão, pois o deslocamento da posição focal no sentido de se posicionar abaixo da superfície do material faz que o diâmetro do feixe incidente na superfície do material aumente. Este fato diminui, portanto, a densidade de potência do feixe.

No experimento as amostras 1, 2, 3 e 4 foram soldadas com o foco posicionado 0,5 mm abaixo da superfície, e as amostras 5, 6, 7 e 8 foram soldadas com o foco posicionado 3 mm abaixo da superfície. Observou-se que as menores penetrações foram obtidas nas condições de menor potência e maior velocidade (amostras 3 e 7). Com o foco a 3 mm abaixo da superfície apenas em uma das quatro condições investigadas se obteve a penetração total, sendo esta na condição de maior potência e menor velocidade (amostra 6). Na TAB.12 as profundidades de penetração e as suas respectivas larguras, na superfície e raiz, são apresentadas nas diversas condições de soldagem. Em todas as condições estudadas não foram observadas porosidades ou trincas na zona de fusão (ZF) e na zona termicamente afetada (ZTA).

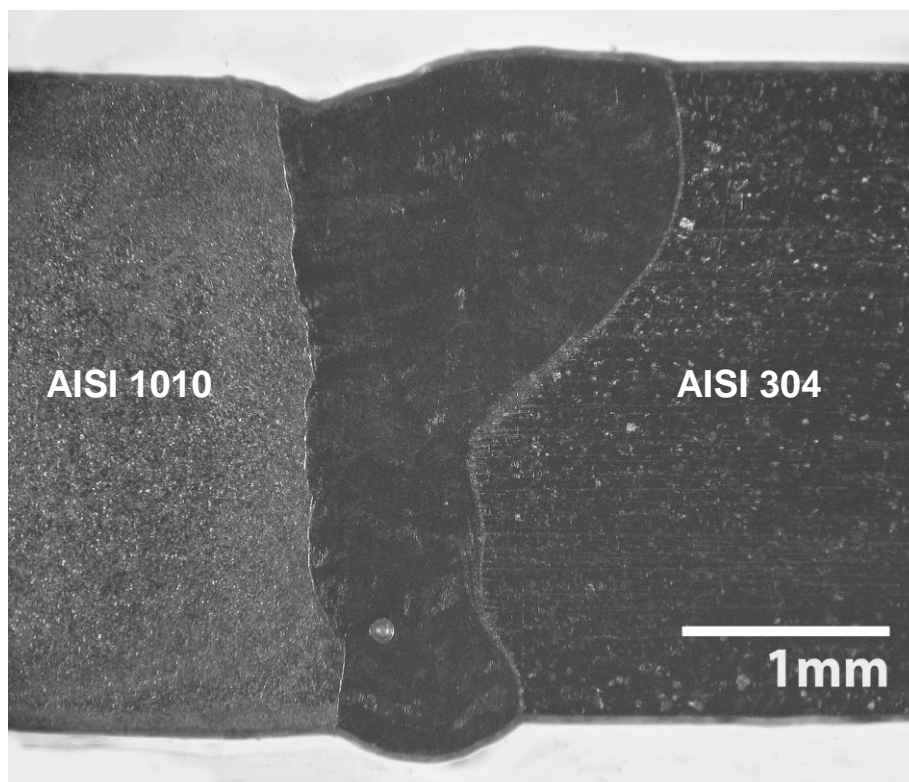


FIGURA 24 - Amostra1 ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = - 0,5 \text{ mm}$)

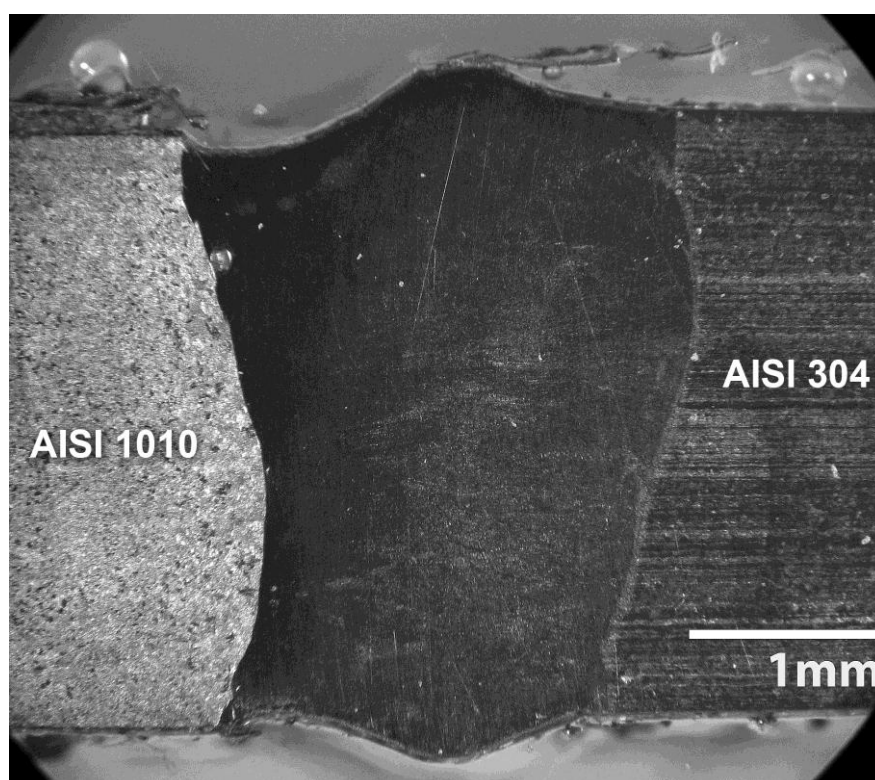


FIGURA 25 - Amostra 2 ($P = 3 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = - 0,5 \text{ mm}$)

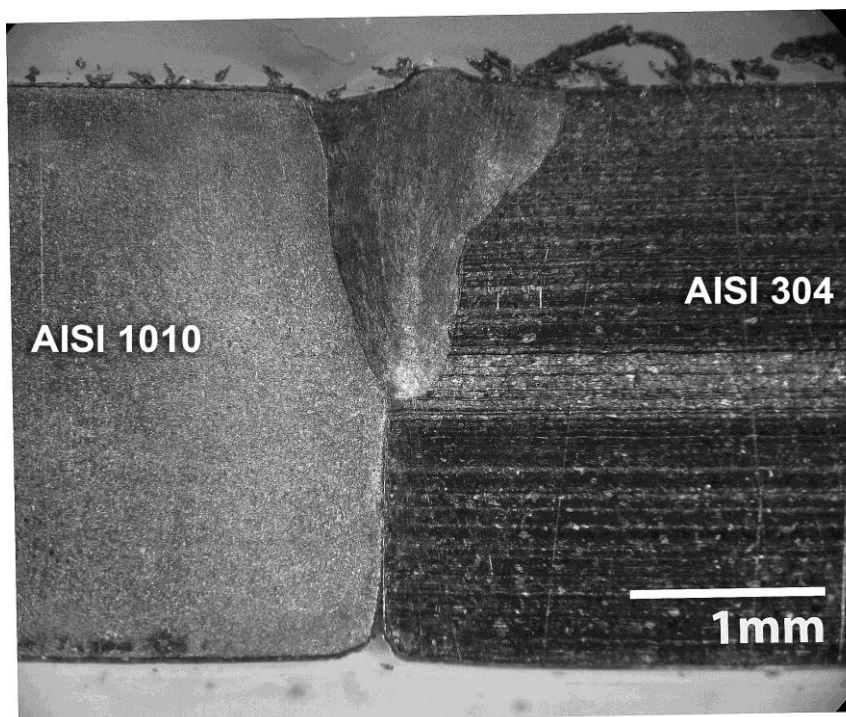


FIGURA 26 - Amostra 3 ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = - 0,5 \text{ mm}$)

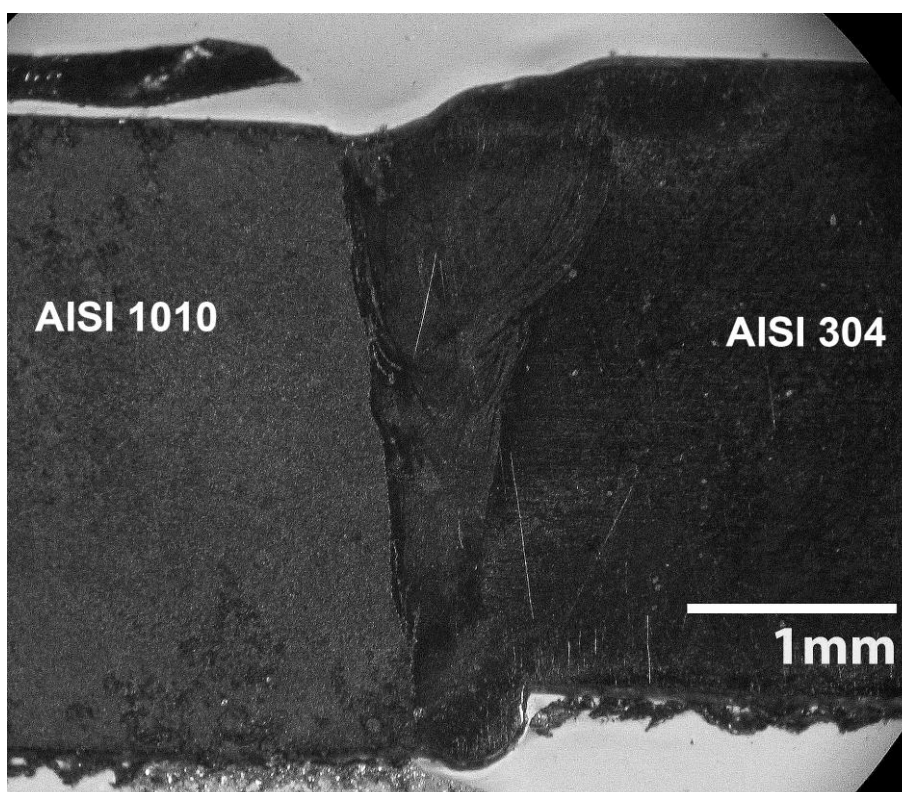


FIGURA 27 - Amostra 4 ($P = 3 \text{ kW}$; $V = 3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = - 0,5 \text{ mm}$)

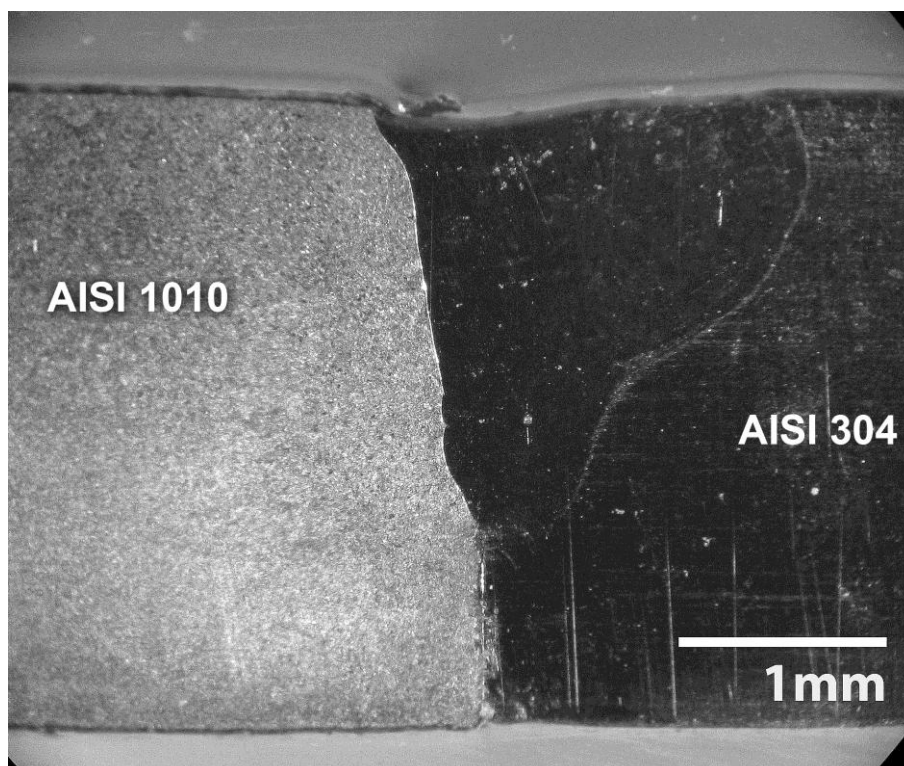


FIGURA 28 - Amostra 5 ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = -3 \text{ mm}$)

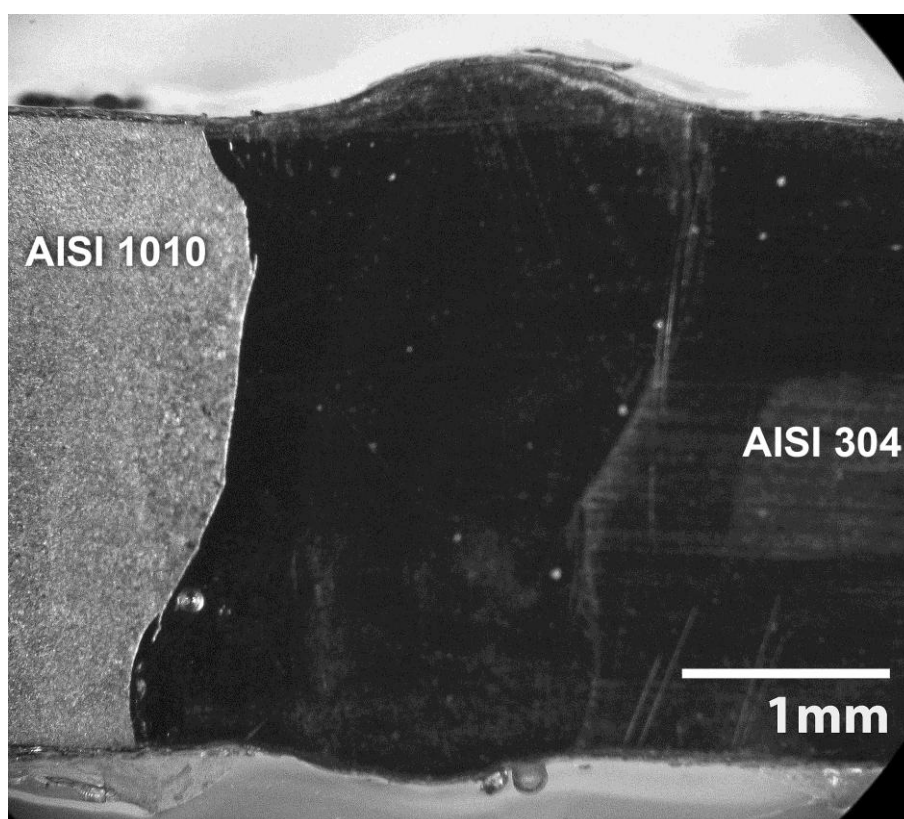


FIGURA 29 - Amostra 6 ($P = 3 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$; $F = -3 \text{ mm}$)

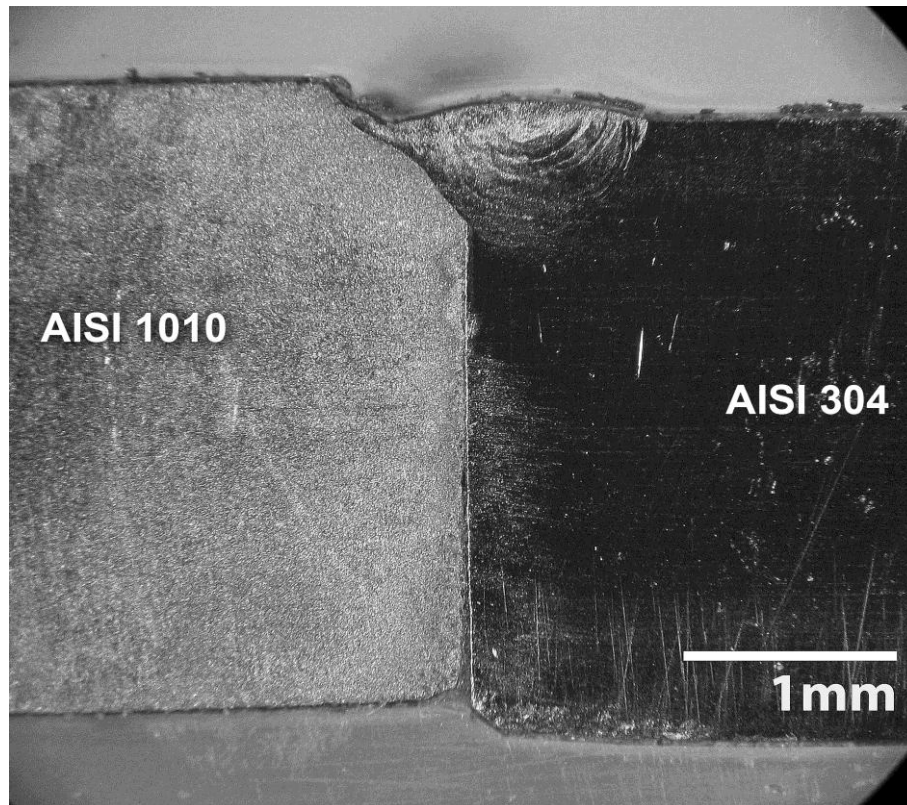


FIGURA 30 - Amostra 7 ($P= 2 \text{ kW}$; $V = 3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ $F = - 3 \text{ mm}$)

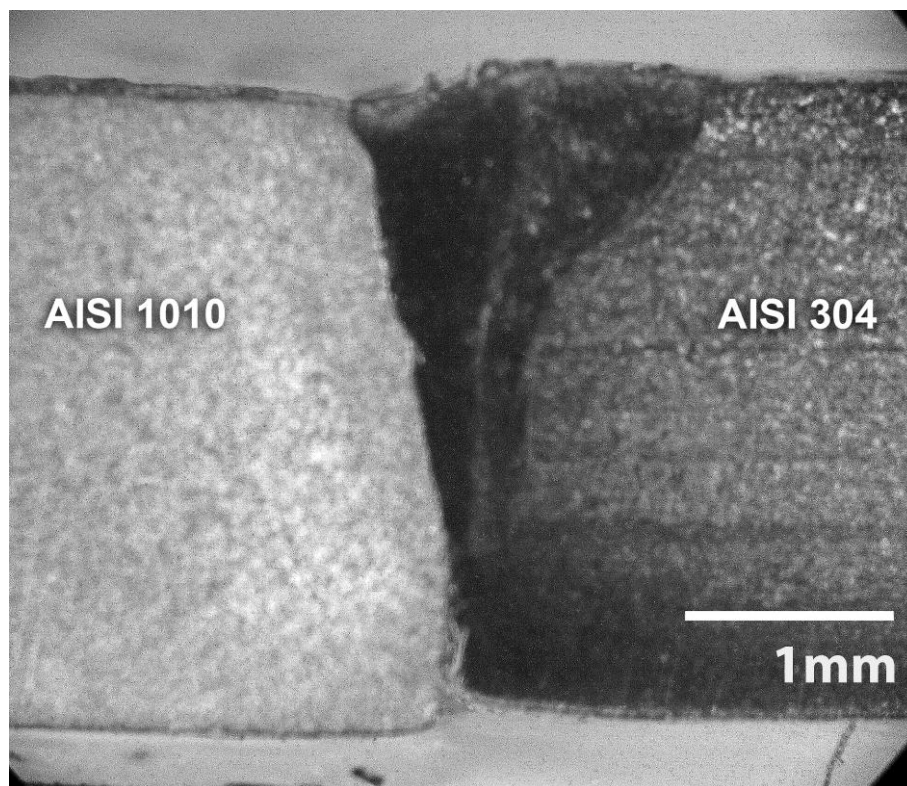


FIGURA 31- Amostra 8 ($P= 3 \text{ kW}$; $V= 3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$; $F = - 3 \text{ mm}$)

TABELA 12- Profundidades de penetração e largura, na superfície e raiz do cordão, obtidas nas soldagens

Amostras	Prof. de penetração	Larg.do cordão na superfície	Larg.do cordão na raiz
Am. 1	total	2 mm	0,9 mm
Am. 2	total	2,4 mm	2 mm
Am. 3	1,6 mm	1,3 mm	0,3 mm
Am. 4	total	1,4 mm	0,45 mm
Am. 5	2 mm	2 mm	0,3 mm
Am. 6	total	2,4 mm	2,1 mm
Am. 7	0,6 mm	1,4 mm	0,4 mm
Am. 8	2,3 mm	1,8 mm	0,2 mm

A investigação por microscopia óptica das amostras na interface entre a zona de fusão e a zona afetada pelo calor mostra alterações microestruturais em uma região estreita. Observa-se na FIG. 32, que próximo a zona de fusão o AISI 1010 apresenta uma redução no tamanho de grão. Na FIG. 33 é evidente que a zona de fusão tem uma microestrutura refinada, difícil de ser revelada, devido a presença de elementos de liga nessa região. Na FIG. 34 observa-se na estrutura do AISI 304, que as linhas características de processo de laminação atingem a zona de fusão em alguns pontos, o que evidencia que a zona afetada pelo calor nesta região é estreita.



FIGURA 32 - Microscopia óptica amostra 1, região AISI 1010-Zona de Fusão



FIGURA 33 - Microscopia óptica amostra 1, região Zona de Fusão

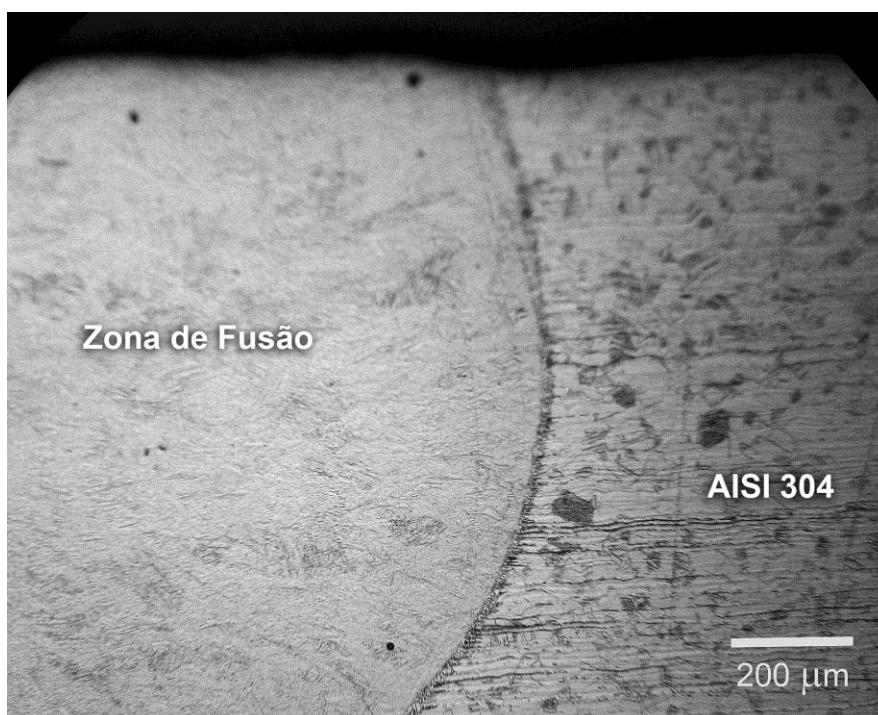


FIGURA 34- Microscopia óptica AM 01, região AISI 304-Zona de Fusão

Nas análises realizadas no microscópio eletrônico de varredura (MEV) foram selecionadas duas amostras (amostras 2 e 4), em que foram obtidas soldas com penetração total. A investigação destas uniões no MEV apresentou em

ambas às amostras, que zona de fusão (ZF) apresenta uma microestrutura homogênea sem a presença de trincas ou porosidades. Na FIG. 35, são mostradas as interfaces entre a zona de fusão (ZF) e os materiais base da união dissimilar. Observa-se nesta figura, (a), com melhor clareza, que próximo a zona de fusão o AISI 1010 apresenta uma microestrutura refinada. Essa característica também ocorre na zona de fusão e é difícil de ser revelada, também pela presença de elementos de liga que dificultaram o ataque dessa região. Na estrutura do AISI 304, (b), observa-se que as linhas características de processo de laminação atingem em alguns pontos a zona de fusão confirmando a estreita zona afetada pelo calor nesta região.

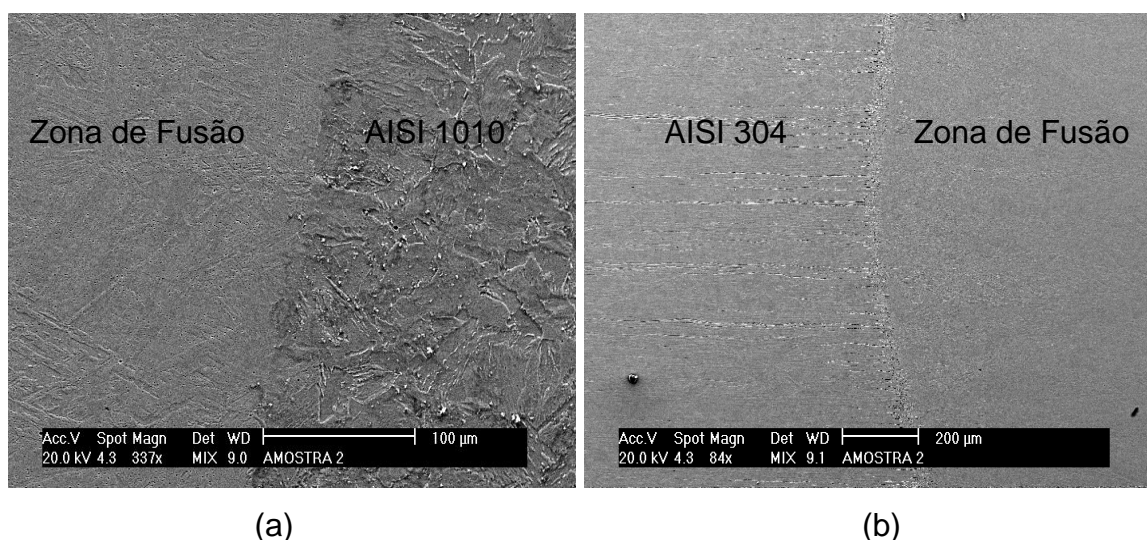


FIGURA 35 - Em (a) interface entre a o AISI 1010 e a zona de fusão (ZF) e em (b) interface entre AISI 304 e a zona de fusão (ZF)

6.2 Medidas de tensão residual pelo método de difração de raios X

As medidas de tensão residual pelo método de difração de raios X são apresentadas nos gráficos das figuras 36 e 37, que mostra o comportamento da tensão residual média das amostras soldadas com os mesmos parâmetros.

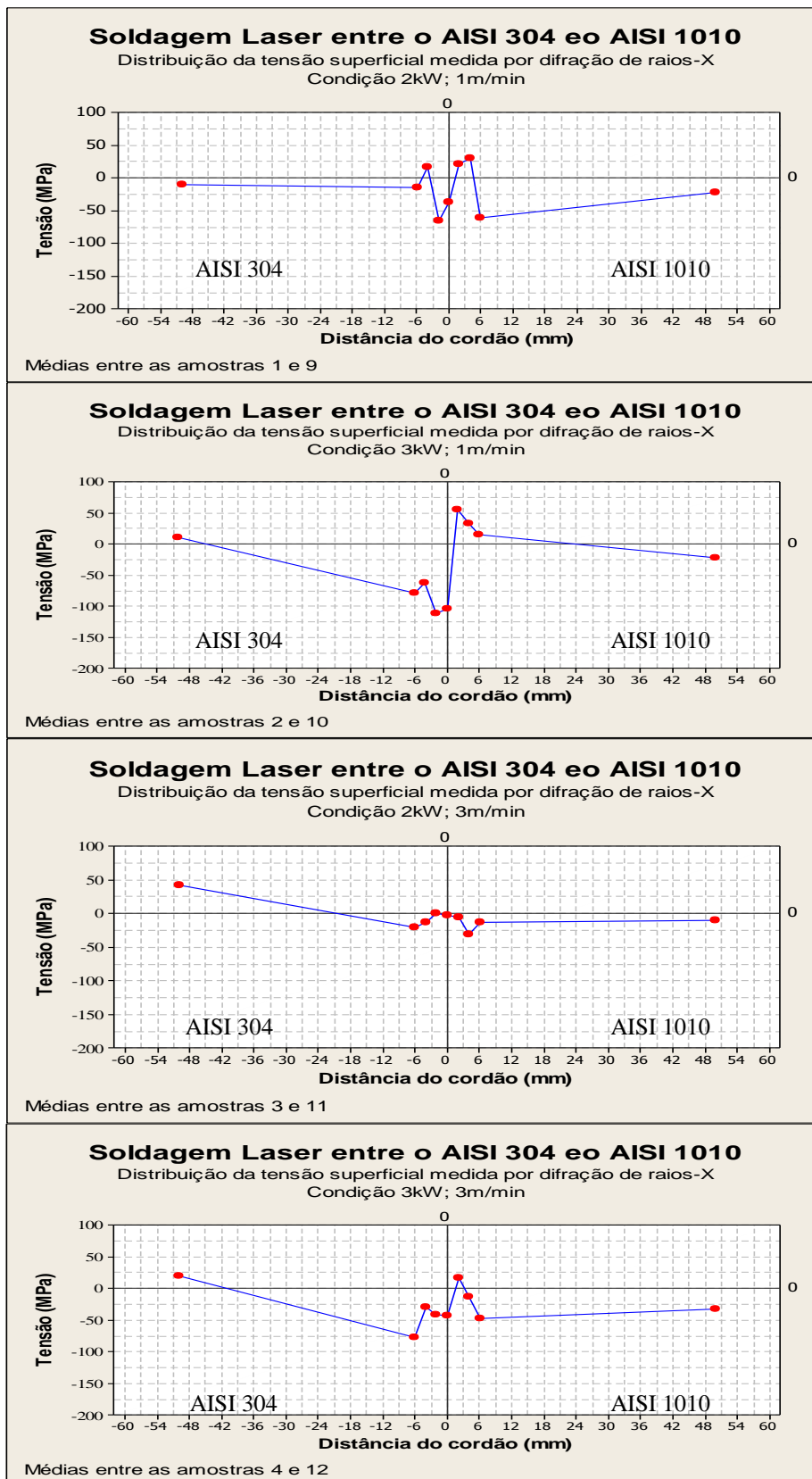


FIGURA 36 - Distribuição da tensão residual superficial obtida por difração de raios X. ($F = -0,5 \text{ mm}$)

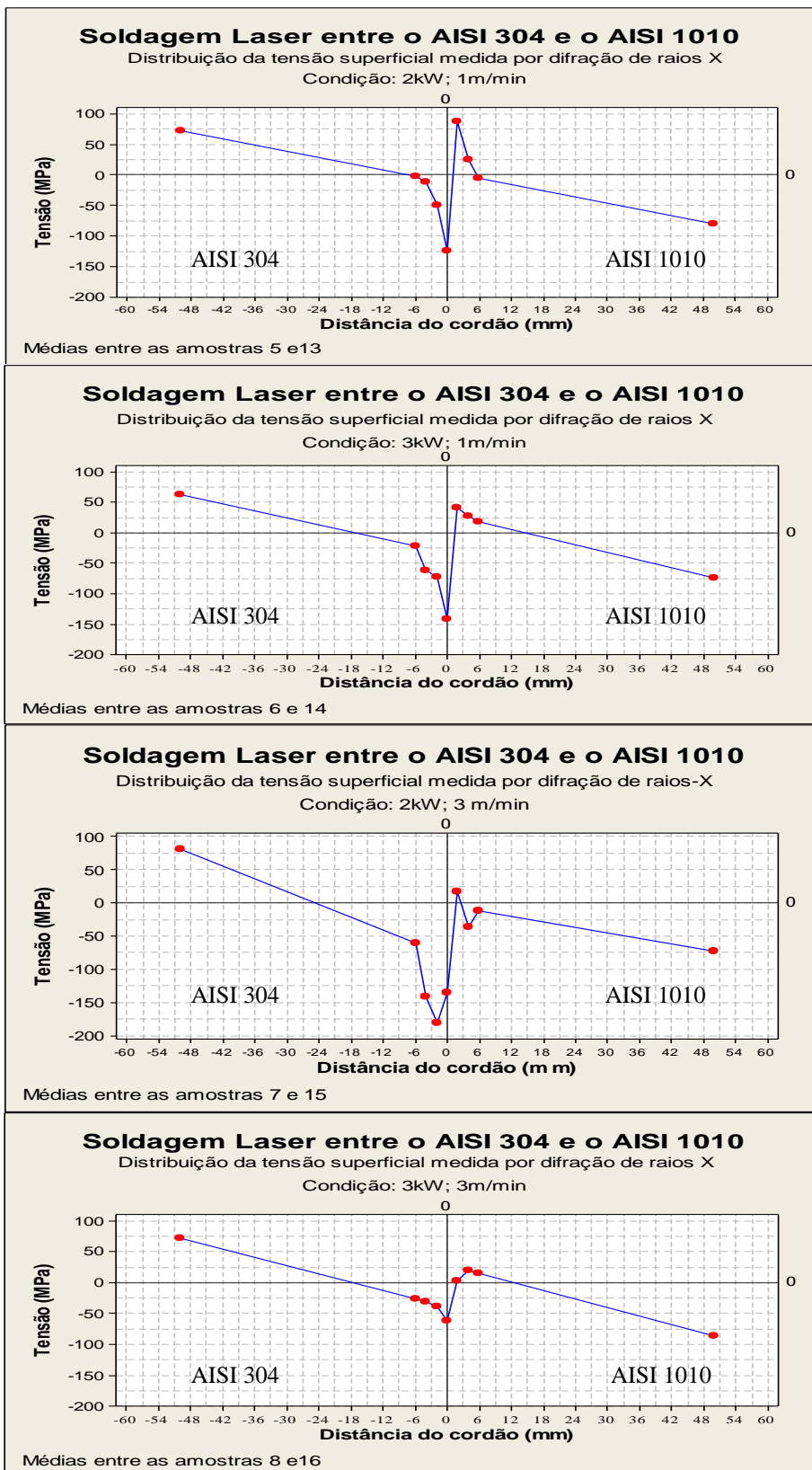


FIGURA 37 - Distribuição da tensão residual superficial obtida por difração de raios X. (F = - 3 mm)

Em todas as condições de soldagem investigadas, com o foco a 3 mm abaixo da superfície da amostra, os cordões de solda apresentaram tensões residuais compressivas. Na ZTA do aço inoxidável foram observadas em todas as amostras, tensões residuais compressivas atingindo um valor máximo de 180 MPa a 2 mm do cordão para condição de 2 kW de potência (P) e velocidade (V) de $3 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. A medida que se afasta do cordão a tensão residual tende ao valor do material base. No aço carbono a ZTA de todas as amostras apresentaram baixas tensões residuais de tração, atingindo um valor máximo de 87 MPa a 2 mm da borda do cordão para condição de $P = 2 \text{ kW}$ e $V = 1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, e como no caso anterior, tendendo a tensão do material base à medida que afasta-se do cordão.

Nas condições de soldagem com o foco a 0,5 mm abaixo da superfície das amostras, os cordões de solda também apresentaram tensões residuais compressivas, porém com valores menores, que não ultrapassaram 105 MPa. No aço inoxidável em todas as amostras foram observados baixos valores de tensões residuais compressivas na ZTA, atingindo um valor máximo de 112 MPa a 2 mm do cordão para a condição de $P = 3 \text{ kW}$ e $V = 1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$. Em relação a condição anterior, com o foco 3mm abaixo da superfície da amostra, a tensão residual, embora mais baixa, apresenta oscilações a medida que se afasta do cordão. No aço carbono a ZTA das amostras apresentaram baixas tensões residuais, que oscilam entre valores de tração e de compressão, atingindo um valor máximo de tração de 55 MPa a 2 mm da borda do cordão para condição de $P = 3\text{kW}$ e $V = 1 \text{ m}/\text{min}$, e um valor máximo de compressão de 60 MPa a 6mm do cordão para a condição de $P = 2 \text{ kW}$ e $V = 1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$, porém, como no caso anterior, tendendo a tensão do material base a medida que afasta-se do cordão.

6.3 Medidas de Tensão residual pelo método do furo cego

As medidas de tensão residual pelo método do furo cego também são apresentadas em gráficos que mostram o comportamento da tensão residual média das amostras soldadas com os mesmos parâmetros.

No lado do aço baixo carbono AISI 1010, foi possível identificar para o foco posicionado a - 0,5 mm em relação à superfície da amostra os melhores resultados, pois os valores de tensão residual são os menores, como pode ser

observado na tabela 13 e nas FIG. 38 a 45.. Nas amostras com o foco posicionado 3 mm abaixo da superfície, são verificados os maiores valores de tensão residual, embora tenham uma faixa menor de variação. Apesar dos maiores valores de tensão residual em relação ao foco na posição de 0,5 mm, com exceção a condição de maior potência (3 kW), menor velocidade (1 m.min⁻¹) e foco – 3 mm, os resultados experimentais da tensão residual no lado do aço carbono AISI 1010 podem ser considerados de baixos valores de tensão residual.

TABELA 13 - Valores experimentais de tensões residuais principais obtidas das médias das amostras pelo método do furo cego (AISI 1010)

Amostras	P	V	F	σ_{Princ} (MPa)	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5	σ_6	σ_7	σ_8	σ_9	σ_{10}
	(kW)	(m.min ⁻¹)	(mm)	Profun d. (mm)	0,02	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
1 e 9	2	1	-0,5		25	21	19	39	54	53	38	17	-4	-23
2 e 10	3	1	-0,5		68	71	65	48	23	4	6	29	62	97
3 e 11	2	3	-0,5		22	28	57	77	82	70	43	5	-38	-36
4 e 12	3	3	-0,5		29	5	66	89	94	90	86	103	123	146
5 e 13	2	1	-3		178	171	164	154	142	125	106	85	64	45
6 e 14	3	1	-3		211	213	219	224	223	218	210	201	191	181
7 e 15	2	3	-3		72	64	57	49	40	31	21	11	1	-10
8 e 16	3	3	-3		118	129	138	141	135	122	102	78	53	27

Método Integral

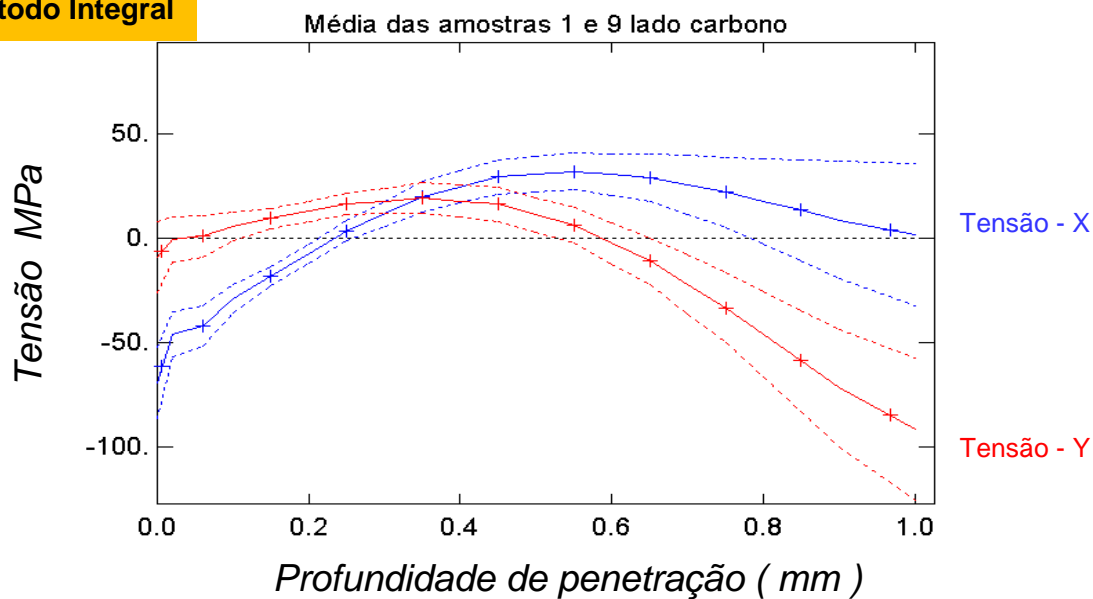


FIGURA 38 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ $F = - 0,5 \text{ mm}$)

Método Integral

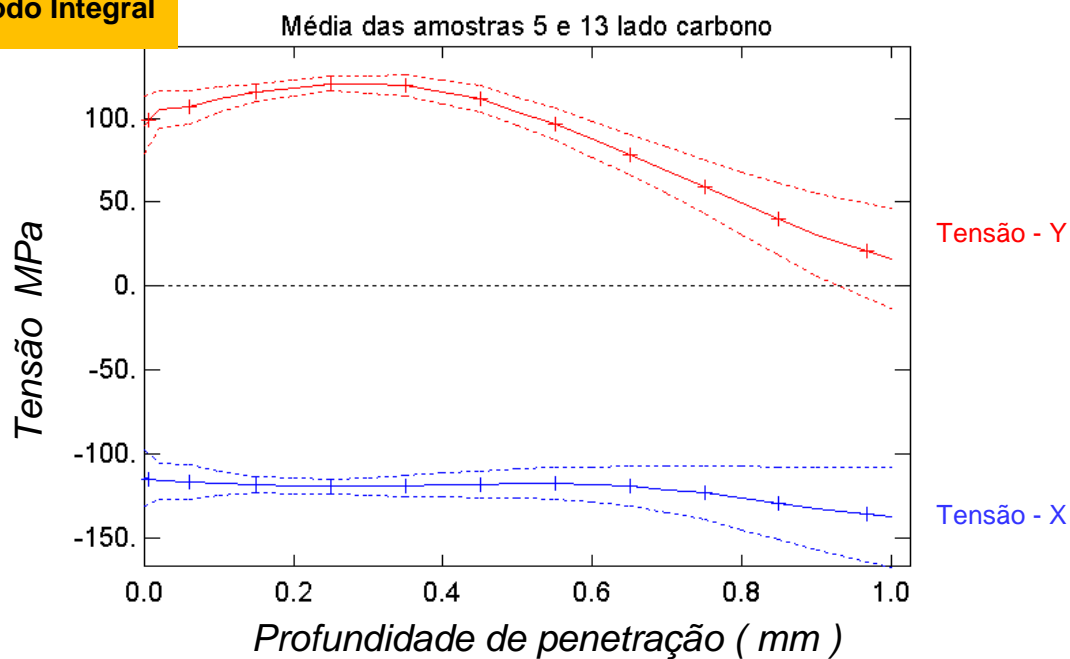


FIGURA 39 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m}\cdot\text{min}^{-1}$ e $F =: - 3 \text{ mm}$)

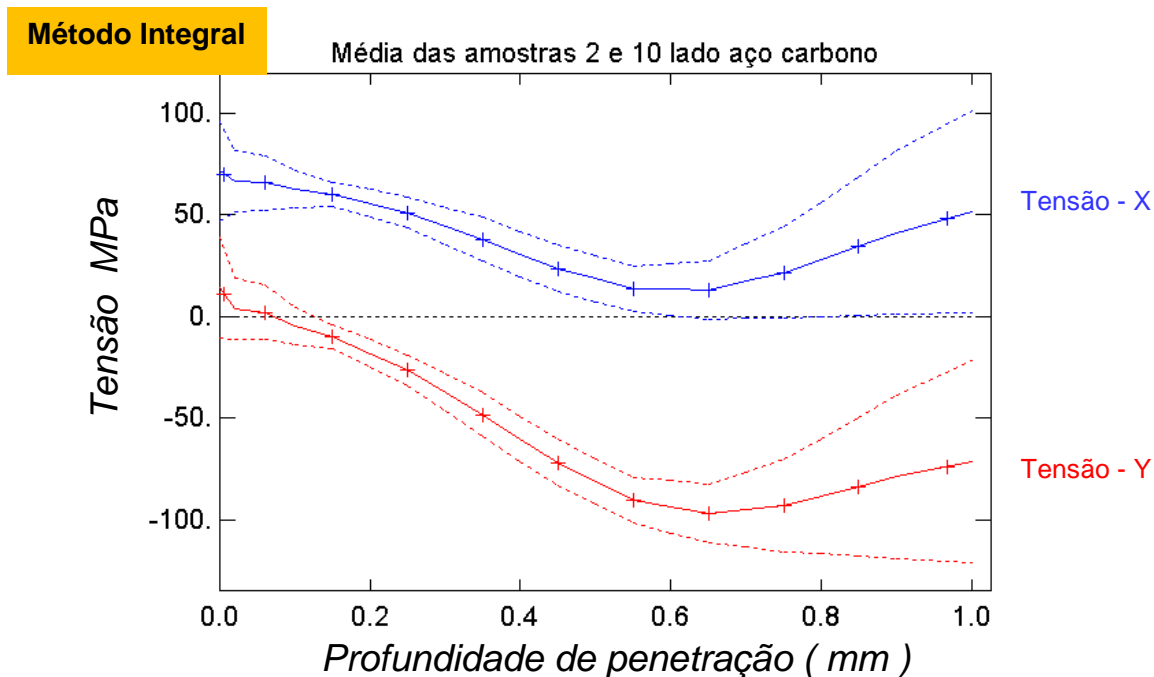


FIGURA 40 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 3 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m.min}^{-1}$ e $F = -0,5 \text{ mm}$)

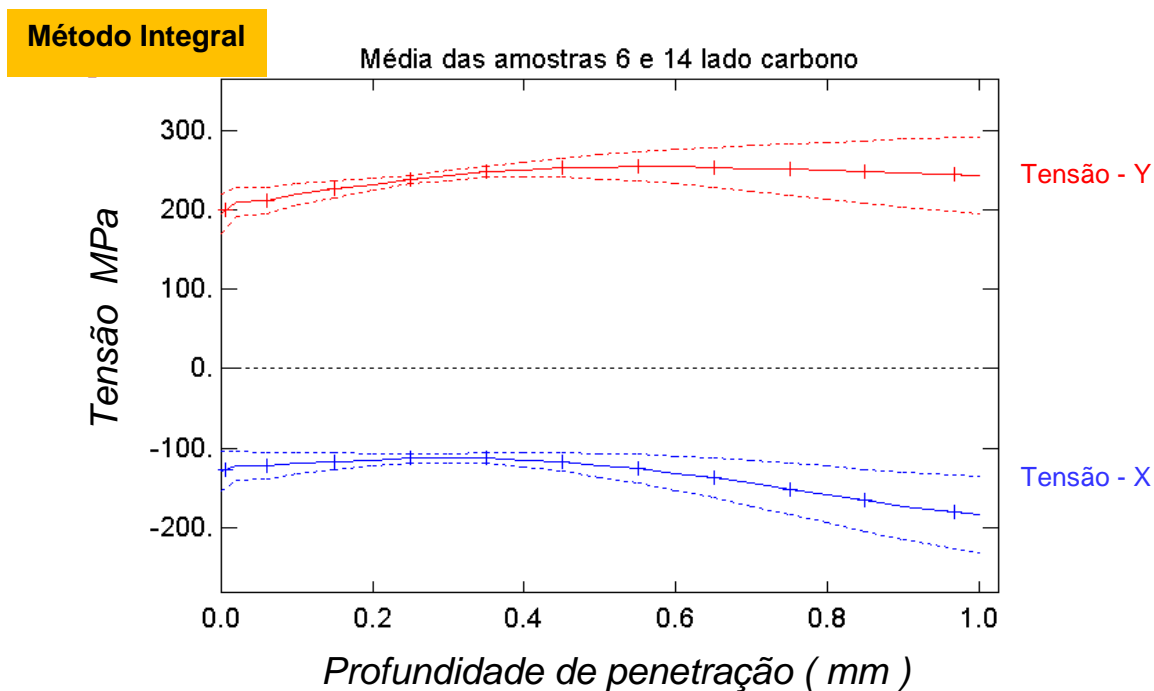


FIGURA 41 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 3 \text{ kW}$; $V = 1 \text{ m.min}^{-1}$ e $F = -3 \text{ mm}$)

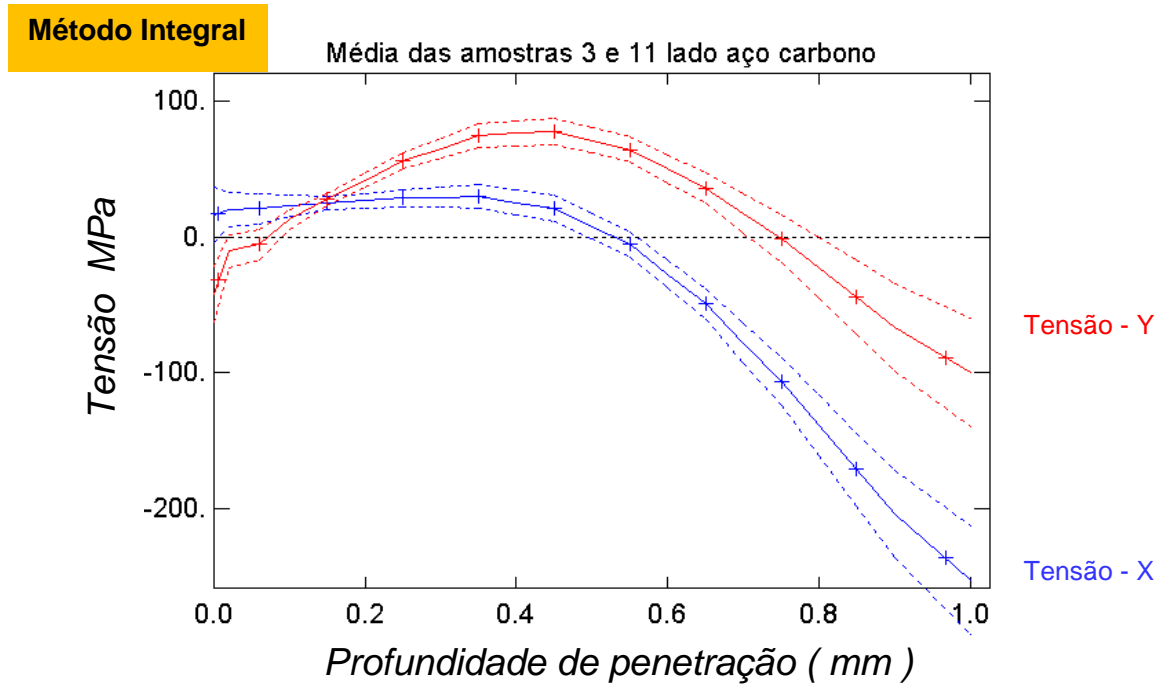


FIGURA 42 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e $F = - 0,5 \text{ mm}$)

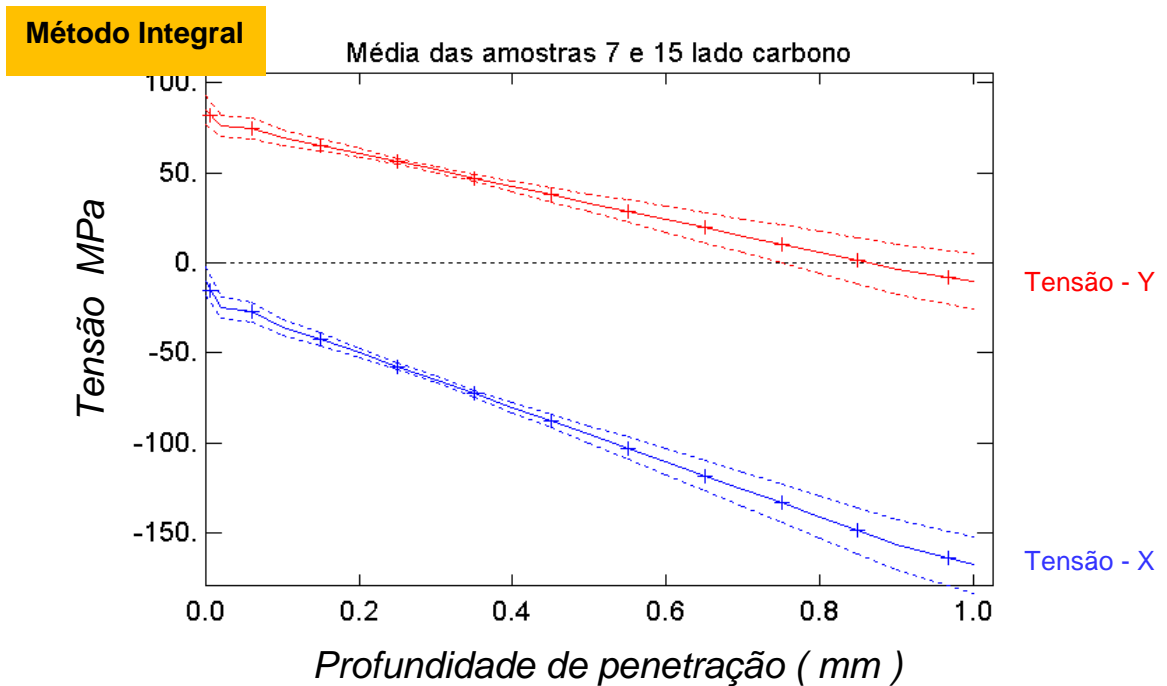


FIGURA 43 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 - ($P = 2 \text{ kW}$; $V = 3 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ e $F = - 3 \text{ mm}$)

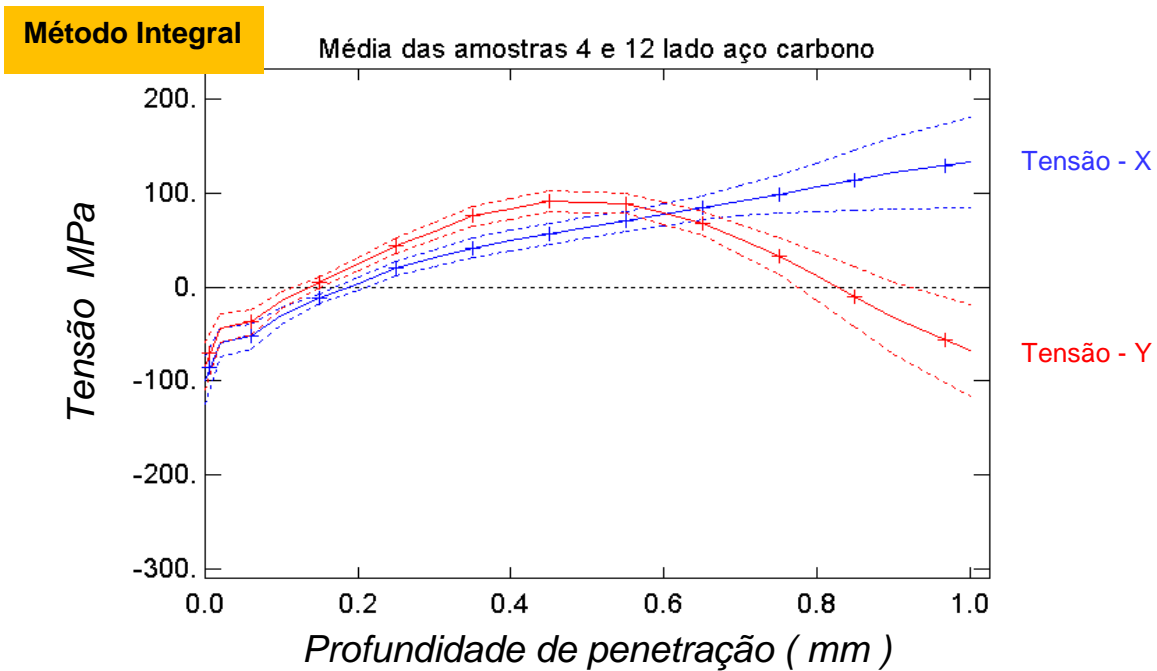


FIGURA 44 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 – (P = 3 kW ; V = 3m.min⁻¹ e F = - 0,5 mm)

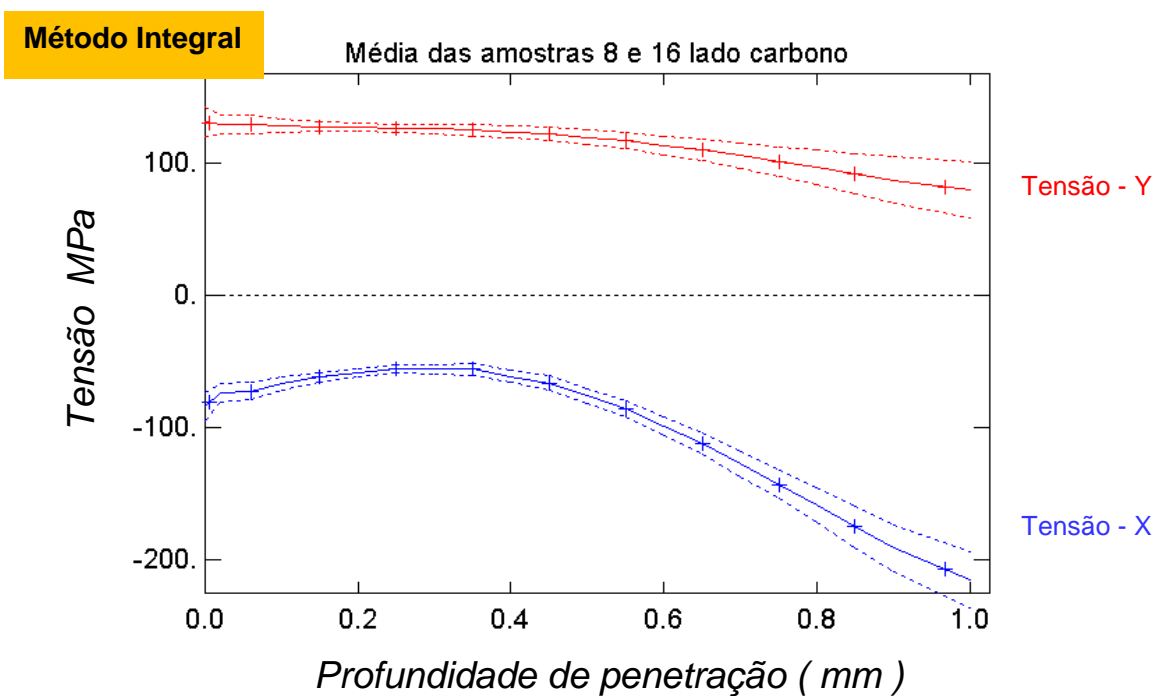


FIGURA 45 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 1010 (P = 3 kW ; V = 3 m.min⁻¹ e F = - 3 mm)

Na análise dos resultados no lado do aço inoxidável AISI 304, os melhores resultados foram obtidos para o foco posicionado a 3 mm abaixo da superfície da amostra. Em relação a velocidade, as condições de baixa velocidade de soldagem geram valores de tensão menores. Nas amostras com o foco posicionado a 0,5mm abaixo da superfície, são verificados os maiores valores de tensão nas condições de baixa velocidade. Nas condições de maior velocidade, em ambas as posições focais foram obtidos baixos valores de tensão residual independentemente dos fatores potência e posição focal, porém com maior variância de valores, que oscilaram entre tração e compressão.

Na análise das tensões principais coletadas pelo método do furo cego, com relação à potência do laser, pode-se verificar que a potência 2 kW quando associada a velocidade de 1 m.min⁻¹ e posição focal -0,5mm produz a tensão residual máximas do lado do aço inoxidável de 245 MPa, valor próximo da tensão de escoamento do material. Por outro lado, para a potência 2 kW associada a velocidade de 1m.min⁻¹, e foco -3mm, isto é, só variando a posição do foco em relação ao parâmetro anterior, foram obtidos baixos valores de tensão que não superaram 36 MPa.

Quando se associou a potência 2 kW a velocidade de 3 m.min⁻¹, a união manteve, em ambas posições focais, tensões residuais com tendências compressivas e de baixo valor que não superaram os 140 MPa.

A associação da potência 3 kW a velocidade de 1 m.min⁻¹, em ambas as posições focais, foram registrados os maiores valores de tensão residual.

Com a potência 3 kW e a velocidade de 3 m.min⁻¹, a união manteve, em ambas posições focais, tensões residuais de baixo valor. Seu valor máximo foi de 82 MPa (tração) com posição focal -0,5mm com uma tendência para valores de compressão a medida que aumentava-se a profundidade do furo. O valor de 132 MPa (tração) foi obtido com posição focal a -3mm, (TAB. 14) e (FIG. 46 a 53).

TABELA 14 - Valores experimentais de tensão residual em MPa obtidas das médias das amostras pelo método do furo cego - AISI 304

Amostras	P (kW)	V (m.min ⁻¹)	F (mm)	σ_{Princ} (MPa)	σ_1	σ_2	σ_3	σ_4	σ_5	σ_6	σ_7	σ_8	σ_9	σ_{10}
				Profun d. (mm)	0,02	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8	0,9
1 e 9	2	1	-0,5		108	132	156	176	194	207	217	226	235	245
2 e 10	3	1	-0,5		-31	1	37	78	122	165	208	251	294	336
3 e 11	2	3	-0,5		-30	54	114	140	135	113	89	68	53	40
4 e 12	3	3	-0,5		0	22	51	75	82	78	65	40	1	-46
5 e 13	2	1	-3		8	9	9	10	12	15	19	25	30	36
6 e 14	3	1	-3		11	-4	-13	3	45	83	122	163	206	250
7 e 15	2	3	-3		-21	-16	-12	-7	-3	2	6	11	15	20
8 e 16	3	3	-3		0	26	52	76	96	113	123	127	129	132

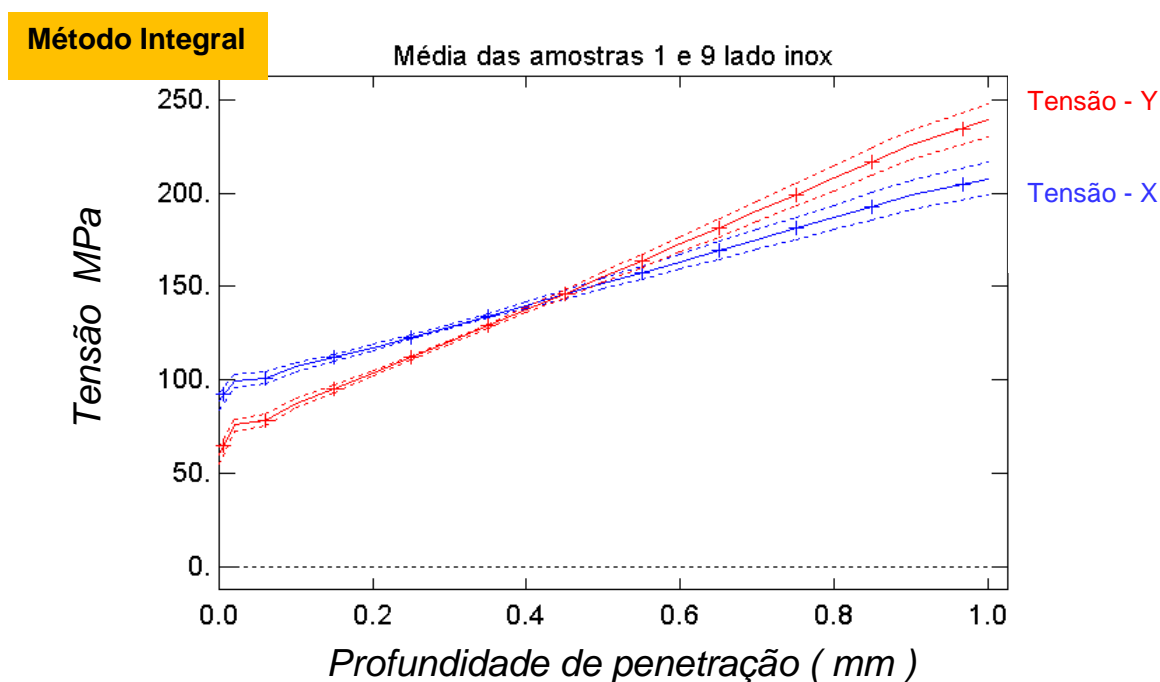


FIGURA 46 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 - (P= 2 kW; V = 1 m.min⁻¹ F = - 0,5 mm)

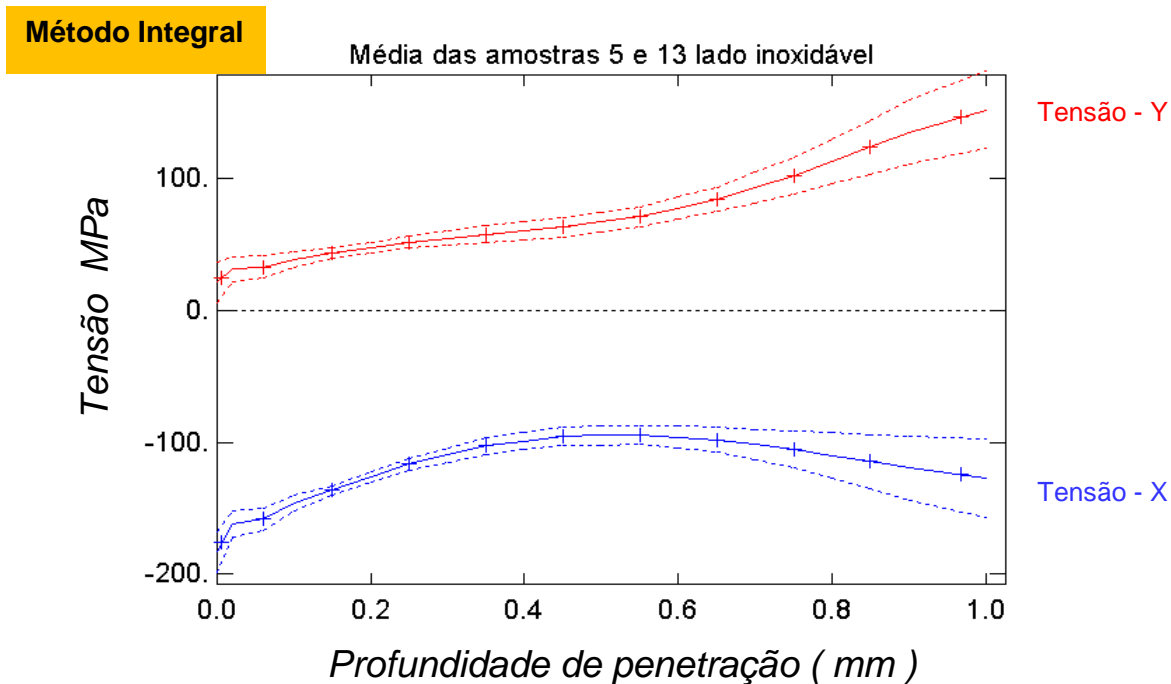


FIGURA 47 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 1 m.min⁻¹ e F = - 3 mm)

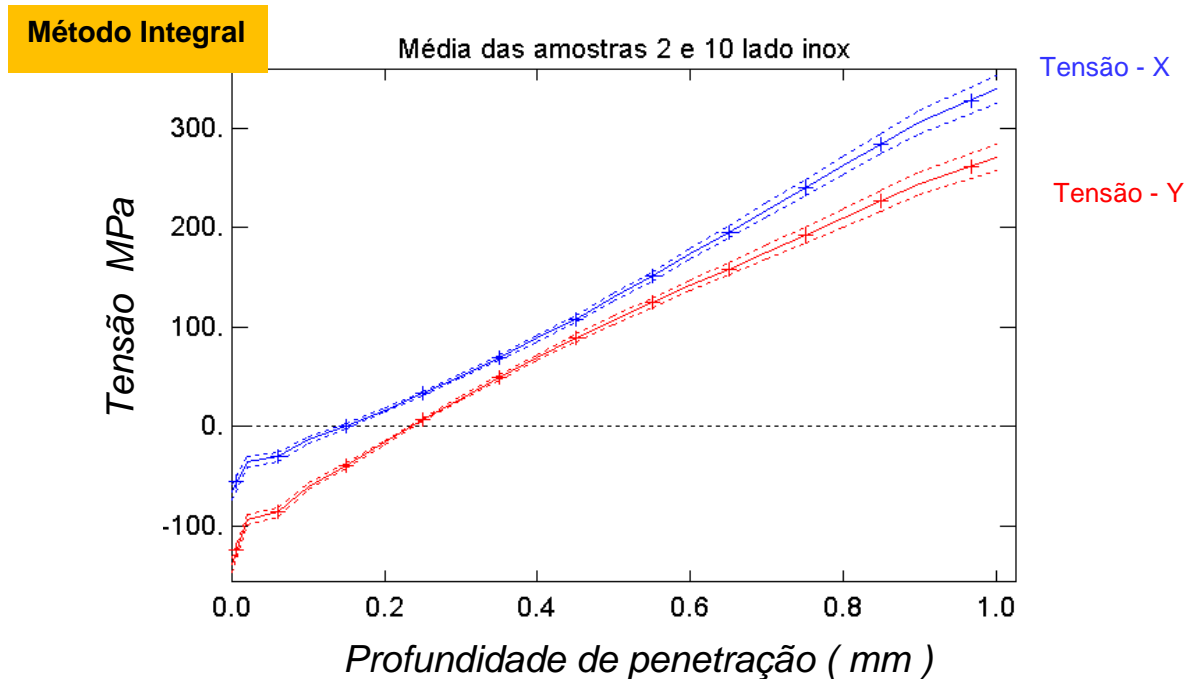


FIGURA 48 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 1 m.min⁻¹ e F = - 0,5 mm)

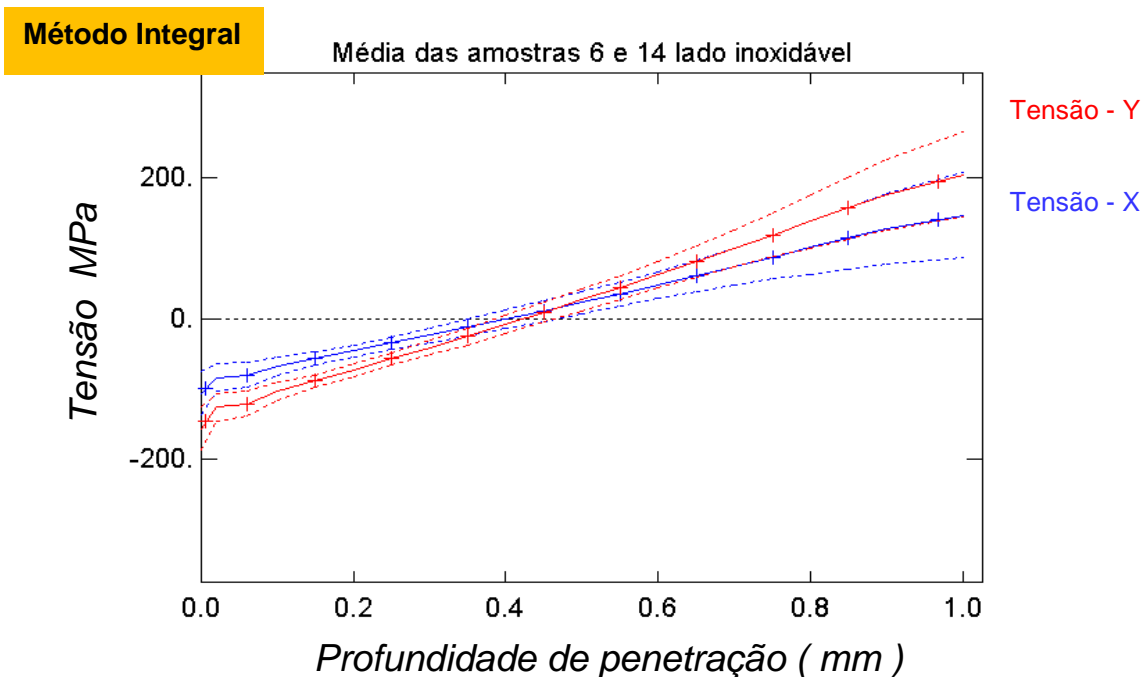


FIGURA 49 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 1 m.min⁻¹ e F = - 3 mm)

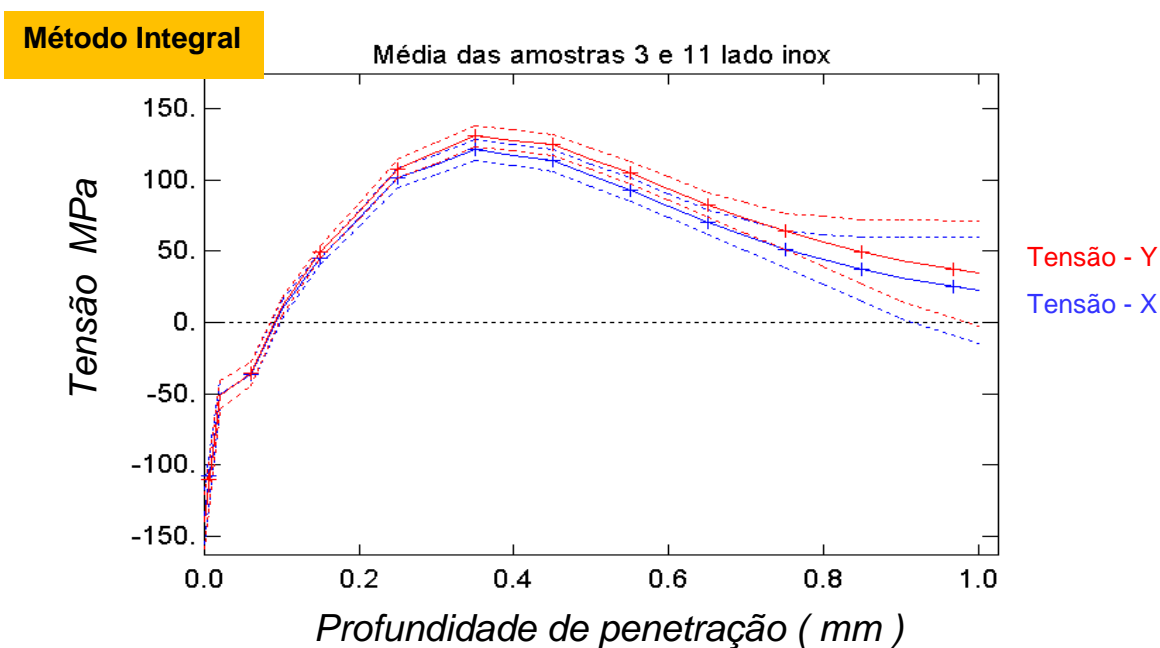


FIGURA 50 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 3 m.min⁻¹ e F = - 0,5 mm)

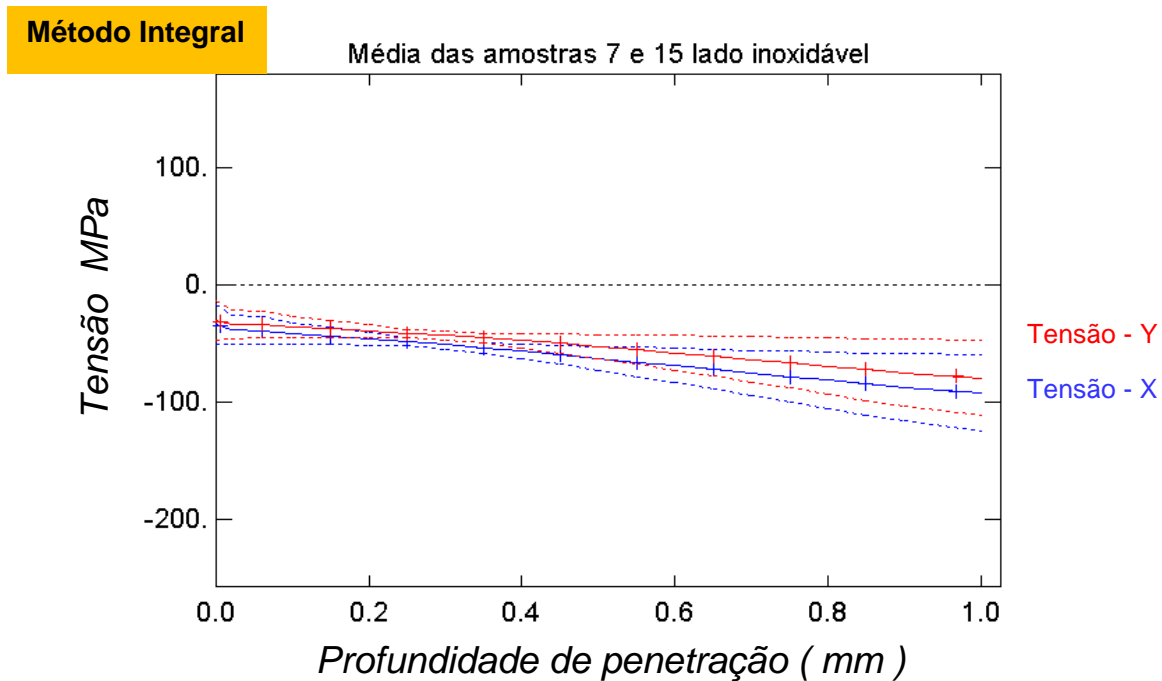


FIGURA 51 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 2 kW ; V = 3 m.min⁻¹ e F = - 3 mm)

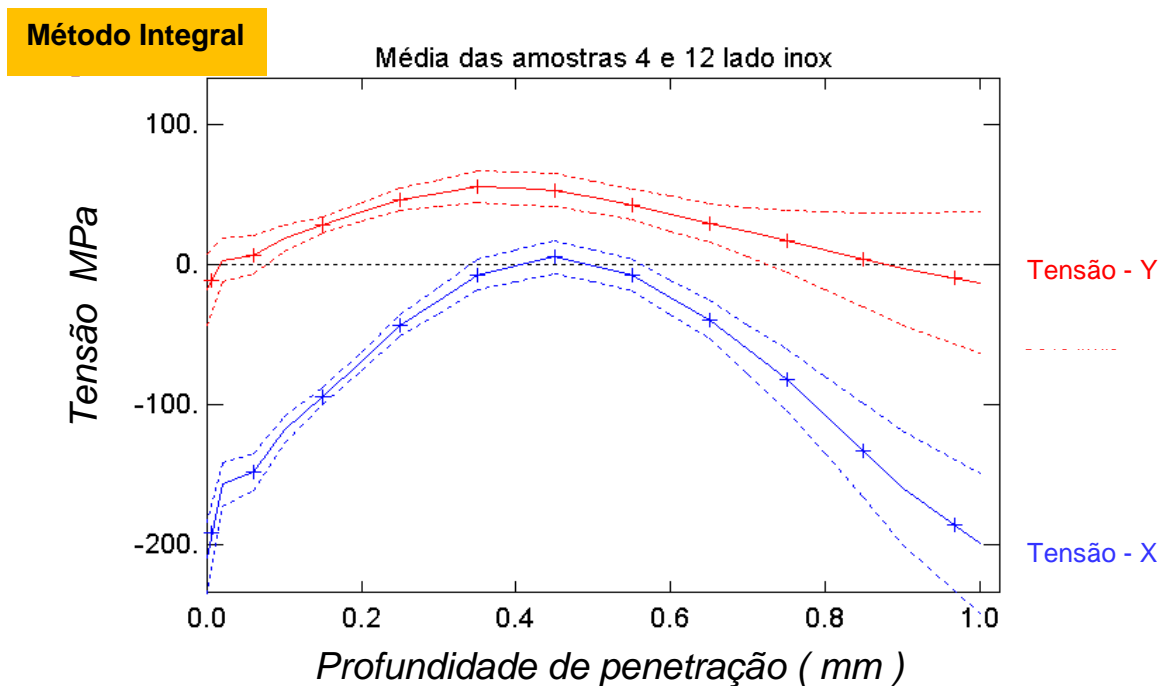


FIGURA 52 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 - (P = 3 kW ; V = 3 m.min⁻¹ e F = - 0,5 mm)

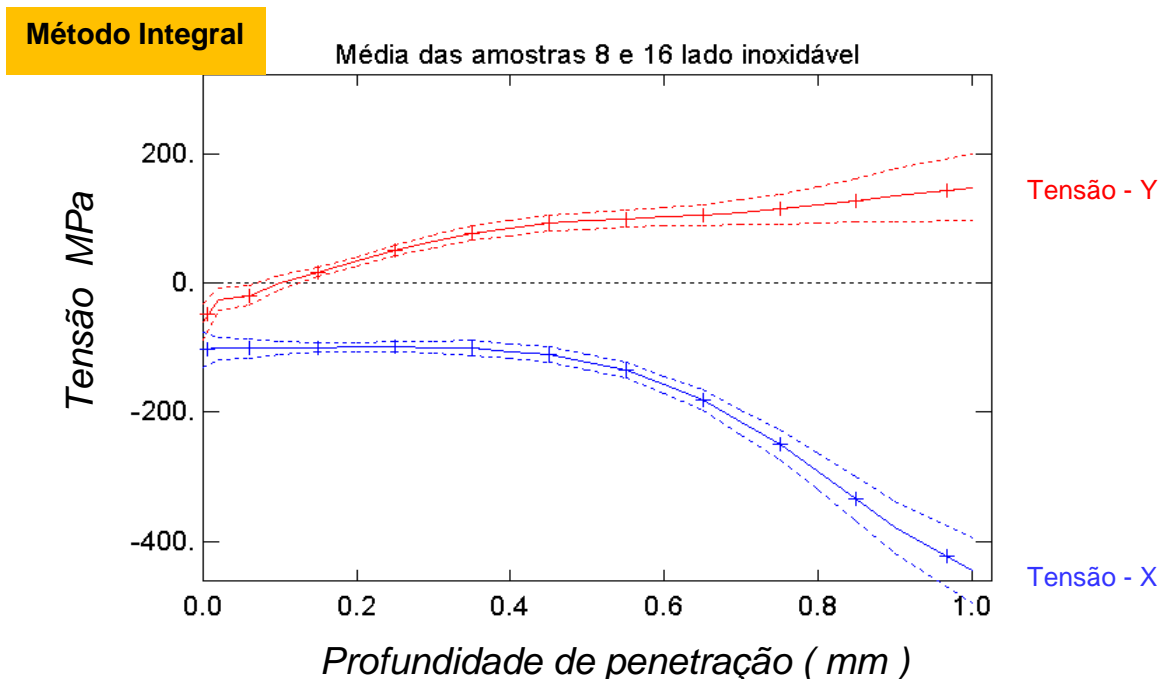


FIGURA 53 - Gráfico da tensão residual x profundidade obtido pelo método do furo cego - AISI 304 – (P = 3 kW ; V = 3 m.min⁻¹ e F = - 3 mm)

6.4 Equações de Regressão

Nas análises realizadas com a utilização do software estatístico MINITAB, foram considerados os resultados experimentais das tensões principais obtidas pelo método do furo cego das 16 amostras até a profundidade de 0,9mm. Essas análises possibilitaram através da regressão estatística, a formulação de um modelo que representa as respostas de tensão residual em função dos parâmetros potência do laser (kW), velocidade de deslocamento do feixe (m.min⁻¹), posição focal em relação a superfície (mm) e profundidade em relação a superfície da amostra (mm), para ambos os materiais, conforme apresentado nas equações 27 e 28, para os aços AISI 1010 e AISI 304 respectivamente.

Na análise de regressão para o aço carbono AISI 1010 foram avaliadas como fatores de influência na tensão residual: Profundidade, Potência, Velocidade e posição focal.

A equação de regressão para o aço carbono AISI 1010 é:

$$\text{Tensão} = - 53,0 + 58,8 \text{ Pot.} - 19,7 \text{ Vel.} + 29,1 \text{ Foco} - 53,6 \text{ Prof.} \quad (26)$$

Em que:

$S = 45,3073$ $R\text{-Sq} = 59,4\%$ $R\text{-Sq}(\text{adj}) = 57,2\%$ $p = 0,000$, em que:

S = é o desvio padrão dos resíduos;

$R\text{-Sq}$ = é o coeficiente de determinação;

$R\text{-Sq}(\text{adj})$ = é o coeficiente de determinação ajustado;

p = indica a significância do modelo.

O valor de $p = 0,000$, indica que os coeficientes estimados da equação de regressão são significativos ao nível de 5% de significância. A análise de regressão indica, pelo coeficiente de determinação, que os fatores profundidade, potência, velocidade e foco são responsáveis por 59,4% da variabilidade da tensão residual.

Na análise de regressão para o aço inoxidável AISI 304 foram avaliadas como fatores de influência na tensão residual: Profundidade, Potência, Velocidade e posição focal.

A equação de regressão para o aço inoxidável AISI 304 é:

$$\text{Tensão} = 77,2 + 18,9 \text{ Pot.} - 29,0 \text{ Vel.} - 26,2 \text{ Foco} + 132 \text{ Prof.} \quad (27)$$

Em que:

$S = 62,1185$ $R\text{-Sq} = 48,6\%$ $R\text{-Sq}(\text{adj}) = 45,8\%$

Com base nos dados experimentais foram estruturados os gráficos de contorno que relacionaram os fatores foco, potência e velocidade com as diversas respostas de tensão residual, nos quais também é possível estimar os seus valores na soldagem laser. Esses gráficos foram gerados em função dos valores de tensão residual obtidos no lado do aço inoxidável AISI 304, pois do lado do AISI 1010 foram constatados baixos valores de tensão residual. Os gráficos são apresentados nas FIG. 54 e 55, para as posições de foco - 0,5 mm e - 3 mm, respectivamente.

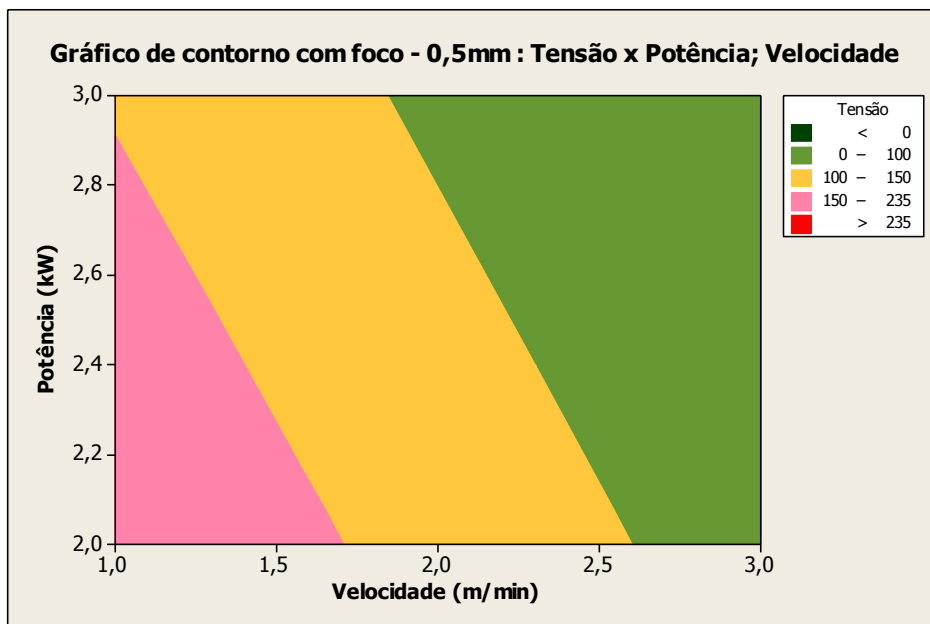


FIGURA 54 - Gráfico de contorno para foco - 0,5mm do aço inoxidável AISI 304

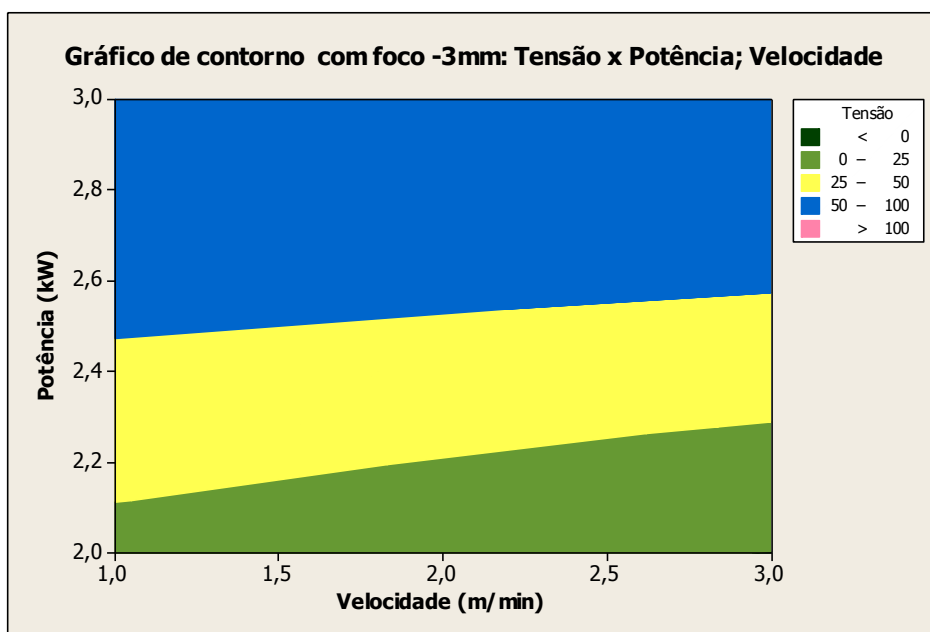


FIGURA 55 - Gráfico de contorno para foco - 3 mm do aço inoxidável AISI 304

6.5 Ensaio de tração

Nos ensaios de tração realizados, das oito condições de soldagem estudadas, apenas em dois casos os corpos de prova romperam na região de solda. Esses casos foram nas condições de menor potência e maior velocidade, em ambas as posições focais nas amostra 3 e 7, (FIG. 56). Conforme pode se

verificar também nas (FIG. 26 e 30). O rompimento na região de solda já era esperado nestas condições de soldagem, pois o cordão obtido teve uma penetração de pouca profundidade.



FIGURA 56 - Corpos de prova utilizados no ensaio de tração

Nas amostras 5 e 8 também era esperado o rompimento na região do cordão de solda, pois nestas amostras também não foi obtida a penetração total da solda (FIG. 28 e 31). Este fato ocorreu devido as tensões residuais de compressão geradas pela soldagem na região do cordão (FIG. 36 e 42).

Nas FIG. 57 e 58 seguem os resultados do ensaio de tração dos corpos de prova 7 e 3, que foram soldados na condição de potência 2 kW, 3 m.min⁻¹, que romperam na solda durante o ensaio de tração.

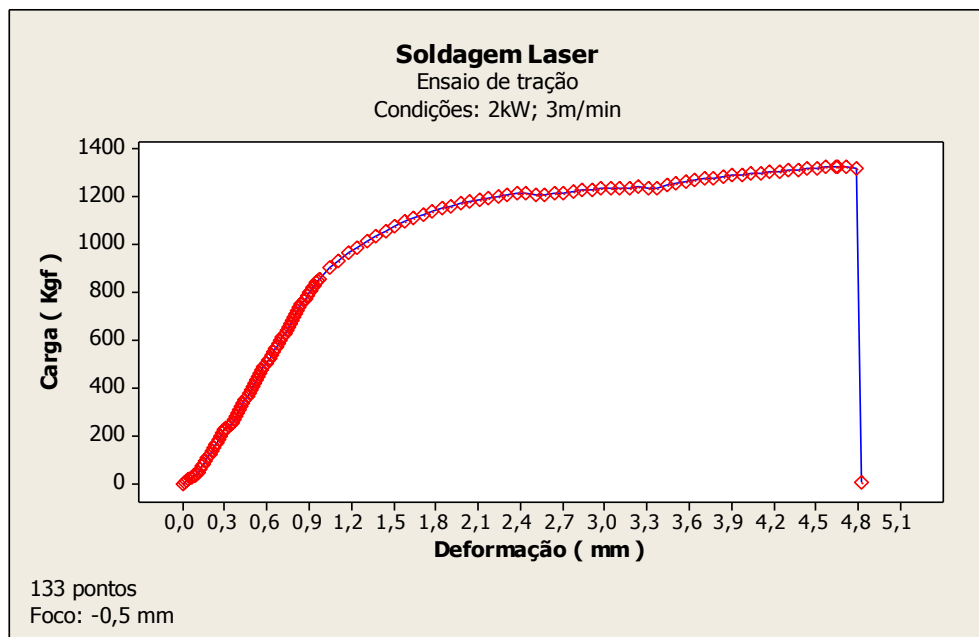


FIGURA 57 - Resultados do ensaio de tração da amostra 3

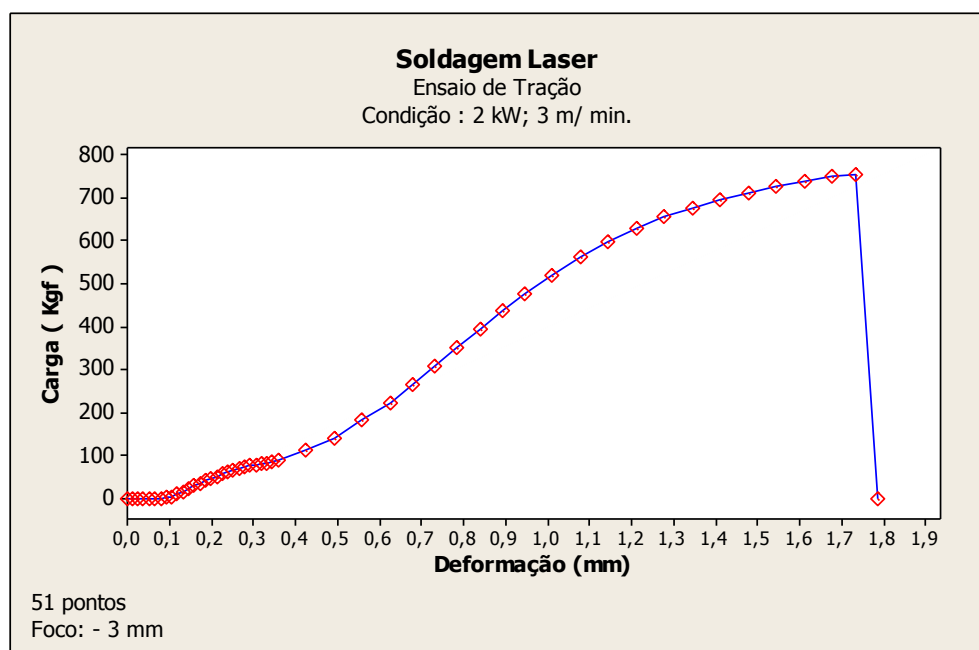


FIGURA 58 - Resultados do ensaio de tração da amostra 7

Os demais corpos de prova tiveram o comportamento muito semelhante ao da amostra 1, apresentado na FIG.59, que romperam fora da região de soldagem, no metal base. Neste caso de materiais dissimilares, no AISI 1010. Este fato reflete os benefícios de serem geradas tensões residuais de natureza compressiva no cordão de solda, pois mesmo nas amostras 5 e 8, onde não

ocorreu a penetração total do cordão de solda, o rompimento ocorreu fora da região de soldagem.

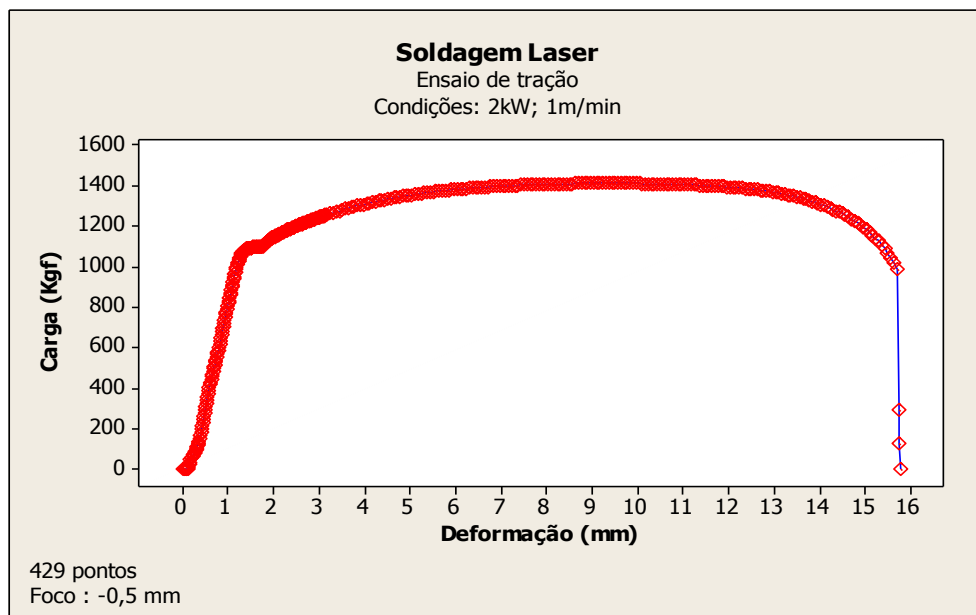


FIGURA 59 - Resultados do ensaio de tração da amostra 1

Na TAB. 15 estão apresentados os valores máximos de alongamento e de carga suportados pelos corpos de prova nos ensaios de tração. Nota-se na amostra 3 que apesar da penetração do cordão ser de 53,3% a carga máxima suportada no ensaio de tração foi de aproximadamente 92% da carga média suportada pelos corpos de prova que romperam no material de base (AISI1010). A ocorrência desse fato é atribuída às tensões residuais geradas na região da união pelo processo de soldagem laser.

TABELA 15 - Valores experimentais de carga e alongamentos obtidas das nos ensaios de tração

Amostra	alongamento (mm)	Carga máxima (kgf)
1	15,77	1412,6
2	14,61	1387,8
3	4,82	1329,4
4	16,57	1428,2
5	16,06	1434,1
6	16,33	1545,2
7	1,78	757,8
8	16,93	1435,2

6.6 Ensaio de fadiga

Nos ensaios de fadiga, foram selecionadas as quatro condições em que foi obtida a penetração total do cordão de solda (amostras 1, 2, 4 e 6). O ensaio foi realizado em dois corpos de prova para cada condição de soldagem, devido ao número reduzido de corpos de prova.

A carga selecionada para esse ensaio foi de 1050 kgf, ou seja, 97,22% da carga em que ocorreu o escoamento do material, obtida experimentalmente no ensaio de tração. O valor mínimo por sua vez foi de aproximadamente 0 kgf. Na TAB. 16 são apresentados os resultados obtidos nos ensaios de fadiga, com uma frequência de 13 Hz.

TABELA 16 - Valores do número de ciclos obtidos nos ensaios de fadiga

	I (n° de ciclos)	II (n° de ciclos)
Am. 1	$3,340 \times 10^5$	$5,586 \times 10^5$
Am. 2	$3,213 \times 10^5$	$4,166 \times 10^5$
Am. 4	$2,111 \times 10^5$	$1,685 \times 10^5$
Am. 6	$3,176 \times 10^6$	*

*Obs: Na amostra 6 II ocorreu um problema no equipamento em torno de $2,5 \times 10^6$ ciclos e o ensaio foi desconsiderado.

Nas FIG. 60, 61, 62 e 63, são apresentados os resultados dos ensaios de fadiga, suas condições de alinhamento e a identificação das descontinuidades geométricas das amostras 1, 2 e 4.

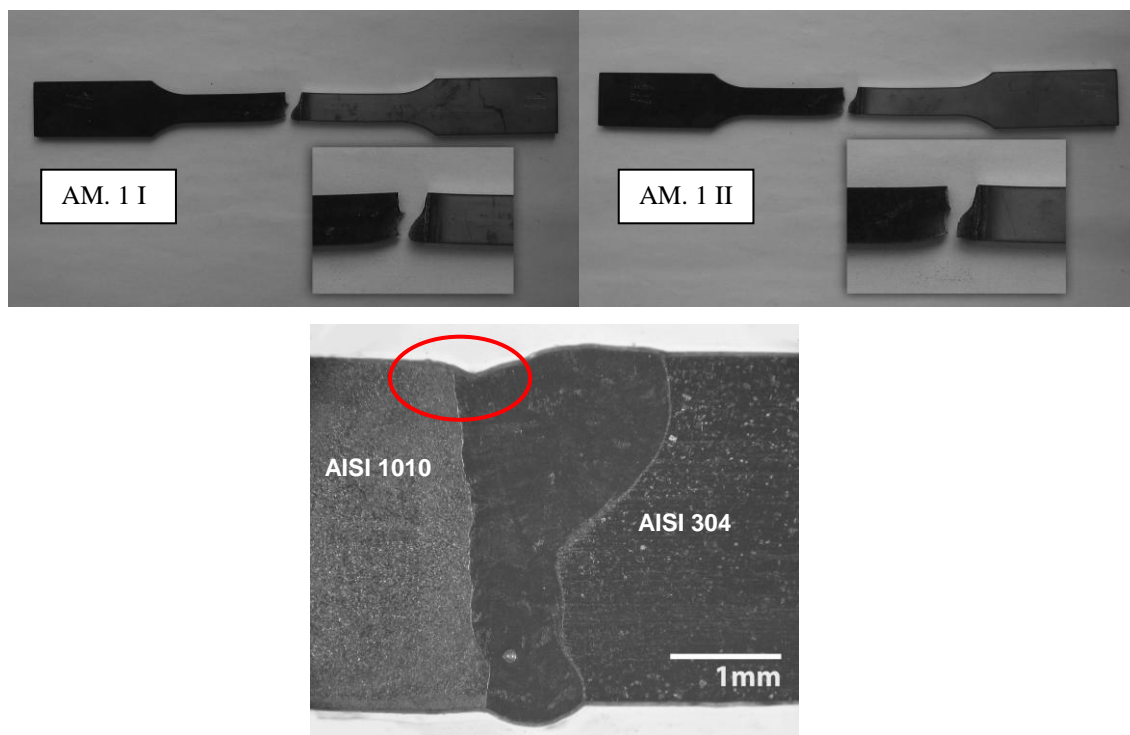


FIGURA 60 - Corpo de prova (Am.1) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica

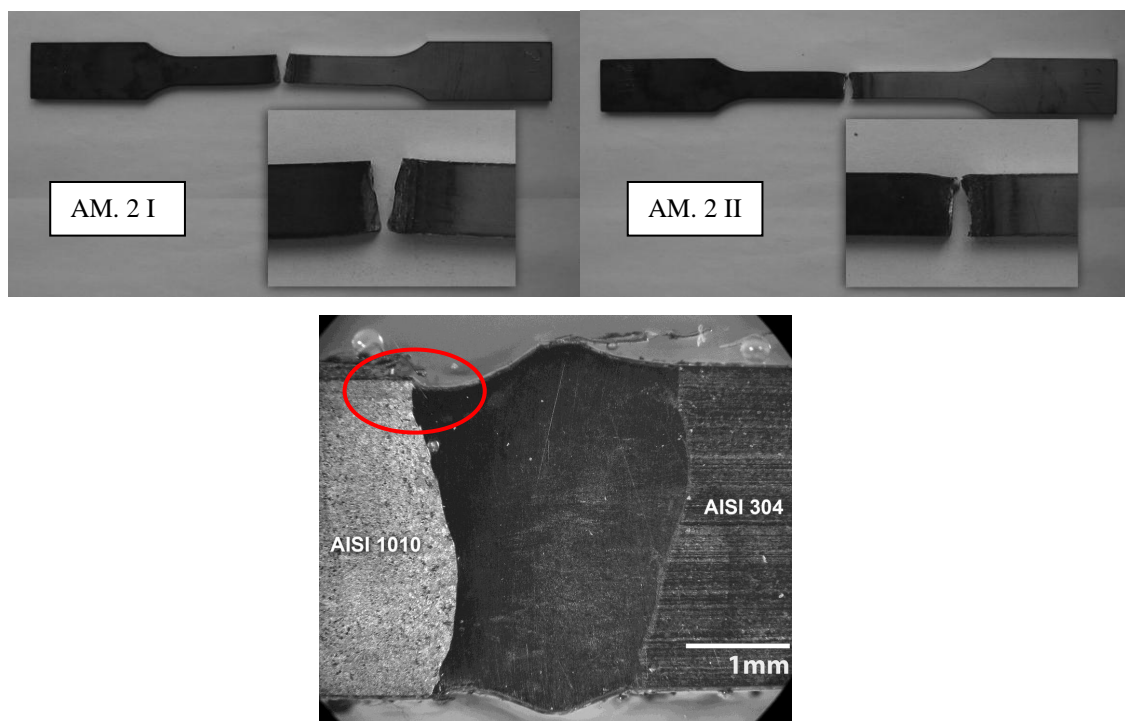


FIGURA 61 - Corpo de prova (Am.2) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica

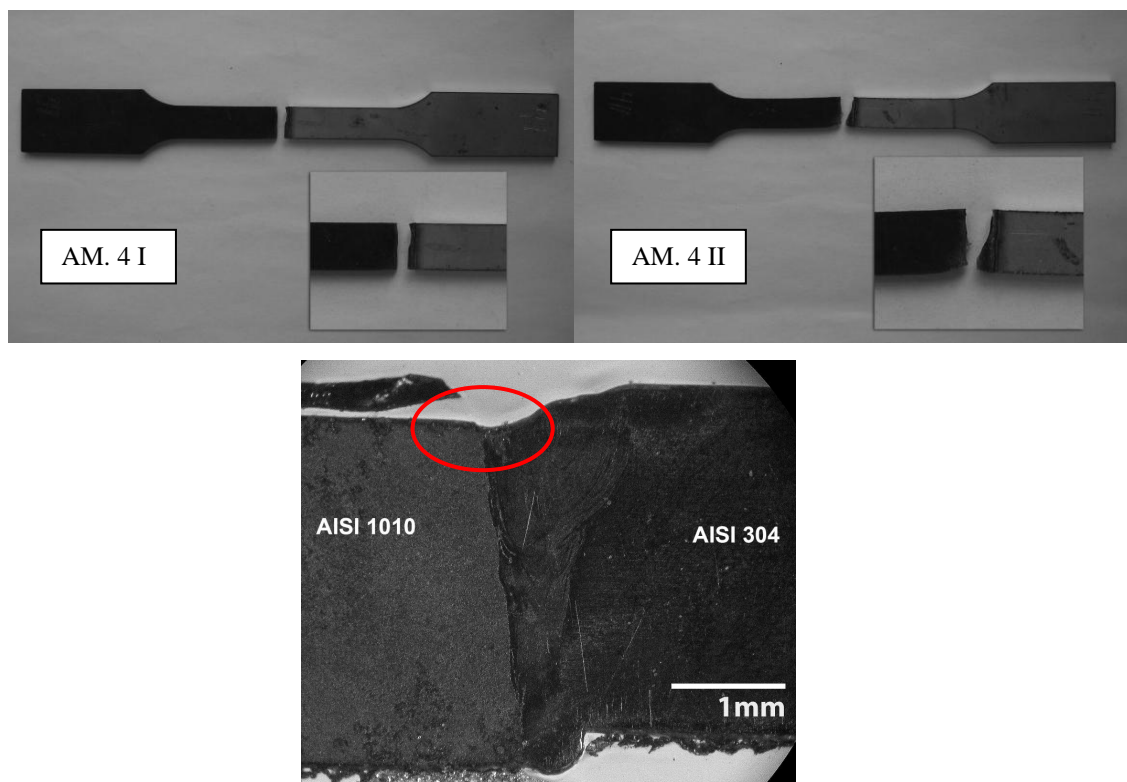


FIGURA 62 - Corpo de prova (Am.4) rompido no ensaio de fadiga, sua condição de alinhamento e a identificação da descontinuidade geométrica

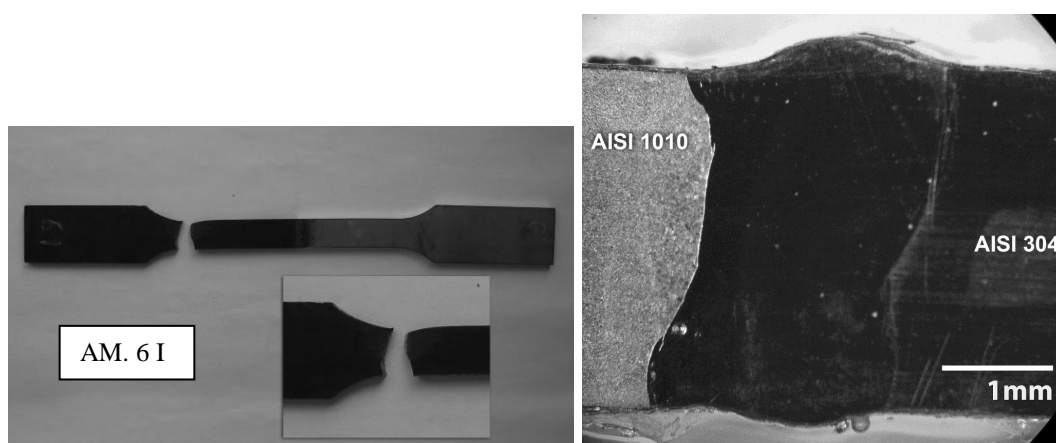


FIGURA 63 - Corpo de prova rompido no ensaios de fadiga fora da região de solda e sua condição de alinhamento

As amostras submetidas ao ensaio de fadiga apresentaram suas fraturas iniciando-se entre a zona de fusão e a zona termicamente afetada, no lado do aço carbono com exceção ao corpo de prova retirado da amostra 6, que rompeu em posição afastada ao cordão de solda. Esse resultado está associado a algumas

irregularidades no alinhamento dos materiais soldados que criaram regiões de descontinuidade geométrica, que por sua vez favoreceram o surgimento sítios de tensões que ocasionaram a formação de trincas na interface entre a solda e o aço carbono. O estado de tensão residual de natureza trativa, verificado nos ensaios de difração de raios X na superfície das amostras, do lado do aço carbono, também foi um fator que contribuiu com a formação de trincas no local de ocorrência das fraturas, assim como do menor limite de resistência do aço carbono.

6.7 Ensaio Microdureza Vickers (Hv)

Ao longo das seções transversais dos cordões de solda foram executados ensaios de microdureza Vickers. Estas medidas foram feitas a cada 0.2 mm partindo do centro da união para ambos os lados. Nas FIG. 61 e 62 são apresentados os perfis de microdureza obtidos desta maneira para as posições focais 0,5 mm e 3 mm abaixo da superfície da amostra respectivamente.

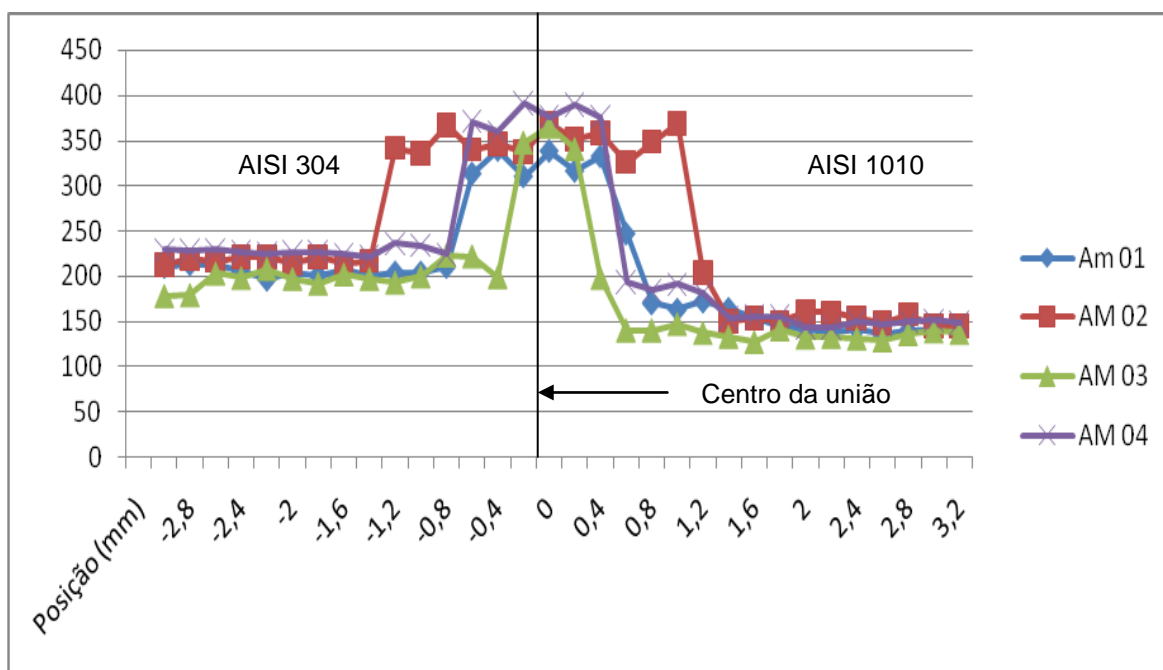


FIGURA 64 - Perfil de microdureza Vickers das amostras na posição focal 0,5 mm

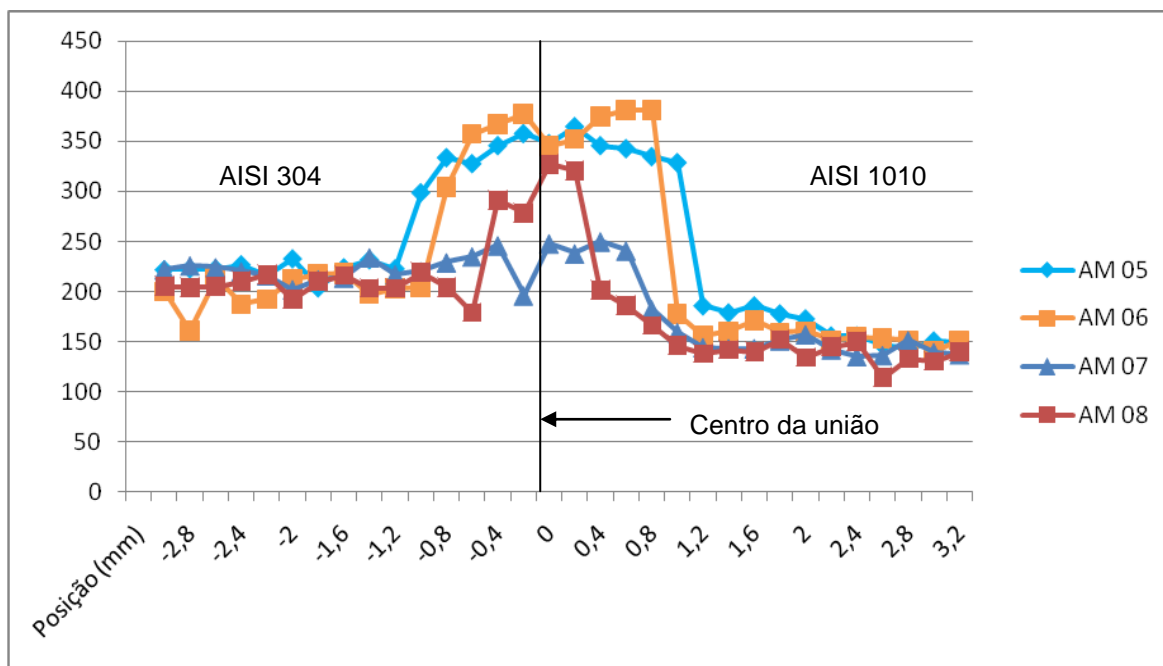


FIGURA 65 - Perfil de microdureza Vickers das amostras na posição focal - 3 mm

Observa-se então, que o valor máximo de dureza localiza-se na zona fundida (ZF) das amostras. É possível verificar que o aumento da dureza acompanha a geometria da ZF e alcança seu valor máximo nesta região. Esse comportamento verificado na ZF ocorre, pois durante o processo de soldagem a laser, a ZF é submetida a um ciclo térmico com altas velocidades de resfriamento, o que propicia o aumento da dureza, além da presença de elementos de liga que também contribuíram para o aumento da dureza nesta região.

Na região do aço inoxidável, nos pontos mais afastados do centro da união, tenderam para valores próximos a média de 210 Hv. A região do aço carbono apresentou nos pontos mais afastados do centro da união, a tendência a valores próximos a média de 140 Hv.

7 CONCLUSÕES

No processo de soldagem laser estudado, as análises metalográficas mostraram que com o foco do laser posicionado 0,5 mm abaixo da superfície foram obtidos os melhores resultados, propiciando penetração total na maioria dos casos e geometria típica de soldagem por *keyhole*.

As medidas de tensão residual, por ambos os métodos de análise utilizados (difração de raios X e método de furo cego), mostraram que seus valores são baixos não superando 146 MPa, do lado do aço carbono AISI 1010 e de 82 MPa do lado do aço inoxidável AISI 304. O senso comum indica que o processo de soldagem laser gera baixas distorções às peças. Este estudo confirma este conhecimento com dados quantitativos.

Os ensaios de tração realizados nas amostras mostraram que as tensões residuais compressivas no cordão de solda e no aço AISI 304 e as tensões residuais de tração no AISI 1010 geradas pelo processo de solda a laser contribuíram para melhoria das propriedades mecânicas da união. Na amostra 3, por exemplo, embora a penetração do cordão seja de 53,3%, a carga máxima suportada no ensaio foi de aproximadamente 92% da carga média suportada pelos corpos de prova que romperam fora da região de solda.

Os resultados dos ensaios de resistência a fadiga realizados também demonstraram que as tensões residuais geradas na região de união foram positivas em relação ao tempo de vida da solda. A amostra 6, por exemplo rompeu no material de base após $3,17 \times 10^6$ ciclos.

A metodologia, baseada na técnica de planejamento experimental e de análise estatística, colaborou decisivamente para os bons resultados do estudo identificando e quantificando o grau de influência de cada parâmetro.

Portanto, conclui-se que a solda laser entre o aço carbono AISI 1010 e o aço inoxidável AISI 304 pode ser obtida com baixa tensão residual, alta qualidade e confiabilidade.

8 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 STEEN, W. M. **Laser Material Processing**. Ed. Springer-Verlag. 3a ed., ISBN 1852336986. 2005.
- 2 SEMAK, V.V., KNOROVSKY, G. A., MAC CALLUM, D.O. On the possibility of microwelding with laser beams. **J. Phys. D: Appl. Phys.**; n. 36, p.2170-2174, 2003.
- 3 UENISHI, K., SEKI, M. KUNIMASA, T., et al. YAG laser Micro Welding of Stainless Steel and Shape Memory Alloy, Proc. of **Third Intern. Symp. Laser Precion Microfabricacion**, SPIE, v.4830, p.57-63, 2003.
- 4 MARTINSON, P., DANESHPOUR, S., RIEKENR, S., STARON, P. **Materials and Design (2009)** Residual stress analysis of laser spot welding of steel sheets, n. 30 p. 3351–3359
- 5 OLIVEIRA, A.C. **Microsoldagem em chapas finas utilizando um laser de Cu-HBr**. 2007. Dissertação (Mestrado) – Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos.
- 6 LIMA L.I.L., SILVA G.M., CHILQUE A.R.A., SCHVARTZMAN M.M.A.M., BRACARENSE A.Q., QUINAN M.A.D. Caracterização Microestrutural De Soldas Dissimilares Dos Aços Astm A-508 E AISI 316L, **Soldagem Insp. São Paulo**, v. 15, n. 2, p.112-120, Abr-Jun 2010.
- 7 KIM J.D., KIM J.C., CHUNG C. M. Repair welding of etched tubular components of nuclear power plant by Nd:YAG laser, **J. Materials Processing Technology.**, v. 114 , p. 51-56, 2001.
- 8 MORAITIS G.A., LABEAS G.N. Prediction of residual stresses and distortions due to laser beam welding of butt joints in pressure vessels. **International Journal of Pressure Vessels and Piping**, v.86 p.133 –142, 2009.
- 9 KREIMEYER, M., VOLTERSEN, F. Processing titanium aluminium hybrid joints for aircraft applications. **Laser in Manufaturing 2005 –**

Proceedings of the third International WLT- Conference on Lasers in Manufacturing, p.73-78, Munich, Germany, June 2005.

10 BERRETTA, J. R.; ROSSI, W.; NEVES, M.D.M.; ALMEIDA, I. A.; VIEIRA Jr., N.D. Pulsed Nd: YAG laser welding of AISI 304 to AISI 420 stainless steels. **Optics and Lasers in Engineering**, v.45, n 9, p.960-966, 2007.

11 WISCHHUSEN, B.M., WAGNER, F., VOLLERTSEN, F., METSCHKOW, B. Laser joining of aluminium to steel for modern yacht construction. **Laser in Manufacturing 2007**- proceedings of the Fourth International WLT- Conference on Lasers in Manufacturing, p.105-110, Munich, Germany, June 2007.

12 CHEN, C. M., KOVACEVIC, R. Joining of Al 6061 alloy to AISI 1018 steel by combined effects of fusion and solid state welding. **J. of machine tools & manufacture**, n. 44, p. 1205-1214, 2004.

13 CHENGWU, Y., BINSHIXU, C., XINANCHENGZANG, A., JIANGH, H, JUNG, F., YIXIONG, W. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper–steel dissimilar joint, **Optics and Lasers in Engineering**, v.47, p.807-814, 2009.

14 DENG D., KIYOSSHIMA S. Numerical simulation of residual stresses induced by laser beam welding in a SUS316 stainless steel pipe with considering initial residual stress influences. **Nuclear Engineering and Design**, v.240 p. 688–696, 2010.

15 MOCHIZUKI, M. Control of welding residual stress for ensuring integrity against fatigue and stress corrosion cracking. **Nuclear Engineering and Design**, v. 237, n 2, p. 107-123, 2007.

16 DAWES, C. **Laser Welding**. Mac Graw- Hill, Inc, New York, 1992.

17 MASABUTCHI, K. **Analysis of Welded structures**, Pergamon Press Ltda., Oxford, Toronto, v.3, 1980.

18 MONTGOMERY, D.C. **Design and Analysis of Experiments**. v.4. New York: John Wiley & Sons. 1997.

19 BARROS NETO, B, SCARMINO, I.S., BRUNS, R.E., **Como fazer experimentos**. Campinas, Editora Unicamp, 2007.

-
- 20 ANAWA, E.M., OLABI, A.G. Effect of laser welding conditions on toughness of dissimilar welded components. **J. of Applied Mechanics and Materials**. v.5-6, pp.375-380, 2006.
- 21 ANAWA, E.M., OLABI, A.G. Using Taguchi method to optimize welding pool of dissimilar laser-welded components. **J. of Optics & Laser technology**, v.40, p. 379-388, 2008.
- 22 TARNG, Y.S., JUANG, S.C., CHANG, C.H. The use of grey-based Taguchi methods to determine submerged arc welding process parameters in hardfacing, **J. Materials Processing Technology**. v. 128, n 1-3, p. 1- 6, 2002.
- 23 TRÄGER, F. **Springer Handbook of Lasers and Optics**, Springer Science + Business Media, LLC., New York, 2007, chap. 11, p. 583, 2007.
- 24 ENCYCLOPEDIA BRITANNICA ONLINE
Disponível em: <<http://www.britannica.com/ebc/art-90017/Stimulated-emission-in-a-laser-cavity>> Acesso em: 13 de out. 2010.
- 25 ADAMS, M.J. Gsa jetlaser cutting. In: Needham, J.C. ed. Proceedings of the **Conference Advances in Welding Processes, Harrogate UK**. Abington: Welding Institute. p.140-146, April 1970.
- 26 HOULDCROFT, P. T. The importance of the laser for cutting and welding. **Welding and Metal Fabrication**, v.40, n. 2, p. 42-46, 1972.
- 27 BROWN, C.O. and BANAS, C.M., Deep penetration laser welding. **American Society 52nd Annual Meeting**, p 26-29, San Francisco, CA, USA, April 1971.
- 28 LOCKE, E., HOAG, E. and HELLA, R. Deep penetration welding with high Power CO2 lasers. **Welding Journal Research Supplement**, v.51, n.5, 245-249, 1972.
- 29 ANON. Laser welding at 100 kilowatts. **Laser Focus**, v.13, (March), p.14-20, 1977.
- 30 BAARDSEN, E.L., SCHMATSZ, D.J. and BISARO, R. E. High speed welding of sheet steel with a CO2 laser. **Welding Journal**, v.52, n.4, p.227-229, 1973.
- 31 YESSIK, M. and SCHMATSZ, D. J. **Laser processing at Ford. Metal Progress**, v.107, n.5, 61-66, 1975.

-
- 32 EGGLESTON, J., KANE, T., KUHN K., UNTERNAHRER, J. and BYER, R., The slab geometry laser- Part I: Theory. **IEEE Journal of Quantum Electronics**, v.20, n.3, p.289-301, 1984.
- 33 KANE, T.J. and BYER, R.L. Monolithic, unidirectional single-mode Nd:YAG ring laser. **Optics Letters**, v.10, n.2, p.65-67, 1985.
- 34 ARATA, Y., ABE, N. and ODA, T. Fundamental phenomena in high Power CO2 laser welding (report 1). **Transactions of JWRI**, v.14, n.1, p. 5-11, 1985.
- 35 VACCARI, J. A. Lasers zapping spot welders off the auto line. **American Machinist**, p.31-34, March, 1994.
- 36 LEA, C. Laser soldering – production and microstructural benefits for SMT. **Soldering and Surface Mount Technology**, p.13-21. June 1989.
- 37 CHANG, W. S., NA, S. J. A study on the prediction of the laser weld shape with varying heat source equations and the thermal distortion of a small structure in micro-joining. **J. Materials Processing Technology**, n.120, p. 208-214, 2002.
- 38 MARTINSON P., DANESHPOUR S., KOÇAK M., RIEKEHR S. and STARON P. Residual stress analysis of laser spot welding of steel sheets. **Material and Design** n.30, p.3351-3359, 2009
- 39 DULEY, W. W. CO2 Lasers: **Effects and Applications**, Ed. Academic Press, 1976.
- 40 JIN, X., LI, L., ZHANG, Y. A heat transfer model for deep penetration laser welding based on an actual keyhole. **Int. J. Heat and Mass Transfer**, n. 46, p. 15-22, 2003.
- 41 LEE, J. Y., KO, S. H., FARSON, D. F., YOO, C. D. Mechanism of keyhole formation and stability in stationary laser welding. **J. Physics D: applied physics**. n. 35, p. 1570-1576, 2002.
- 42 KI, H., MOHANTY, P. S., MAZUMDER, J. Modeling of laser keyhole welding: part 1. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. **Metalurgical and Materials Trans. A**, v. 33A, p. 1817-1830, 2002.

-
- 43 KI, H., MOHANTY, P. S., MAZUMDER, J. Modeling of laser keyhole welding: part 2. Mathematical modeling, numerical methodology, role of recoil pressure, multiple reflections, and free surface evolution. **Metalurgical and Materials Trans. A**, v. 33A, p. 1830-1842, 2002.
- 44 MACKWOOD, A. P., CRAFER, R. C., Thermal modeling of laser welding and related processes: a literature review. **Optics & Laser Technology**, v. 37, p. 99-115, 2005.
- 45 DULEY, W. W. **Laser welding**, Ed. A Wiley-Interscience publication. ISBN: 0-471-24679-4. 1998.
- 46 DULEY, W. W. **CO2 Lasers: Effects and Applications**, Ed. Academic Press, 1976.
- 47 HO, C. Y., WEN, M. Y. Distribution of the intensity absorbed by the keyhole wall in laser processing. **J. Materials Processing Technology**; n.145, p. 303-310, 2004.
- 48 TSAY, L. W., YOUNG, M. C., CHEN, C. Fatigue Crack Growth Behavior of Laser-processed 304 Stainless Steel in Air and Gaseous Hydrogen, **Corrosion Science**, v. 45, p. 1985-1997, 2003.
- 49 BERRETTA, J. R., NEVES, M. D. M. Estudo de Processo de Solda Laser na Empresa Ferrolene S.A., estudo de caso, 2000.
- 50 **Metals Handbook**, Welding, Brazing and Soldering, ASM, ed. 9, v. 6, ISBN 0-87170-007. 1993.
- 51 GORDON, S. C.; AUSINK, J. J.; BERDINE, R. J. Using experimental design techniques for spacecraft control simulation. **Simulation**, v.62, p. 303-309, 1994.
- 52 SEOLATTO A.A., TAVARES C.R., COSSICH E. S. SILVA E.A., GUEDES T.A., Planejamento experimental estatístico para a otimização das condições em batelada de dessorção de níquel da alga marinha *Sargassum filipendula*, **Acta Scientiarum Technology**, Maringá, v. 31, n. 2, p. 207-214, 2009.
- 53 SILVEIRA, Z. C. **Análise Estatística e Otimização de Parâmetros de Projeto em Componentes de Sistemas Mecânicos** – Tese de Doutorado - Faculdade de Engenharia Mecânica da Universidade Estadual de Campinas, Campinas, 2003.

-
- 54 MONTGOMERY, D. C.; PECK, E. A. **Introduction to linear regression analysis**. 2. ed. New York: Wiley, 1992.
- 55 FU, L. **Neural network in computer intelligence**. India: Tata Mc Graw Hill Edition, 2003.
- 56 ZADEH, L. A. **Fuzzy sets and application: Selected papers**. R. R. Yager, S. Ovchinnikov, M. Tong, & H. T. Nguyen Eds., 1973.
- 57 ROSS, P. J. **Taguchi techniques for quality engineering**. New York: McGraw-Hill, 1989.
- 54 MONTGOMERY, D. C. **Design and Analysis of Experiments**. 4. ed., Wiley, New York, 2001.
- 59 HILLIER, F. S.; LIEBERMANN, G. J. **Operations research** 2 ed. Delhi: CBS Publishers and Distributors, 1999.
- 60 LU, J., **Handbook of Measurements of Residual Stress**, v. 2, Ed. SEM, 2.ed., p. 417, 2005.
- 61 FERNANDES, J. L., **Análise e Modelagem de Tensões Residuais em Juntas Soldadas**. 2002. Tese (Doutorado), Pontifícia Universidade Católica do Rio de Janeiro.
- 62 MACHERAUCH, E., **“Introduction to Residual Stress”**, Advanced in Surface Treatments, v. 4, International Guide Book on Residual Stress, p 38, 1986.
- 63 ALMEN, J. O.; BLACK, P. H. **Residual Stress and fatigue in metals**, 1 ed. 1966.
- 64 ASTM. **Standard Guide for installing Bonded Resistance Strain Gages**. ASTM designation E1237- 93.
- 65 RODACOSKI, M.R. - **Medição de Tensões Residuais com Holografia Eletrônica** – 1997. Tese (Doutorado) – Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis.
- 66 NORTON, J. T. X-Ray Determination of Residual Stress. **Material Evolution**. p. 21 - 41, 1973.

-
- 67 MIDDLETON, J.C. Residual Stress and X-rays. **NDT International**, v. 20, p. 291-294, 1987.
- 68 MatWeb Material Property Data – homepage que fornece informações sobre materiais. Disponível em: <http://www.matweb.com> . Acesso em: 8 maio 2010.
- 69 DAVIS, J. R., et al. **Metal Handbook**, v. 1, ed. 10, ASM Intern. Handbook Committee, 1990.
- 70 VIOTTI, M.R., DOLINKO, A.E., GALIZZE, G.E., KAUFMANN, G.H. A portable digital speckle pattern interferometry device to measure residual stresses using the hole drilling technique. **J. Optics and Lasers in Engineering**. v. 44. n. 10, p. 1052, 2006.
- 71 Vishay measurements group,
http://www.vishay.com/brands/measurements_group/guide/ acesso em: 05 mai. 2010.
- 72 SCHAJER, G.S, Application of finite element calculation to residual stress measurements, **J. Materials Processing Technology**. p.103, 157-163, 1981
- 73 CALISTER, Jr. W.D., **Ciência e Engenharia de Materiais :uma introdução**, LTC,7 ed. Rio de Janeiro, 2008. cap 8 Falhas. p.169.