

ADRIANO CRESPAN LIMA

**ESTUDO DA SOLDAGEM A LASER DE TAILORED WELDED
BLANK EM ALUMÍNIO PARA APLICAÇÃO EM ESTRUTURAS
VEICULARES**

Monografia apresentada ao Programa de Educação
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para conclusão de curso de
Especialização.

São Paulo

2016

ADRIANO CRESPAN LIMA

(Especialista em Soldagem, USP, 2016)

**ESTUDO DA SOLDAGEM A LASER DE TAILORED WELDED
BLANK EM ALUMÍNIO PARA APLICAÇÃO EM ESTRUTURAS
VEICULARES**

Monografia apresentada ao Programa de Educação
Continuada em Engenharia da Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo para conclusão de curso de
Especialização.

Área de Concentração:
Engenharia da Soldagem

Orientador:
Prof. Dr. Jose Pinto Ramalho

São Paulo

2016

Temos o destino que merecemos.

O nosso destino está de acordo com os nossos méritos.

Albert Einstein

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho a meus pais e a minha noiva pela paciência e compreensão no tempo em que fiquei me dedicando a esse trabalho e não pude estar com eles.

AGRADECIMENTOS

- Primeiramente a Deus por conceder-me esta realização.
- Ao Professor Doutor José Pinto Ramalho pela orientação, atenção e contribuição científica dedicada a este trabalho.
- Ao Professor Doutor Sérgio Duarte Brandi pelo conhecimento transmitido e pela oportunidade de fazer este curso.
- Ao Professor Doutor Marco Colosio e ao Engenheiro de Soldagem José Castillo da empresa General Motors do Brasil, pela co-orientação e suporte, sem a participação deles não seria possível à realização deste trabalho.
- Ao Senai do Rio de Janeiro e à empresa Trumpf pela execução dos experimentos, à empresa General Motors pela execução dos ensaios e a empresa Votorantim Metais pelo fornecimento das chapas de alumínio.
- Ao doutor Eduardo Nunes e ao mestre Roberto Piovatto pelo suporte na realização dos ensaios.
- Aos meus pais, José e Iracy, por sempre me incentivarem e me apoiarem a atingir meus objetivos, e graças a eles, estou conseguindo vencer mais uma etapa em minha vida.
- À minha noiva Patrícia pela compreensão e apoio.
- A todos os amigos e familiares que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste trabalho.

RESUMO

A necessidade reduzir massa e melhorar a eficiência dos veículos, somado as projeções futuras da indústria do alumínio de uma maior utilização destas ligas em veículos automotores e ao programa Inova Auto do Governo Federal que dentre as metas específicas, tem a produção de veículos mais econômicos e seguros fez com que a indústria automobilística desenvolvesse novas tecnologias para aplicação em produtos e processos. Dentre elas, uma em específico tem um papel importante, que é o Tailored Welded Blank – TWB. Esta tecnologia consiste na soldagem de chapas com espessuras ou materiais diferentes de modo a se obter uma peça estampada que resista a diferentes esforços mecânicos em sua extensão, reforçando somente as regiões mais solicitadas em projeto sendo possível produzir produtos mais leves que atendam aos requisitos de projeto e as normas de validação. O TWB já vem sendo utilizado principalmente na fabricação de blanques para aplicação em portas e colunas de veículos, porém é empregado atualmente com ligas de aço, por seu processo de soldagem ser menos complexo. Com o desenvolvimento de ligas de alumínio mais resistentes, juntamente com o desenvolvimento e aprimoramento dos processos de fabricação, somado ao cenário da indústria automobilística sempre em busca de novas tecnologias, surge à oportunidade para o desenvolvimento e aplicação de TWB em alumínio.

A utilização deste material apresenta vantagens como ser mais leve e absorver mais energia que as ligas de aço, apelo ecológico por ser 100% reciclável, colaborando assim com a necessidade da indústria automotiva de ser cada vez mais sustentável.

Este trabalho teve por finalidade abordar o comportamento de uma junta soldada da liga de alumínio 5052-H38 com espessuras diferentes, soldadas pelo processo de soldagem a laser. A estampabilidade da junta soldada foi avaliada através do ensaio de embutimento Erichsen. Através do ensaio de tração foi determinada a resistência mecânica, e os resultados foram comparados com o dimensionamento das juntas soldadas, de modo a entender

a influência do desalinhamento da junta soldada com os resultados obtidos nos ensaios de tração.

Para entender o impacto da soldagem, foi feita uma análise metalográfica da junta soldada e um ensaio de microdureza para determinar a variação entre o metal de base e metal de solda. Com os resultados foi possível concluir que a aplicação de Tailored Welded Blank com espessuras diferentes em chapa de alumínio 5052-H38 com os parâmetros de soldagem utilizados neste trabalho é viável tecnicamente, uma vez que a junta soldada tiver um bom alinhamento e penetração.

ABSTRACT

The need to reduce weight and improve vehicle efficiency, in addition with the future projections of the aluminum industry to use more aluminum alloys in automotive vehicles and the Innovation Auto program of the federal government that among the specific targets, it has to produce vehicles more economical and safe. It made the auto industry to develop new technologies for use in products and processes, among them one in specific plays an important role, which is the Tailored Welded Blank – TWB. This technology consists in welding sheets of different thicknesses or materials in order to get a printer piece that resist different mechanical stresses on its extension, only reinforcing the regions most requested by design, it is possible to produce lighter products that meet the design requirements and standards of the automotive industry. The TWB has already been used primarily in the manufacture of blanks for application to doors and columns from vehicles, but it is currently employed with steel alloys, by its welding process be less complex. With the development of new aluminum alloys more resistant along with the development and improvement of manufacturing processes, in addition with the current scenario of the automotive industry always looking for new technologies, comes the opportunity for the development and application of TWB in aluminum.

The use of this material present advantages as being lighter and absorb more energy than steel alloys, ecological appeal by being 100% recyclable, thus contributing to the needs of the automotive industry to be increasingly sustainable.

This work aims to address the behavior of a welded joint of aluminum alloy 5052-H38 with different thicknesses, welded by laser welding process. The formability of the welded joint was performed using Erichsen cupping test. Through the tensile test was determined the mechanical resistance, and the results was compared with the weld joint dimensional, so as to understand the influence of the misalignment of weld joint with the results obtained in the tensile test.

In order to understand the impact of welding was made a metallographic analysis of the welded joint and microhardness test to determine the variation between the base metal and the weld metal.

With the results was possible concluded that the application of Tailored Welded Blank with different thicknesses in aluminum sheet 5052-H38 with the welding parameters used in this work is technically feasible, since the welded joint has a good alignment and welding penetration.

LISTA DE FIGURAS

2.1	Esquema simplificado do funcionamento de um laser	05
2.2	Desenho representativo da fabricação de um componente Tailored Welded Blanks com diferentes materiais e o correspondente limite de resistênciar	11
2.3	Esquema de um mecanismo proposto de fixação em TWBs	14
2.4	Microdureza de diferentes zonas das ligas de alumínio, onde BM (Metal de Base), HAZ (zona afetada pelo calor) e FZ (zona de fusão)	20
2.5	Resistência à tração das ligas Al-Mg versus o conteúdo de 7075magnésio	22
2.6	Pressão do vapor em equilíbrio de diferentes metais	23
2.7	Solubilidade do hidrogênio no alumínio puro	25
2.8	Relação da perda por evaporação de Mg e taxa de porosidade para as ligas 5754-O e 6022-T4	27
2.9	a) Soldagem com ondas contínuas na liga 6061, b) Soldagem com ondas contínuas na liga 5456	29
2.10	Soldagem com ondas pulsadas em liga 6061, b) Soldagem com ondas pulsadas na liga 5456	30
2.11	Sensibilidade à trinca versus composição da solda para varias sistemas binários de alumínio	32
2.12	Mecanismo de formação da trinca de solidificação	33
2.13	Representação esquemática das zonas macroestruturais	34
2.14	Representação esquemática de microestrutura de alumínio fundido	35
2.15	Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação	37
2.16	Correlação entre tensão de escoamento, alongamento e concentração de magnésio para as ligas de alumínio da série 5000	41
2.17	Curva de estampabilidade das ligas de alumínio com espessura constante (t) versus variação do raio do punção (R)	43
2.18	Curva de estampabilidade das ligas de alumínio com espessura variável (t) versus 2 raios de punção	43
2.19	Amostra após estampagem de chapa AA5182 com a linha de solda orientada (a) 45° e (b) 90° para a principal direção de alongamento	45
2.20	Resultado das medidas de microdureza para (a) junta similar 7075-7075 e (b) junta dissimilar 7075-5182	46
2.21	TWB após o ensaio Erichsen	48

2.22	Macrografias com diferentes velocidades de soldagem a) 3500mm/min, b) 4000mm/min, c) 4500mm/min e d) 5000mm/min	49
2.23	Ensaio Erichsen	53
2.24	Corte do dispositivo para execução do Ensaio Swift. Punção de cabeça chata, matriz circular	54
2.25	Esquema representativo de um teste de expansão de furos	56
2.26	Equipamento TruLaser Robot 5020	59
2.27	Preparação e soldagem das chapas	60
2.28	Chapas soldadas	61
2.29	Corpos de prova retirados das chapas soldadas x ensaios realizados	62
2.30	Esquema de fixação das chapas	63
2.31	Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração	64
2.32	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 1A	65
2.33	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 1B	66
2.34	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 1C	66
2.35	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 2A	67
2.36	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 3A	67
2.37	Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 3B	68
2.38	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 1A	70
2.39	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 1A	70
2.40	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 1B	71
2.41	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 1B	71
2.42	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 1C	72
2.43	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 1C	72
2.44	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 2A	73
2.45	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 2A	73
2.46	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 3A	74
2.47	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 3A	74

2.48	Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 3B	75
2.49	Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 3B	75
2.50	Micrografia do corpo de prova 1A	77
2.51	Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 1A retirado da chapa #1	78
2.52	Micrografia do corpo de prova 2A	78
2.53	Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2A retirado da chapa #2	79
2.54	Micrografia do corpo de prova 2B	79
2.55	Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2B retirado da chapa #2	80
2.56	Micrografia do corpo de prova 2C	80
2.57	Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2C retirado da chapa #2	81
2.58	Micrografia do corpo de prova 3A	81
2.59	Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 3A retirado da chapa #3	82
2.60	Gráfico da variação na profundidade de impressão do ensaio Erichsen com espessuras diferentes de chapas de alumínio laminadas a frio	84
2.61	Imagem do corpo de prova após os ensaios de embutimento Erichsen na junta soldada	85
2.62	Imagem do ensaio Erichsen E1	85
2.63	Imagem do ensaio Erichsen E2	86
2.64	Imagem do ensaio Erichsen E3	86
2.65	Gráfico de microdureza do corpos de prova 1A	87
2.66	Gráfico de microdureza do corpos de prova 2A.	88
2.67	Gráfico de microdureza do corpos de prova 2B	88
2.68	Gráfico de microdureza do corpos de prova 2C	88
2.69	Gráfico de microdureza do corpos de prova 3A	89

LISTA DE TABELAS

1	Consumo de energia e eficiência da soldagem a laser comparados com outros processos	09
2	Algumas aplicações industriais bem conhecidas de soldagem a laser	10
3	Designação para ligas de alumínio trabalhadas	17
4	Designação das ligas não tratáveis termicamente	18
5	Designação da condição de ligas tratáveis termicamente	19
6	Ligas de alumínio e suas composições químicas	20
7	Velocidade de soldagem e taxa de velocidade para dois modos de soldagem a laser Pulsado (PW) e Contínuo (CW) para liga 5754-O e 6022-T4	26
8	Parâmetros de processos utilizados na soldagem a laser	47
9	Composição Química das Chapas	58
10	Parâmetros de soldagem	60
11	Resultados obtidos após os ensaios de tração	65
12	Ângulos e dimensões da junta soldada dos corpos de prova de tração	69
13	Dimensões e defeitos das juntas soldadas dos corpos de prova de micrografia.	77
14	Áreas das ZAC dos corpos de prova de micrografia	89

SUMÁRIO

DEDICATÓRIA	ii
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	iv
ABSTRACT	vi
LISTA DE FIGURAS	viii
LISTA DE TABELAS	xi
SUMÁRIO	xii
1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1. HISTÓRIA DA SOLDAGEM A LASER	3
2.1.1. CONCEITO BÁSICO DA SOLDAGEM A LASER	4
2.2. SOLDAGEM A LASER EM LIGAS DE ALUMÍNIO	7
2.3. TAILORED WELDED BLANKS	11
2.3.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS EM TAILORED WELDED BLANKS	13
2.4. SOLDABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO	15
2.5. PRINCIPAIS DEFEITOS CAUSADOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM LASER EM LIGAS DE ALUMÍNIO	24
2.6. ESTAMPABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO EM TAILORED WELDED BLANK	38
2.7. ENSAIOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICAS APLICADOS EM TAILORED WELDED BLANKS	50
3. OBJETIVOS	57
4. MATERIAIS E MÉTODOS	58
4.1. CHAPAS DE ALUMÍNIO	58
4.1.1. EQUIPAMENTOS	59
4.1.2. PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS	60
4.2. MÉTODOS E TESTES PARA AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DIMENSIONAMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS	61
4.3. MÉTODO PARA FIXAÇÃO DAS CHAPAS NO DISPOSITIVO	63
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	64

5.1. ENSAIO DE TRAÇÃO.....	64
5.2. DIMENSIONAMENTOS DAS JUNTAS SOLDADAS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	68
5.3. ENSAIO DE MICROGRAFIA E DIMENSIONAMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS	76
5.4. ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN	82
5.5. ENSAIO DE DUREZA VICKERS	87
5.6. CÁLCULO DAS ÁREAS DA ZONA AFETADA PELO CALOR	89
6. CONCLUSÕES.....	91
SUGESTÕES E TRABALHOS FUTUROS.....	93
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	94

1. INTRODUÇÃO E JUSTIFICATIVA.

É constante o desenvolvimento da indústria automobilística. Com vários competidores no mercado, tem que ser constante a competitividade entre as montadoras. A necessidade de desenvolver e aplicar novas tecnologias para produção de veículos tornou-se imprescindível neste setor que gerou a necessidade de novos investimentos por parte das montadoras, com o objetivo de construir veículos mais leves e seguros, principalmente nos processos de fabricação de componentes estruturais, na aplicação de materiais mais leves e com espessuras menores e que absorvam mais energia.

A carroceria de um veículo representa cerca de 30% do seu peso total, em sua maioria os principais materiais empregados nesta são as ligas de aço que, apesar de existir outros materiais mais leves, como as ligas de alumínio, magnésio e polímeros, ocupam uma porcentagem pequena quando comparadas com as ligas de aço. No caso das ligas de alumínio, por estas terem um custo mais elevado e um processo de fabricação mais complexo, e no caso dos polímeros por terem uma capacidade menor de absorver energia.

Para aplicação de chapas estampadas que são utilizadas em uma carroceria, cada componente é estampado individualmente e posteriormente unido, principalmente através dos processos de soldagem como MIG/MAG, por Resistência ou a Laser, porém a gama de pequenos componentes leva um custo elevado para controle do processo, como ferramentais de estamparia, dispositivos de montagem e medição.

No início de 1992 uma nova tecnologia chamada de TAILORED WELDED BLANKS ou chapas unidas por soldagem, começou a ser utilizada na indústria automobilística americana. A principal vantagem desta tecnologia é a união de duas ou mais chapas de diferentes espessuras e propriedades mecânicas, com o intuito de diminuir a quantidade de componentes soldados, reduzir tolerâncias, custo, peso e melhorar a rigidez (Crivellaro, 2003).

Já no período entre 1993 até 1997 a ULSAB (Ultra Light Steel Auto Body) organizou um projeto com mais de 35 siderúrgicas e fabricantes de automóveis e promoveu a aplicação de TAILORED WELDED BLANKS em BIW (body in white) para peças estruturais.

Este trabalho teve por finalidade abordar o comportamento de uma junta soldada com ligas de alumínio 5052-H38 com espessuras diferentes, soldadas pelo processo de soldagem a laser. A estampabilidade da junta soldada foi avaliada através dos ensaios de embutimento Erichsen. Através do ensaio de tração da junta soldada foi determinada a resistência mecânica.

Para entender o impacto da soldagem na estrutura do material, foi feita uma análise metalográfica da junta soldada e um ensaio de microdureza para determinar a variação desta no metal de base, ZAC e metal depositado.

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Nessa revisão será feita uma abordagem sobre Tailored Blank, processo de soldagem a laser em ligas de alumínio para utilização na indústria para união de chapas e sobre os processos de conformação mecânica aplicados em tailored blanks.

2.1. HISTÓRIA DA SOLDAGEM A LASER

O significado da palavra LASER é “Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation”, podemos traduzir como Amplificação de Luz por Emissão Estimulada de Radiação.

A ação do laser é baseada em princípios bem estabelecidos da teoria quântica de Albert Einstein. Ele enunciou que um átomo ou uma molécula excitada, quando estimulada por uma onda eletromagnética (luz), emitiria fótons (pacotes de luzes) tendo o mesmo comprimento, como as ondas eletromagnéticas de interferência. Charles Townes foi a primeira a pessoa a se beneficiar deste processo de emissão estimulada com amplificador, concebendo e fabricando o primeiro maser (acrônimo para Amplificação de micro-ondas por emissão estimulada de radiação). O primeiro maser foi produzido em vapor de amônia, com um comprimento de onda de 1,25 cm. Estendendo o princípio do maser para comprimentos de ondas óptico. Charles Townes juntamente com Arthur Schawlow, desenvolveu o conceito usando um amplificador de laser e um espelho com cavidade óptica para gerar as reflexões múltiplas necessárias para o crescimento rápido do sinal de luz dentro de um intenso feixe visível (Popular Science & Technology Series).

O primeiro LASER, um sólido de rubi, excitado por uma lâmpada fluorescente de vapor de mercúrio e filamento helicoidal, foi construído em 1960 por Maimann. Alguns meses depois os laboratórios da AT&T Bell foi desenvolvido o primeiro laser gasoso de He-Ne, depois de alguns anos surgiria o LASER de CO₂. O feixe LASER se propaga no ar com pouca divergência,

orientando-se por óptica sem perder ou alterar suas características físicas, fator que impulsionou seu desenvolvimento. Atualmente existem vários tipos, indo do sólido ao gasoso (Bracarense e Felizardo).

Javan, Bennet, e Herriot conseguiram demonstrar o primeiro laser de gás no final de 1960 poucos meses após a descoberta do laser de rubi por Maiman, eles usaram uma mistura de hélio-néon (90% de hélio e 10% de néon) como material ativo (Popular Science & Technology Series).

A primeira notável aplicação de um laser foi feita sobre um experimento de variação lunar da Missão Apollo II de 1969, quando uma matriz de refletores foi montada sobre a superfície da lua e pulsos de um laser de rubi foram enviados para a terra. O feixe refletido foi recebido por detectores apropriados através da medição do tempo que os pulsos iam da terra para lua e voltavam, a distância da lua para terra foi calculada com uma precisão de 15cm (Popular Science & Technology Series).

Até os anos 1970 a soldagem a laser tinha sido limitada a materiais relativamente finos e velocidades baixas, devido à limitação da potência contínua disponível. Por volta de 1965 uma variedade de sistemas de laser tinha sido desenvolvida para fazer micro soldagem em placas de circuito eletrônico, dentro de tubos de vácuo, e em outras aplicações especializadas em que a tecnologia disponível na época era incapaz de fornecer com qualidade (ASW Metal Handbook).

Os Estados Unidos desenvolveram a soldagem a laser e nos anos 70, robôs foram utilizados em operação de soldagem, tornando os processos de soldagem cada vez mais automatizados.

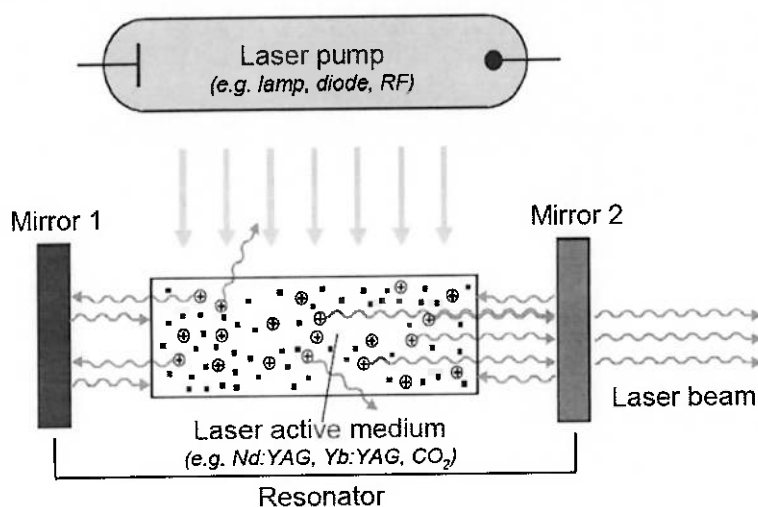
2.1.1. CONCEITO BÁSICO DA SOLDAGEM A LASER

O raio laser é gerado dentro de uma cavidade ressoante que contém um meio ativo. A cavidade é constituída por dois espelhos refletores posicionados frente a frente, devido à excitação com energia elétrica, passam para um nível energético maior, estes átomos emitem fótons que estimulam outros átomos a emitir mais fótons, que incidem em um espelho côncavo, refletindo totalmente a radiação incidente, estes fótons continuam excitando outros átomos até atingir

outro espelho, que é transparente somente para determinados comprimentos de onda, o restante da radiação retorna para continuar a ser amplificado (Brandi, 1992).

A maioria dos estudos apresentados pela literatura falam sobre soldagem a laser Nd:YAG / Nd: Glass em modos contínuo e pulsado, e soldagem a laser de CO₂.

Figura 2.1 - Esquema simplificado do funcionamento de um laser



Fonte: Morris (Trumpf).

Segundo (Popular Science & Technology Series), pode se definir os 3 principais tipos de laser como;

- **Laser Nd:YAG** é formado a partir de um sistema de óxido misto com uma composição de Y₃Al₅O₁₂ usando o método de Czochralski, o cristal é cultivado em uma forno especialmente concebido através da imersão de um alimentador rotativo em um cadinho de material fundido e retirando-o a uma velocidade constante. Cadinho de irídio é usado, devido ao seu alto ponto de fusão (1910°-1970°C). A concentração ótima de neodímio em YAG é cerca de 1 por cento.

A dificuldade de crescimento do cristal de YAG limita o tamanho das varetas de laser em cerca de 1 cm no diâmetro. Porém, o cristal YAG possui uma vantagem de ter uma elevada condutividade térmica para dissipar o calor gerado, permitindo que estes cristais sejam operados em elevadas taxas de repetições, na ordem de diversos pulsos por segundo. Com uma fonte contínua

de excitação com lâmpada de tungstênio ou lâmpada arco de criptônio, saídas de laser contínuas com potência de 1kW podem ser obtidas.

Devido as suas excelentes propriedades, o laser Nd:YAG é amplamente utilizado em aplicações industriais na corte e soldagem de metais e ligas

- **Laser Nd: Glass** o vidro é um material para aplicação de alta energia, tem uma boa flexibilidade no tamanho e forma, e uma grande homogeneidade. O vidro é composto de óxidos não metálicos, como dióxido de silício, fósforo, óxido de reprimida e óxido de boro são os seus principais constituintes. É possível obter uma grande variedade de propriedades, devido à existência de diferentes óxidos metálicos, os quais podem alterar a estrutura de várias maneiras. Estes componentes, e os ativadores de laser são misturados e fundidos em um forno de vidro.

A maior desvantagem do vidro é que ele se produz em linhas homogeneamente alargadas que são mais largas do que as encontradas nos cristais. Isto aumenta sua limitação, como uma inversão superior, é necessária para o mesmo ganho. Outra desvantagem do vidro é sua baixa condutividade térmica, devido a isto existe uma limitação para usá-lo em operações com alta taxa de repetição. O laser Nd: Glass é geralmente utilizado no modo pulsado para aplicação de processamento e fusão de materiais.

Laser de Gás tem uma mistura de gás ou uma mistura de gases como substâncias para amplificação da luz. Os lasers de hélio-néon, íons de argônio, CO₂ são os lasers mais amplamente utilizados. Na maioria dos casos, o gás está contido em um tubo de vidro ou quartzo com cerca de 25-100 cm de comprimento e as moléculas de gás são excitadas através de uma descarga elétrica luminosa. Com poucas exceções, estes lasers recebem sua entrada de energia através de colisões de átomos com elétrons de alta energia.

Esta energia é fornecida através da aplicação de uma alta tensão entre os eletrodos localizados dentro do meio gasoso de modo a acelerar os elétrons para altos níveis de energia.

O laser de diodo fornece uma densidade de potência ($2 \times 10^8 \text{ W/m}^2$) mais baixa que os laser de CO₂ e Nd:YAG, apresentam uma eficiência mais elevada, na ordem de 30% a 50% contra 3% a 10% do laser de CO₂ e 1% a 4% do laser Nd:YAG (Leal e Loureiro, 2004).

Os lasers de gás são do tipo contínuo e normalmente tem alta coerência, mas são menos potentes quando comparados aos lasers de estado sólido.

Na soldagem a laser pode-se trabalhar em dois modos de aquecimento (Keyhole e Conduction) (site: www.ewi.org).

- **Modo (Conduction)** a densidade de energia é grande o suficiente para fundir o metal. A penetração da solda é obtida pelo calor do laser conduzido para dentro do metal pela superfície. Um exemplo, a soldagem a laser pulsado com variação do comprimento dos pulsos em milissegundos. A profundidade da solda é controlada na peça através do comprimento dos pulsos. Quanto mais tempo à duração do pulso, maior é o calor gerado “conduzido” para dentro da peça. Neste modo o cordão de solda é mais largo do que profundo.

- **Modo (Keyhole)** a densidade da energia é grande o suficiente para que o metal vá além da fusão. Ele vaporiza. O metal vaporizando cria uma expansão do gás que o empurra para fora. Isto cria um túnel (keyhole) a partir da superfície atravessando a peça, gerando um cordão de solda estreito, e conseqüentemente uma ZAC menor.

2.2. SOLDAGEM A LASER EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Segundo Khan (2007), os lasers utilizados para soldagem podem ser de 2 tipos;

- 1) Laser no estado sólido
- 2) Laser de gás (mais utilizado é o laser CO₂)

Laser no estado sólido são Rubi, Diodo, Nd:Glass e Nd:YAG, onde os dois últimos são (Nd: Glass) ou um único cristal de ítrio-alumínio-granada e (Nd:YAG) são dopados com (neodímio) íons como meio ativo. O principal laser é o laser de CO₂.

O autor também exemplifica as principais diferenças na aplicação destes lasers;

- Os lasers de Rubi e Nd: Glass são capazes de gerar uma alta energia por pulso, porém, são limitados na taxa de repetição máxima, já os lasers de

Nd:YAG e CO₂ podem ser com ondas contínuas ou pulsadas com alta taxa de repetição.

- A incidência da radiação do laser faz com que o mesmo seja refletido de volta quando aplicado em superfícies metálicas em quantidades calculáveis, ainda há uma energia suficiente que é absorvida para manter a poça de fusão contínua. Já os lasers de Rubi e Nd:Glass superam este problema de reflexão, porque ambos são capazes de gerar alta energia por pulso.

- Devido a baixa taxa de pulso 1-50 pulsos por segundo, os lasers de Rubi e Nd:Glass quando utilizados para soldagem de chapas finas, a velocidade de soldagem deve ser extremamente baixa, ao contrário destes, o laser de Nd:YAG, em particular o laser de CO₂ são capazes de gerar altas saídas de ondas contínuas, elas podem ser pulsadas com vários milhares de pulsos por segundo, dando origem a uma soldagem contínua de alta velocidade.

A habilidade do laser de gerar uma potência superior á 10^6 W/cm^2 é o fator principal para ser considerado um potencial para ser utilizado na soldagem. Em comparação a outros processos, seu consumo de energia é inferior e a sua eficiência é superior.

A taxa de aquecimento do laser na superfície de um material é proporcional à densidade da potência e diminui com o aumento da condutividade térmica, calor específico de uma unidade em volume e, o tempo de existência da fonte de calor (Rykalin, Uglov e Kokora, 1978).

Para o aço a absorção do feixe de laser de CO₂ é de cerca de 10%, dependendo da condição da superfície, e o valor da condutividade térmica é de aproximadamente de 22 W/m-K. O alcance da irradiação do feixe de laser é menor que 10^6 W/cm^2 . Para o alumínio, os valores correspondentes são aproximadamente 5% e 200 W/m-K. Devido a isto, para soldagem de ligas de alumínio é necessário uma alta irradiação do feixe de laser (Leong, Sabo, Sanders e Spawr).

Tabela 1 – Consumo de energia e eficiência da soldagem a laser comparados com outros processos

WELDING PROCESS	INTENSITY OF ENERGY SOURCE		JOINING EFFICIENCY, MM ² /KJ	FUSION ZONE PROFILE
	w/cm ²	w/in. ²		
OXYACETYLENE (OAW)	10 ² -10 ³	6 × 10 ² -6 × 10 ³	0.2-0.5	SHALLOW FOR SINGLE PASS
ARC WELDING	5 × 10 ² -10 ⁴	3 × 10 ³ -6 × 10 ⁴	0.8-2 ^(A) 2-3 ^(B) 4-10 ^(C)	SHALLOW FOR SINGLE PASS
PLASMA ARC (PAW)	10 ³ -10 ⁶	6 × 10 ³ -6 × 10 ⁶	5-10	SHALLOW AT LOW-ENERGY END DEEP PENETRATION AT HIGH-ENERGY END
LASER BEAM	10 ³ -10 ⁷	6 × 10 ³ -6 × 10 ⁷	15-25	SHALLOW AT LOW-ENERGY DENSITY RANGE DEEP PENETRATION AT HIGH-ENERGY DENSITY RANGE
ELECTRON BEAM	10 ⁵ -10 ⁸	6 × 10 ⁵ -6 × 10 ⁸	20-30	DEEP PENETRATION

Fonte: ASM Metal Handbook.

O alcance da irradiação do feixe de laser nas ligas de alumínio da série 5000 é de 0.8 a 3 × 10⁶ W/cm², e para a série 6000 de 1 a 5 × 10⁶ W/cm². Esta variação de valores reportada é consequência da diferença do tamanho do feixe de laser na superfície e da velocidade de soldagem utilizada. No caso da soldagem com laser Nd:YAG com comprimento de ondas mais curto, a absorção para o aço e alumínio são substancialmente maiores (~40% em 1000K). O alcance da irradiação do feixe de laser nas ligas de alumínio da série 5000 e 6000 reduzem para <1 × 10⁶ W/cm² e <2 × 10⁶ W/cm² respectivamente (Leong, Sanders e Spawr).

Os principais problemas de soldabilidade das ligas de alumínio se relacionam com a presença de óxido refratário e sua elevada condutividade térmica. A camada de óxido requer a limpeza da superfície das peças antes da soldagem, qualquer que seja o processo de soldagem utilizado. A soldagem a laser das ligas de alumínio é mais difícil, devido ao seu baixo coeficiente de absorção. Neste caso, a soldagem a laser YAG possui uma ligeira vantagem em comparação com a soldagem a laser de CO₂, porque tem um comprimento de onda menor que permite uma melhor absorção da irradiação do laser (Blondeau, 2008).

A alta refletividade de um feixe de laser na superfície de um metal é bem conhecida. Por volta de 95% da potência do feixe de CO₂ pode ser refletida por

uma superfície de metal polida. A refletividade é ligeiramente inferior na soldagem a laser YAG. Alterações na superfície como rugosidade, presença de óxidos e revestimento podem reduzir significativamente a refletividade. Uma vez que a soldagem realizada no modo (keyhole) é estabelecida, a absorção é alta porque o feixe de luz fica preso dentro do buraco por reflexão interna (Blondeau, 2008).

Tabela 2 – Algumas aplicações industriais conhecidas de soldagem a laser

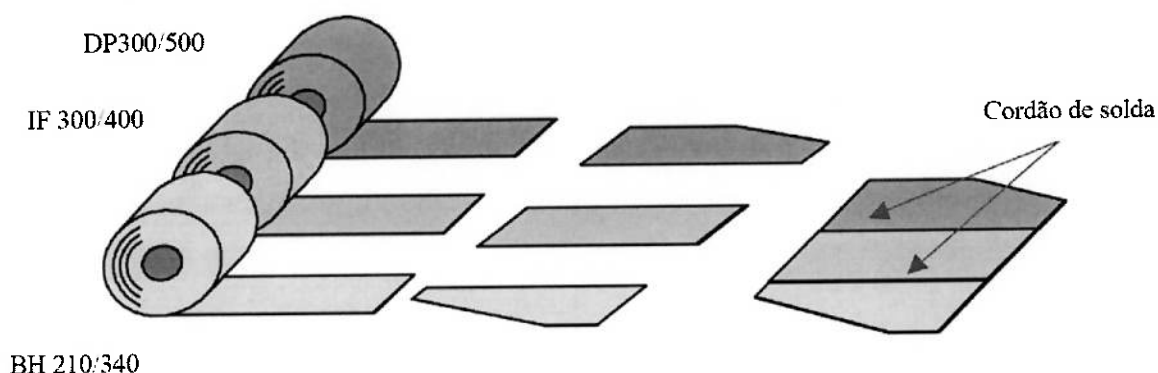
Application	Industry	Type of laser	Materials	Thickness
Welding of blanks	Automotive	CO ₂	Non-alloyed steels coated or not	0.7 to 2 mm
Bodyshells	Automotive	Continuous YAG	Coated non-alloyed steels	1.2 mm
Gear box pinions	Automotive	CO ₂	Non-alloyed steels	2 to 5 mm
Tubular radiators	Equipment	Pulsed YAG	Non-alloyed steels	1 mm
Pipings	Aeronautic	CO ₂	Titanium alloy	1 mm
Stiffeners	Aeronautic	Continuous YAG or CO ₂	Aluminum alloy	1 to 4 mm
Plate heat exchanger	Food	CO ₂	Stainless steels	1 to 2 mm
Casing closures	Electronics	Pulsed YAG	Aluminum, titanium, nickel alloys	1 mm
Oil filters	Automotive	Continuous YAG	Aluminum alloy	1 mm
Cardiac pacemaker	Medicine	Pulsed YAG	Titanium alloys	0.5 mm
Pipes	Iron and steel industry	CO ₂	Non-alloyed or slightly alloyed	5 to 16 mm
Power-assisted steering	Automotive	Continuous YAG	Non-alloyed steels	2 mm
Airbag initiators	Automotive	Pulsed YAG, continuous YAG or CO ₂	Aluminum alloy, stainless steels	0.5 mm

Fonte: Blondeau (2008).

2.3. TAILORED WELDED BLANKS

Na visão atual da indústria automobilística a construção de carrocerias mais leves significa reduzir consumo de combustível e emissão de poluentes, o que está diretamente ligado ao meio ambiente. Os governos e as normas ambientais estão cada vez mais exigentes com a tecnologia empregada e a eficiência dos veículos automotores e, em busca de soluções, a indústria automotiva vem investindo cada vez mais em novas tecnologias e dentre elas, podemos destacar o surgimento do Tailored Welded Blanks, uma tecnologia que consiste na união de duas ou mais chapas de diferentes espessuras e propriedades mecânicas.

Figura 2.2 – Desenho representativo da fabricação de um componente Tailored Welded Blanks com diferentes materiais e o correspondente limite de resistência



Fonte: Crivellaro (2003).

O termo "Tailor" é derivado da noção de que o projeto de um automóvel será capaz de "Tailor" ser projetado com geometrias, espessuras e materiais diferentes em todas as regiões da carroceria, reforçando pontualmente as regiões das peças que sofrem maiores esforços mecânicos, na posição da estampagem onde propriedades específicas dos materiais são desejadas. Estas diferenças podem ser no grau do material, espessura, resistência, ou revestimento como, por exemplo, galvanizado ou não. Os Tailored Welded Blanks, também conhecido como TWB, tem gerado enorme interesse na indústria automotiva pelos substanciais benefícios que produzem. Estes

benefícios incluem redução de custo, devido a menos ferramentais de estampagem, eliminação dos ajustes na operação de soldagem a ponto e redução de perda de material. Devido à combinação das partes para formar um único componente produzem também melhor consistência dimensional pela redução da utilização dos processos de soldagem a ponto, melhora na resistência à corrosão através da eliminação das juntas de sobreposição geradas através da integração de reforços, e melhora nos resultados dos testes de colisão, devido ao aumento da rigidez da soldagem a laser quando comparado com a soldagem a ponto (Kinsey e Cao, 1998).

Atualmente os materiais mais utilizados para aplicação em Tailored Welded Blanks são as ligas de aço, porém, estudos recentes mostram a aplicação desta tecnologia em alumínio. Por ser uma liga com densidade menor e uma melhor absorção de energia em relação às ligas de aço, se tornou uma boa alternativa para indústria, porém enfrenta o grande desafio para utilização no setor automotivo que vem a ser o custo das ligas de alumínio, que são superiores as ligas de aço. No entanto, pode-se tornar viável quando se faz uma relação entre massa e custo. Outro fator importante é a complexidade da soldagem das ligas de alumínio.

Stephen Ainsworth, um consultor especializado na aplicação e instalação de sistemas a laser, acredita que a primeira utilização de TWB foi um experimento em 1982 na instalação de prensagens da Rover Swindon na produção de painel de porta interno para o carro Montego. Porém a primeira aplicação de verdade ocorreu por volta de 1985 quando uma empresa de engenharia alemã, Thyssen, em cooperação com uma empresa de laser Rofin-Sinar, desenvolveu um sistema para soldagem a laser do assoalho do Audi 100. No Japão a Toyota também começou a aplicar esta tecnologia, primeiro para o teto solar em 1985, depois para o painel lateral em 1989. Nos Estados Unidos, a General Motors foi a primeira a utilizar e o principal motivador para o desenvolvimento de TWBs. Em 1993, a GM entregou uma linha para produzir de 4 a 5 peças de painéis laterais (Rooks, 2001).

Segundo Jaroni e Dohr (1992 apud Crivellaro 2003), algumas vantagens atribuídas ao uso de TWB pela indústria automobilística com respeito ao processo, produto e design, podem ser enumeradas como;

- redução de tolerâncias das partes unidas, tal como a otimização do tamanho da chapa a ser utilizada no processo de estampagem;
- aumento no potencial de absorção de energia no caso de colisão;
- redução do nível de rebarba da peça conformada;
- redução do número de partes a serem montadas, resultando numa logística simplificada;
- otimização e redução de custo na parte do ferramental, incluindo matrizes e instalações;
- aumento no potencial de formar novos produtos com novas formas.
- Unir materiais com distintas propriedades mecânicas, uma vez que cada material se comporta de uma maneira diferente quando soldado e conformado.

Para este processo também existem as seguintes desvantagens;

- altos investimentos em processos de solda, principalmente a soldagem a laser, automação da linha de alimentação das chapas;
- Cuidado no manuseio das chapas antes do processo de soldagem.
- Alta exigência na qualidade de corte das chapas, uma vez que o corte deve ser o mais linear possível;
- Qualidade no cordão de solda, ainda mais crítico quando o material for alumínio;

2.3.1 PROCESSOS DE SOLDAGEM APLICADOS EM TAILORED WELDED BLANKS

Os principais processos de soldagem empregados atualmente pela indústria automobilística para união de chapas de alumínio são;

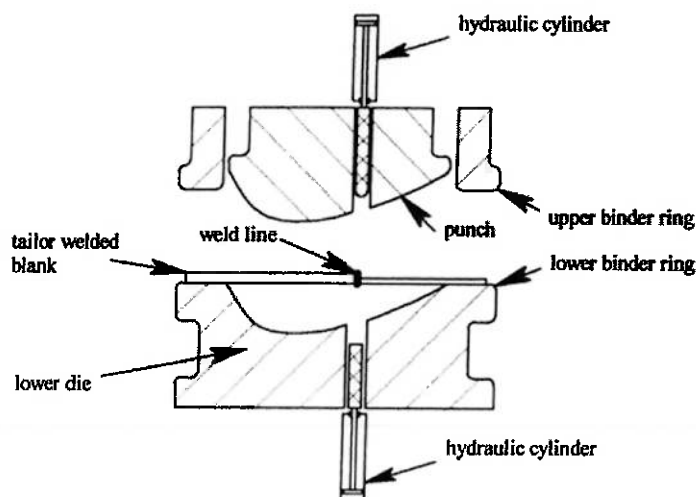
- a) Soldagem a Laser
- b) MIG/MAG
- c) Soldagem por Resistência

No entanto, as propriedades do material na zona afetada pelo calor (ZAC), adjacente à solda ou na própria zona fundida são significativamente menos desejáveis, do ponto de vista da estampabilidade quando comparadas com o metal de base, tornando difícil uma estampagem profunda livre de falhas. A resistência do alumínio na zona afetada pelo calor diminui, devido á

soldagem. Para as ligas da série 6XXX a resistência à tração pode ser reduzida em até 40% do valor do metal de base. Porém, esta redução dependerá do material de adição, da liga utilizada na soldagem, do tratamento térmico pós-soldagem ou envelhecimento e de outros parâmetros do processo de soldagem, como: duração e a quantidade de aquecimento.

A estampabilidade de TWB é altamente influenciada pelo processo de soldagem utilizado para produzi-lo, especialmente quando submetidos a altos regimes de tensão como dobramento e alongamento. Os parâmetros de soldagem também desempenham um papel importante nas propriedades mecânicas da junta soldada, como na estampabilidade de TWBs. Devido a isto, o processo de soldagem para produzir TWBs depende de sua aplicação, como requisitos de estética, custo e problemas de estampabilidade etc. Existe uma variedade de processos de soldagem para produzir TWBs, dentre os quais podemos citar: Laser, FSW, Soldagem por costura com resistência, feixe de elétrons e deformação por rolos (Kinsey e Wu, 2011).

Figura 2.3 – Esquema de uma mecanismo proposto de fixação em TWBs



Fonte: Kinsey e Cao (1998).

2.4. SOLDABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

O alumínio e suas ligas têm gerado muito interesse na comunidade da soldagem a laser, pelo seu potencial de aplicação na indústria automobilística. Entre 1970 e 1980, ligas de alumínio eram considerados difíceis de soldar, devido ao seu alto índice de reflexão causada pela radiação emitida do laser de CO₂. Para solucionar, ou pelo menos minimizar este problema, alguns revestimentos superficiais foram desenvolvidos (ASM Metal Handbook).

Segundo Handbook of Aluminum (2003), a baixa energia e o aporte de calor da soldagem a laser afetariam somente um pequeno volume de material, devido ao menor ciclo térmico da soldagem, com isso, não seria esperada uma grande degradação da zona afetada pelo calor.

Este mesma literatura menciona que uma superfície de alumínio polida tipicamente reflete mais de 90% da energia do laser, e assim outros métodos como de rugosidade mecânica ou química, deposição de pinturas e revestimento absorvivo, anodização e tingimento tem sido desenvolvidos, para melhorar a absorvidade da energia do laser. Apesar das dificuldades mencionadas este processo vem sido muito utilizado pela indústria aeroespacial e automobilística.

Em alguns trabalhos consultados pode ser observado que ligas de alumínio perdem as propriedades mecânicas durante a soldagem a laser, principalmente as ligas que são endurecíveis por precipitação.

Segundo Taniguchi e Okumura (1982), o alumínio e suas ligas pertencem à classe das chamadas ligas leves, devido ao seu baixo peso específico. Tem em geral boa resistência mecânica, aliada a propriedades de resistência a corrosão e condutibilidade elétrica.

O Handbook of Aluminum (2003) diz que os processos de soldagem para junção de alumínio puro e suas ligas mais utilizados são;

- a) Gás Tungsten Arc Welding (GTAW)
- b) Gás Metal Arc Welding (GMAW)
- c) Plasma Arc Welding (PAW)
- d) Electron Beam Welding (EBW)
- e) Resistance Spot Welding (RSW)

- f) Friction Welding (FW)
- g) Ultrasonic Welding (UW)

Menos comuns, porém podem também ser usados os processos de soldagem;

- h) Shielded Metal Arc Welding (SMAW)
- i) Laser Beam Welding (LBW)
- j) Electroslag (ESW)
- k) Electrogas (EGW)
- l) Projection Welding (PW)

O maior desafio na soldagem de ligas de alumínio são os defeitos gerados pela soldagem. Entre eles, podemos citar: porosidade, trinca de solidificação e de liquação. Para minimizar estes defeitos existem varias técnicas de soldagem e até controle da composição química das ligas e dos consumíveis aplicados. Um fator que está diretamente ligado a estes defeitos é a condutividade térmica elevada do alumínio, que provoca um alto escoamento do calor ao longo do material, dificultando o aumento da temperatura na poça de fusão.

As ligas de alumínio são classificadas como;

- Ligas endurecíveis por solução sólida – Al-Mg, Al-Si e Al-Mg, raramente perdem as propriedades mecânicas na zona afetada pelo calor, a menos que estejam na condição de deformadas a frio.
- Ligas endurecíveis por precipitação – Al-Cu, Al-Si e Al-Zn, perdem as propriedades mecânicas quando soldadas, principalmente se submetida a tratamento térmico (Site: www.infosolda.com.br).

Tabela 3 – Designação para ligas de alumínio trabalhadas

ALLOY SYSTEM	ALUMINUM SERIES
WORK-HARDENABLE ALLOYS	
PURE AL	1XXX
AL-MN	3XXX
AL-SI	4XXX
AL-MG	5XXX
AL-FE	8XXX
AL-FE-NI	8XXX
PRECIPITATION-HARDENABLE ALLOYS	
AL-CU	2XXX
AL-CU-MG	2XXX
AL-CU-LI	2XXX
AL-MG-SI	6XXX
AL-ZN	7XXX
AL-ZN-MG	7XXX
AL-ZN-MG-CU	7XXX
AL-LI-CU-MG	8XXX

Fonte: ASM Metal Handbook.

Os autores Taniguchi e Okumura (1982), descrevem as ligas de alumínio como;

- Série 1000 – Alumínio puro para uso industrial, pureza entre 90% e 99%, boa resistência à corrosão, alta condutibilidade térmica e elétrica e excelente flexibilidade, soldagem e usinabilidade satisfatória, apesar da baixa resistência mecânica.
- Série 2000 – Al-Cu – Não é tratada termicamente, suas propriedades mecânicas são comparáveis as do aço baixo carbono, devido ao tratamento de endurecimento por precipitação. Após a solubilização, possuem resistência à corrosão inferior as outras séries, não tem uma boa soldabilidade, razão pela qual é muito utilizada em estruturas rebitadas.
- Série 3000 – Al-Mn – Não é tratada termicamente, os níveis de resistência mecânica são obtidos através de encruamento a frio. As principais vantagens desta série são: boa resistência à corrosão, boas usinabilidade e soldabilidade.
- Série 4000 – Al-Si – Não é tratada termicamente, devido à adição de silício, a temperatura de fusão desta liga é mais baixa. Possui excelente fluidez, dificilmente ocorrem problemas de trincas, sendo uma série muito indicada

para soldagem de fundidos, material de enchimento e ligas tratadas termicamente.

- Série 5000 – Al-Mg – Não é tratada termicamente, as vezes são combinadas com Mn, possuem propriedades mecânicas superiores a liga Al-Mn, são facilmente soldáveis e apresentam boa resistência à corrosão.
- Série 6000 – Al-Mg-Si – Tratada termicamente, apresenta boa usinabilidade, resistência à corrosão e soldabilidade. No entanto, esta liga pode sofrer perda de dureza na zona de soldagem, devido aos efeitos do aporte de calor.
- Série 7000 – Al-Zn – São ligas tratadas termicamente, podem conter magnésio como elemento suplementar e ainda pequenas porcentagens de cobre e cromo. Possuem uma ótima resistência mecânica, porém sua soldabilidade e resistência à corrosão são inferiores que as outras ligas.

A especificação de um estado de uma liga de alumínio pode ser indicada por letras e números ao final de sua classificação, as tabelas a seguir mostram resumidamente o significado destes códigos;

Tabela 4 – Designação das ligas não tratáveis termicamente

Designação	Condição
-O	Recozido (para produtos trabalhados mecanicamente e recozidos até o maior amaciamento possível).
-F	Como fabricado (para produtos processados sem um controle específico das condições de fabricação).
-H1*	Encruado (para produtos trabalhados a frio sem recozimento posterior).
-H2*	Encruado e parcialmente e parcialmente recozido (para produtos encruados acima da resistência desejada e parcialmente recozidos até a resistência desejada).
-H3*	Encruado e estabilizado (para produtos tratados a baixa temperatura para reduzir ligeiramente a sua resistência e evitar o seu amaciamento progressivo à temperatura ambiente).

* Dígitos colocados após estas designações indicam a severidade do tratamento.

Fonte: Modenesi (2011).

Tabela 5– Designação da condição de ligas tratáveis termicamente

Designação	Condição
-O	Recozido (para produtos recozidos até o maior amaciamento possível).
-F	Como fabricado (para produtos processados sem um controle específico das condições de fabricação).
-W	Solubilizado (para produtos submetidos ao tratamento de solubilização).
-T1*	Envelhecido (Produto resfriado da temperatura de trabalho a quente e envelhecido naturalmente até uma condição bem estável).
-T2*	Envelhecido (Produto resfriado da temperatura de trabalho a quente, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição bem estável).
-T3*	Envelhecido (Produto solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente até uma condição bem estável).
-T4*	Envelhecido (Produto solubilizado e envelhecido naturalmente até uma condição bem estável).
-T5*	Envelhecido (Produto resfriado da temperatura de trabalho a quente e envelhecido artificialmente).
-T6*	Envelhecido (Produto solubilizado e envelhecido artificialmente).
-T7*	Envelhecido (Produto solubilizado e envelhecido artificialmente até uma condição além da de resistência máxima).
-T8*	Envelhecido (Produto solubilizado, encruado e envelhecido artificialmente).
-T9*	Envelhecido (Produto solubilizado, envelhecido artificialmente e encruado).
-T10*	Envelhecido (Produto resfriado da temperatura de trabalho a quente, encruado e envelhecido artificialmente).

* Dígitos (o primeiro diferente de zero) colocados após estas designações indicam variações do tratamento.

Fonte: Modensesi (2011).

Quando se aquece as ligas de alumínio estas tendem a apagar o efeito do tratamento térmico por precipitação e encruamento, a soldagem gera uma pequena porção localizada do material ao seu ponto de fusão, diminuindo a resistência do material na solda. Para ligas não tratáveis (endurecidas por encruamento, das séries 1XXX, 3XXX e 5XXX) a zona afetada pelo calor é reduzida para a resistência de recozido. Para as ligas tratáveis termicamente (séries 2XXX, 6XXX e 7XXX) a zona afetada pelo calor a resistência é reduzida para um pouco abaixo da resistência dos tratados termicamente com solução (T4) (Kissel e Ferry, 2002).

O trabalho de Amaya, Boukha, Vásquez, Rovira e Botana (2012) analisou a soldabilidade da soldagem a laser de 4 ligas de alumínio, que são apresentadas na tabela a seguir;

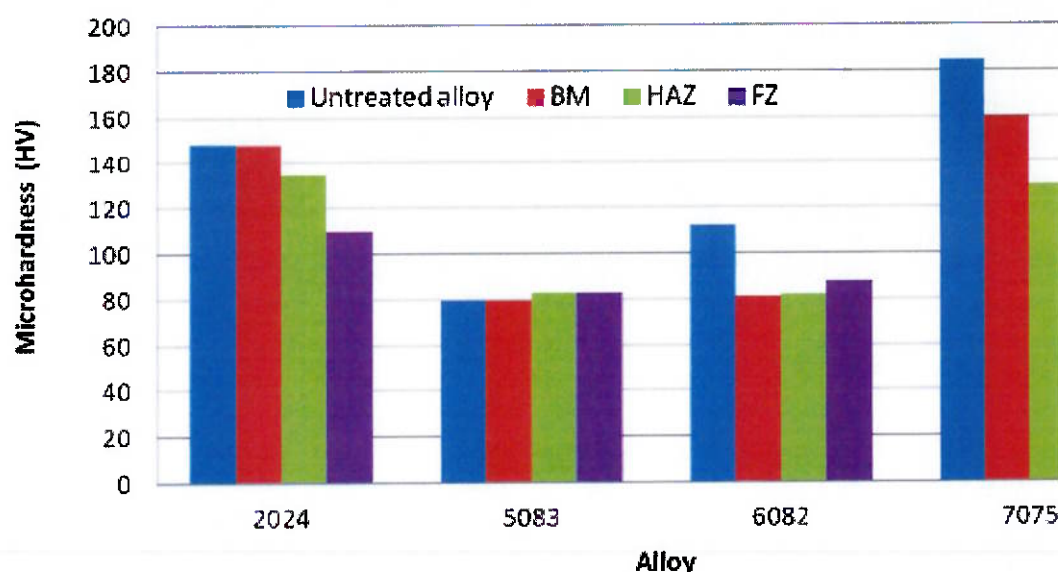
Tabela 6 – Ligas de alumínio e suas composições químicas

LIGA	ELEMENTO										
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Cr	Ti	Ga	V	Al
2024 - T3	0.10	0.22	4.11	0.56	1.34	0.13	0.01	0.01	0.01	<0.01	93.49
5083 - T0	0.10	0.30	0.02	0.50	4.22	<0.01	0.08	0.02	0.01	0.01	94.73
6082 - T6	1.03	0.34	0.06	0.57	0.87	0.01	0.01	0.03	0.01	<0.01	97.04
7075 - T6	0.06	0.16	1.25	0.08	2.32	5.47	0.20	0.01	0.01	0.01	90.41

Fonte: Amaya, Boukha, Vásquez, Rovira e Botana (2012).

Os autores concluíram que as ligas (2024-T3 / 7075-T6) obtiveram maior dureza na zona afetada pelo calor, que as ligas (5083-T0 / 6082-T6), estas duas últimas também obtiveram uma dureza maior quando comparadas com seu respectivo metal de base.

Figura 2.4 – Microdureza de diferentes zonas das ligas de alumínio, onde BM (Metal de Base), HAZ (zona afetada pelo calor) e FZ (zona de fusão)



Fonte: Amaya, Boukha, Vásquez, Rovira e Botana (2012).

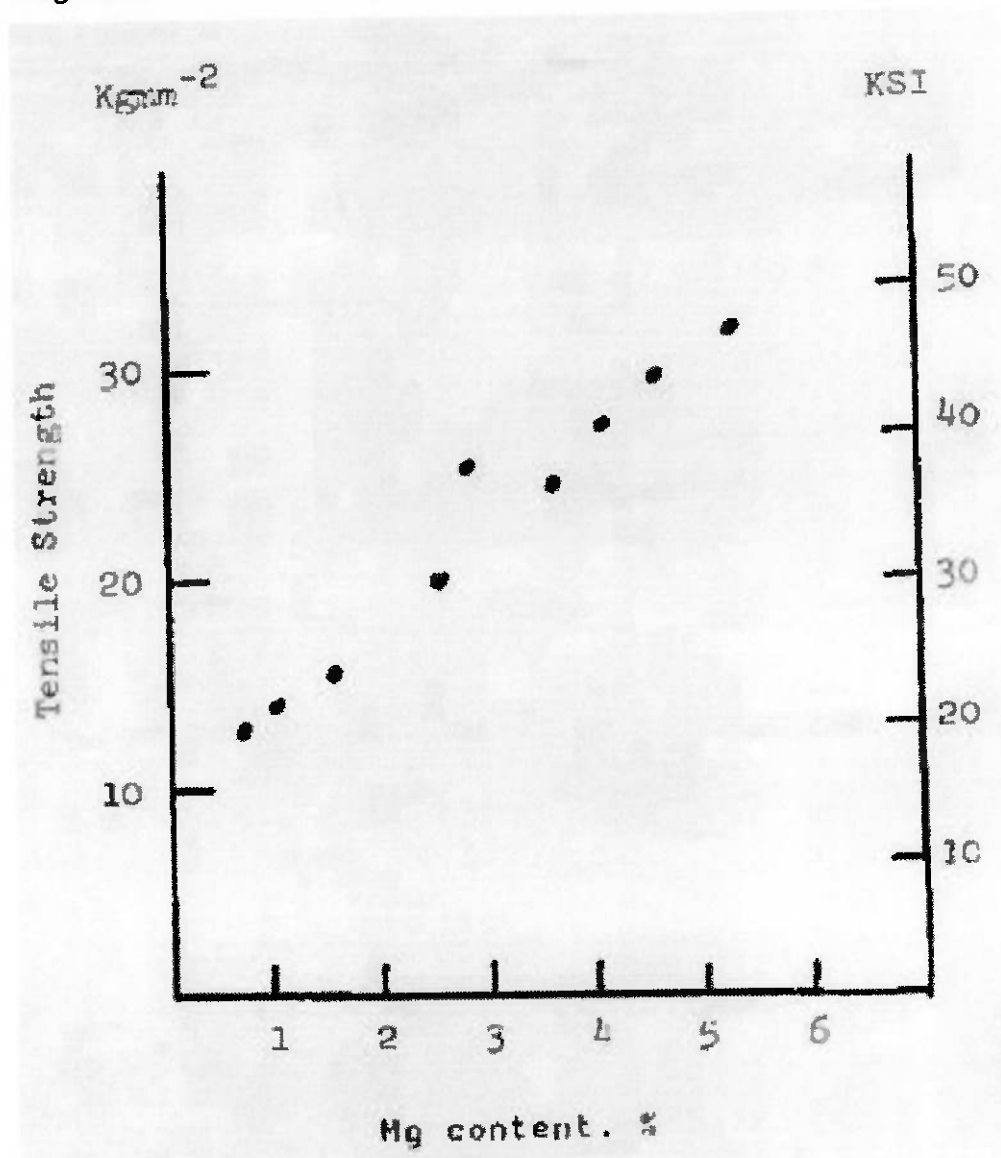
Este trabalho evidenciou um dos maiores problemas gerados na soldagem a laser de ligas de alumínio, pode-se observar que as ligas endurecíveis por precipitação, no caso das ligas (2024 / 6082 / 7075) ambas envelhecidas e solubilizadas, obtiveram uma perda da dureza na zona afetada pelo calor, quando comparadas com o metal de base, devido á alta temperatura seguida de um resfriamento rápido, causados tanto pelo processo

de soldagem a laser como também pela alta condutividade térmica do alumínio, gerando um crescimento ou dissolução dos precipitados na matriz e favorecendo assim o movimento das discordâncias, quando submetido a uma solicitação mecânica. No entanto, a liga (5083) já não mostrou esta perda de dureza, mesmo quando comparada com uma liga não tratável. Para melhorar a resistência mecânica na zona afetada pelo calor, é recomendado realizar um tratamento térmico pós-soldagem.

Durante a soldagem a laser da liga de alumínio 5456-H116 mais de 90% dos precipitados são vaporizados pela irradiação do laser. A zona de fusão tem menor resistência à tração e ductibilidade, quando comparadas às propriedades do metal de base. O valor de tenacidade da região soldada é superior ao do metal de base, devido ao mecanismo de purificação e refinamento da microestrutura (Moon e Metzbowe, 1982).

A vaporização de elementos durante a soldagem a laser nas ligas de alumínio já foi evidenciada nos trabalhos de Cieslak e Fuerschbach (1988), e Zhao e Debroy (2001). Apesar de serem ligas não tratáveis termicamente, de boa soldabilidade, e não serem susceptíveis ao crescimento ou dissolução dos precipitados, a irradiação da soldagem a laser causa a vaporização de elementos, principalmente do magnésio que é o elemento em maior quantidade nas ligas da série 5XXX. Com a diminuição da porcentagem de magnésio ocorre uma diminuição na resistência à tração. Este fenômeno é descrito no trabalho o de Moon e Metzbowe (1982).

Figura 2.5 – Resistência á tração das ligas Al-Mg versus Conteúdo de magnésio



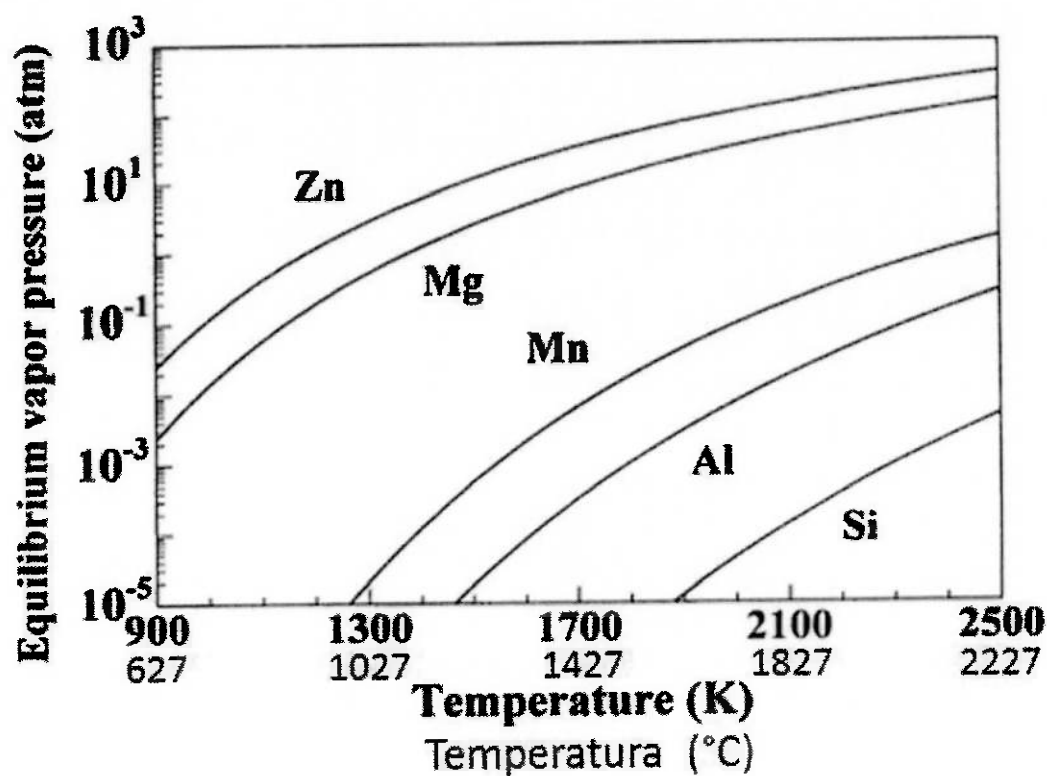
Fonte: Moon e Metzbowe (1982).

Este fenômeno da vaporização pode ser explicado pelo baixo ponto de fusão de alguns elementos de liga como lítio, magnésio e zinco, uma vez que a pressão do vapor em equilíbrio destes elementos é maior que a do alumínio. Esta vaporização pode ocorrer em ambos os modos (keyhole e Conduction) durante a soldagem a laser (Cao, Wallace, Immarigeon e Poon, 2003).

O mecanismo de vaporização é dividido em três estágios. O primeiro envolve o transporte da vaporização dos elementos da massa para superfície da poça de fusão. Em seguida, a vaporização dos elementos ocorre na

interface líquido / vapor, e finalmente, as espécies vaporizadas são transportadas para as fases gasosas circundantes. É descrito no trabalho de (Cao, Wallace, Immarigeon e Poon, 2003), que a vaporização intrínseca de elementos de liga na superfície da poça de fusão controla toda vaporização.

Figura 2.6 – Pressão do vapor em equilíbrio de diferentes metais



Fonte: Zhao e Debroy (2001).

2.5. PRINCIPAIS DEFEITOS CAUSADOS PELO PROCESSO DE SOLDAGEM A LASER EM LIGAS DE ALUMÍNIO

Os principais fatores que causam os defeitos durante o processo de soldagem são relacionados ao fato de que estas ligas possuem elevada condutividade térmica, elevado coeficiente de expansão térmica, alta afinidade pelo oxigênio e baixo ponto de fusão (660°C).

Estas ligas também apresentam particularidades metalúrgicas que devem ser observadas durante o processo de soldagem, as principais são: microsegregação, espaçamento dendrítico, trinca de solidificação e porosidade.

A) POROSIDADE

A formação de porosidade está diretamente ligada à grande variação da solubilidade do hidrogênio com a temperatura no alumínio líquido.

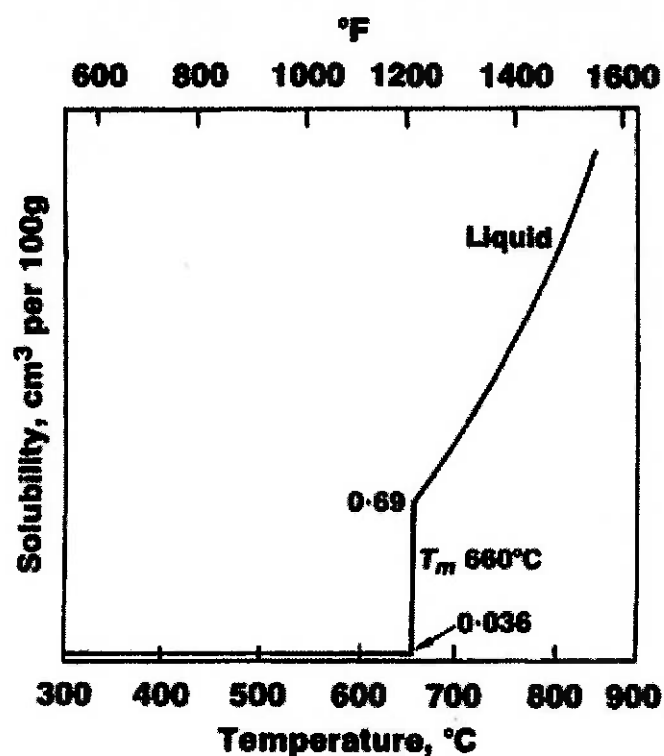
Segundo o Handbook of Aluminum (2003), a poça de fusão do alumínio pode conter um conteúdo de hidrogênio da ordem de até setenta vezes a solubilidade do ponto de fusão. Este efeito é pronunciado no alumínio pois a temperatura da região sobre o arco é muito superaquecida e a poça de fusão se torna supersaturada, de maneira a intensificar a formação de poros e de gás sem a contribuição da solidificação.

A formação de porosidade devido a irradiação do laser, é um dos principais problemas na soldagem do alumínio, mesmo em um processamento convencional, há uma grande formação de poros durante a solidificação. O hidrogênio é o único gás conhecido por ser mensuravelmente solúvel em qualquer sólido e no alumínio fundido. A solubilidade de hidrogênio dissolvido no estado atômico é aproximadamente 20 vezes maior no líquido do que no alumínio sólido. Devido a esta diferença de solubilidade, o hidrogênio atômico tende a sair da solução durante a solidificação, formando moléculas de hidrogênio através da baixa difusão ou pela rápida formação de bolhas. Uma vez que a soldagem a laser é um processo de resfriamento rápido, principalmente nas ligas de alumínio, pela sua alta condutividade térmica.

Tendo uma grande probabilidade dos gases ficarem presos no metal de solda durante a solidificação (Moon e Metzbower, 1984).

Existe grande quantidade de trabalhos onde é citado que a porosidade diminui a resistência a tração de um metal. Lawrence investigou o efeito da porosidade nas ligas da série 5XXX e 6XXX soldadas e concluiu que a porosidade era prejudicial para resistência à tração, bem com a ductibilidade da solda, e resultado similar pode ser visto no trabalho de Ashton (Moon e Metzbower, 1984), que estudou a soldagem da liga 5086.

Figura 2.7– Solubilidade do hidrogênio no alumínio puro









Fonte: ASM Metal Handbook.

O magnésio é um elemento ativo na superfície do alumínio que reduz substancialmente a tensão de superfície nas ligas de alumínio da série 5000, isto permite a criação de um grande "keyhole" que aumenta o efeito de fusão durante a soldagem. A literatura relata que a causa principal para formação de porosidade na soldagem a laser das ligas de alumínio é o aprisionamento de bolhas de gás, incluindo elementos de ligas vaporizados, gás de proteção e ar do ambiente, causados pela instabilidade e colapso do "keyhole" durante a

soldagem. Portanto, se uma maior taxa de evaporação de elementos de baixo ponto de fusão ocorre durante o processo de soldagem, os gases dos metais vaporizados ficam presos na poça de fusão, aumentando a formação de bolhas e consequentemente gerando uma maior porosidade. O conteúdo médio de elementos altamente voláteis, como o magnésio pode proporcionar uma indicação da extensão da perda evaporativa (Kun e Lin, 2005).

Estes autores estudaram o efeito da velocidade de soldagem sobre a porosidade das ligas de alumínio 5754-O e 6022-T4E29 soldadas com laser Nd:YAG com uma mesma energia com modo pulsado e convencional, pode-se observar os parâmetros na tabela a seguir.

Tabela 7 – Velocidade de soldagem e taxa de velocidade para dois modos de soldagem a laser Pulsado (PW) e Contínuo (CW) para liga 5754-O e 6022-T4.

Wave modes	5754-O			6022-T4E29		
	PW1	PW2	CW	PW1	PW2	CW
Welding speed (mm/min)	1000	1500	2000	400	600	800
Ratio of welding speed ^a	1	1.5	2.0	1	1.5	2.0
Bead profile						

Fonte: Kuo e Lin (2005).

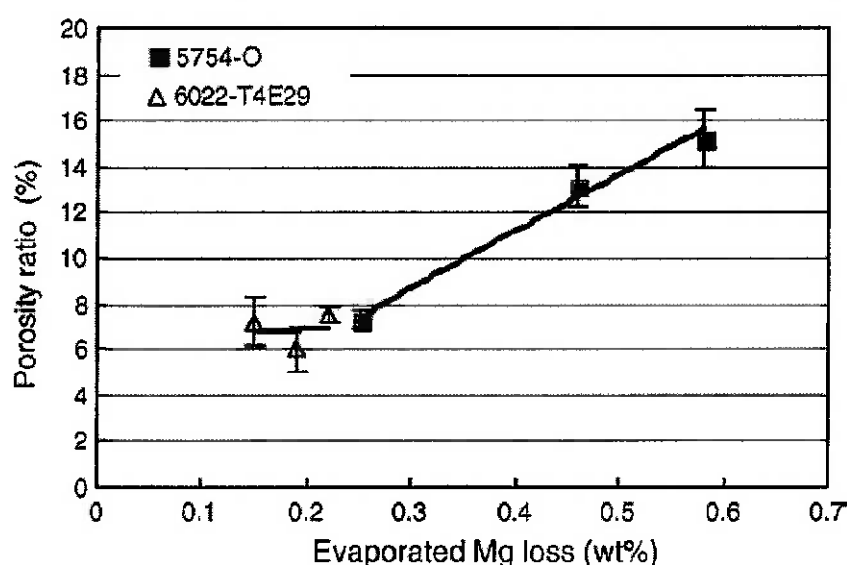
Observa-se na tabela acima que a velocidade de soldagem da liga 5754-O é 2.5 vezes maior do que na liga 6022-T4. Isto está associado a baixa difusividade e condutividade térmica da liga 5754-O (2.9 wt.% Mg) por causa do seu maior teor de Mg comparado com a liga 6022-T4 (0.61wt. % Mg). Portanto, durante o processo de soldagem a laser o calor é conduzido de forma mais lenta da poça de fusão para dentro do material circundante. Devido a isto, a poça de fusão permanece a uma temperatura mais elevada, isto indica que uma maior quantidade de energia é retirada localmente durante a soldagem da liga 5754-O, sendo possível soldar chapas utilizando velocidades de soldagem elevadas (Kuo e Lin, 2005).

Neste trabalho é relatada também a ocorrência de maior porosidade na liga 5754 quando utilizado o modo de soldagem a laser pulsado, porque o mesmo gera um aquecimento periódico da poça de fusão através de um pico de energia do feixe de laser incidente, que conduz a poça de fusão e solidifica

a mesma. Devido à alta potência do pico de energia envolvida na soldagem a laser pulsado, o tempo de solidificação é bem menor do que nos processo de soldagem a laser contínuo e nos processos convencionais de soldagem (Ventrella, Berreta e Rossi).

Como já é conhecido que o fator principal para formação de porosidade nas ligas de alumínio é causado pela rápida solidificação da poça de fusão, torna-se possível explicar a diferença de porosidade encontrada no trabalho de Kuo e Lin (2005), onde foi evidenciada uma maior porosidade da liga 5754-O quando soldada a laser no modo pulsado do que no modo contínuo. Como o modo pulado gera um menor tempo de solidificação, há menos tempo para que os gases retidos possam sair da poça de fusão durante a solidificação.

Figura 2.8 – Relação da perda por evaporação de Mg e taxa de porosidade para as ligas 5754-O e 6022-T4.



Fonte: Kuo e Lin (2005).

B) TRINCA DE SOLIDIFICAÇÃO

As ligas de alumínio também apresentam trincas de solidificação.

O aparecimento desta forma de descontinuidade deve-se a separação de uma rede sólida (dendritas) por um contínuo e fino filme microsegregado de uma fase pré-fusível formada a partir da presença de S, P, Nb, Mg, Si e C). A

severidade deste tipo de trinca apresenta uma relação direta com a quantidade de impurezas e com a geometria do cordão em solidificação (Barra, 2003).

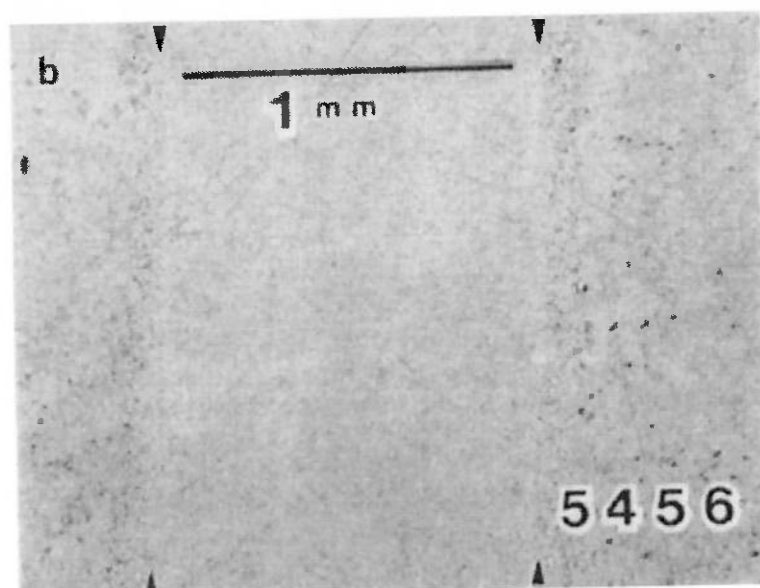
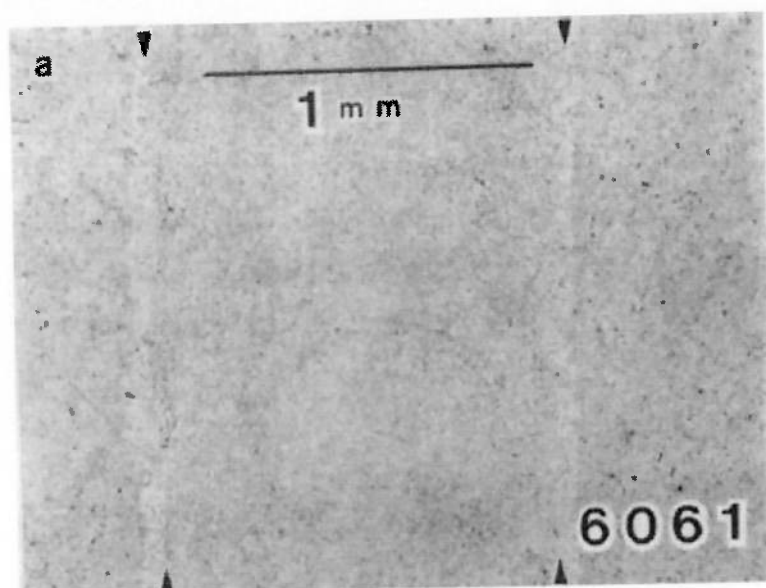
Neste caso deve-se evitar que a composição da poça de fusão atinja determinados valores de alguns elementos de liga, como o magnésio, o silício e o cobre. Para estes elementos de liga, a probabilidade de ocorrência de trinca de solidificação é máxima se o teor na poça de fusão for próximo de 2%. A solução é utilizar metais de adição com teores elevados de 5% de Si e 5% de Mg (Site: www.infosolda.com.br).

Segundo Brandi (1992), a explicação para este problema é que para baixos teores de elementos de liga, a quantidade de líquido eutético é muito pequena para formar um filme líquido, fazendo com que as dendritas estejam bem unidas entre si, reduzindo o risco de trinca. Já para teores médios, há um aumento do teor de líquido eutético, permitindo a formação de um filme e consequentemente o aparecimento das trincas de solidificação. Com teores elevados, a quantidade de líquido eutético é suficiente para preencher as eventuais trincas que possam se formar, sendo bem menor o intervalo de solidificação. O autor também menciona que para as ligas binárias, os máximos de suscetibilidade à trinca ocorrem com valores aproximados de: AL-3%Cu; Al-1%Si; Al-2%Mg; Al-4%Zn.

A trinca de solidificação também pode ocorrer quando altos níveis de tensão térmica, oriundos da contração durante a solidificação, estão presentes enquanto a poça de fusão está passando por vários graus de solidificação, sendo uma combinação de fatores mecânicos, térmicos e metalúrgicos.

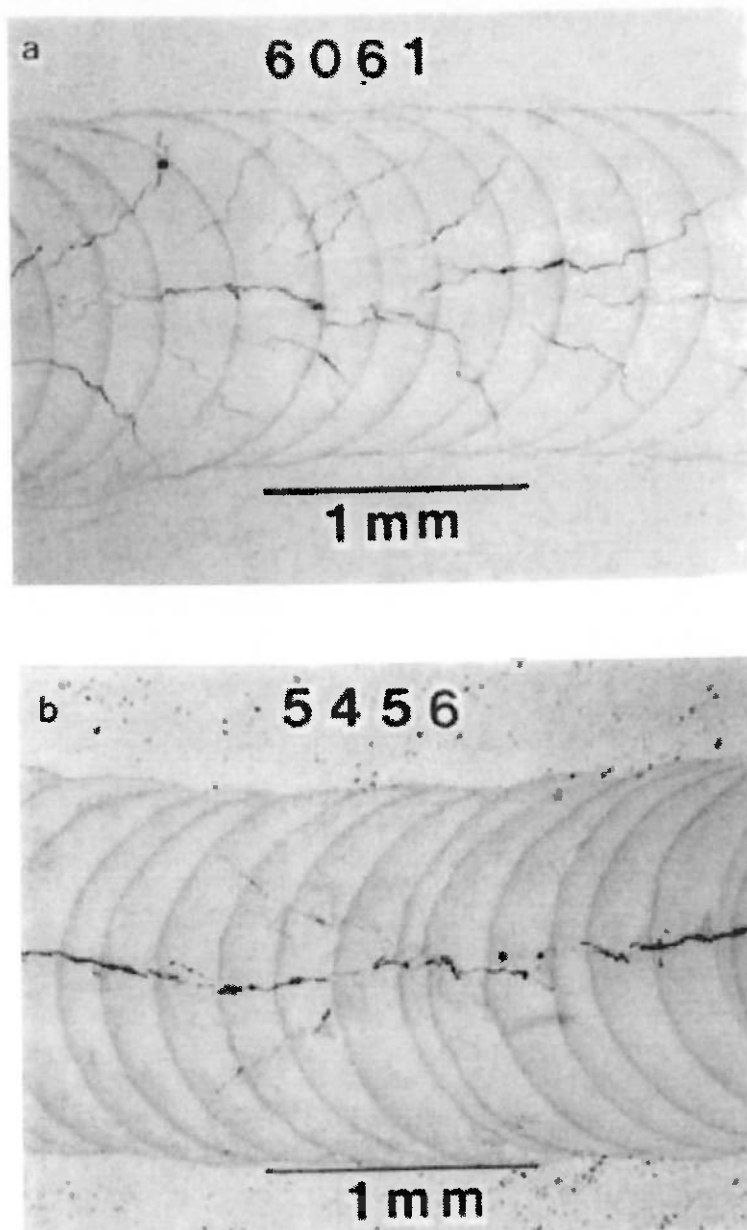
O trabalho de Cieslak e Fuerschbach (1988), estudou a soldabilidade das ligas de alumínio 6061, 5456 e 5086 com o processo de soldagem a laser Nd:YAG com ondas pulsadas e contínuas, os autores concluíram que o processo com ondas pulsadas é mais prejudicial para nucleação de trincas de solidificação do que no processo de soldagem com ondas contínuas.

Figura 2.9 – a) Soldagem com ondas contínuas em liga 6061, b) Soldagem com ondas contínuas em liga 5456.



Fonte: Cieslak e Fuerschbach (1988).

Figura 2.10 – a) Soldagem com ondas pulsadas em liga 6061, b) Soldagem com ondas pulsadas em liga 5456.



Fonte: Cieslak e Fuerschbach (1988).

Estes mesmos autores também concluíram que a vaporização de magnésio ocorre em ambos os processos, especialmente na soldagem com ondas contínuas.

Nas ligas de alumínio ocorre a vaporização de alguns elementos, devido à pressão de vapor em equilíbrio dos mesmos serem menores que a do alumínio. Como o laser é uma fonte de calor focada, de alta densidade, ele acaba elevando a temperatura da zona fundida em patamares muito acima da

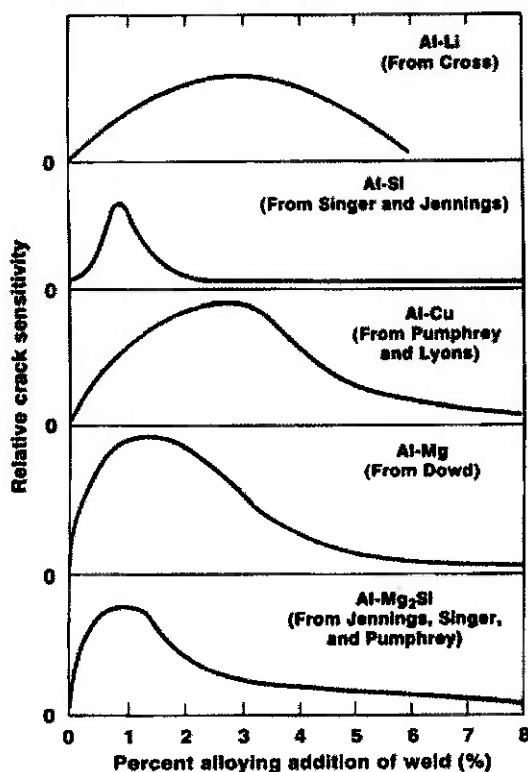
temperatura de fusão do alumínio e, para minimizar este problema a intensidade do laser deve ser reduzida.

O estudo de Zhao e Debroy (2001), evidenciou este fenômeno da vaporização do magnésio na liga de alumínio 5182, soldado por laser Nd:YAG com ondas contínuas. Estes autores concluíram que a perda de magnésio foi maior na zona fundida do que no metal de base e que a vaporização aumentou com o aumento da energia do laser. No entanto, foi também observado por estes autores que uma perda maior foi compensada por uma taxa de fusão menor.

O trabalho de Zhao e Debroy (2001), vai ao encontro do trabalho de Cieslak e Fuerschbach (1988), que também concluíram que ocorre uma perda significativa de magnésio durante a soldagem a laser, aumentando a susceptibilidade a trinca no metal de solda. Também vale ressaltar que a soldagem a laser realizada no trabalho de Zhao e Debroy foi com ondas contínuas, fato este que é menos suscetível a ocorrência de trinca.

O trabalho de Katayama, Kawahito e Mizutani (2010), também evidenciou que as trincas da solda a laser ocorrem em chapas finas com alta velocidade de soldagem ou laser pulsado.

Figura 2.11 – Sensibilidade à trinca versus composição da solda para vários sistemas binários de alumínio.

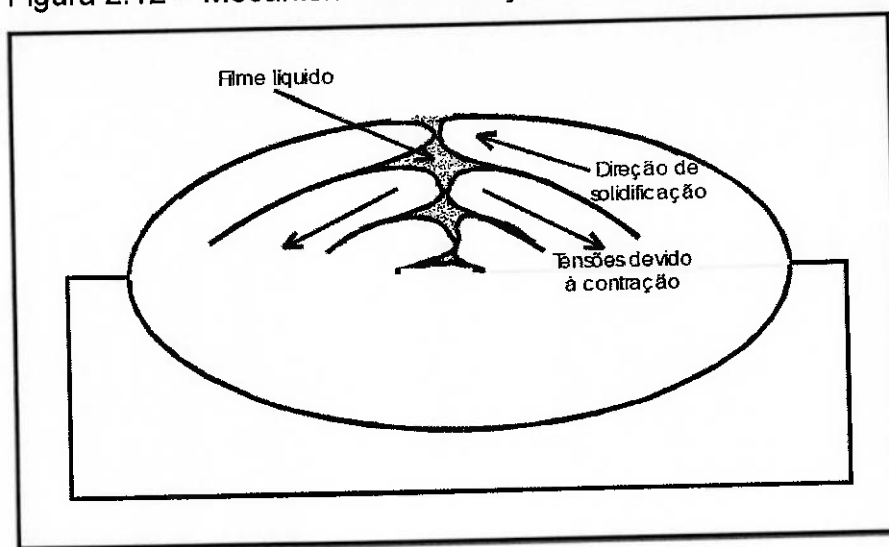


Fonte: ASM Metal Handbook.

Abbaschian e Lima (2003), estudaram a susceptibilidade a trinca das ligas Al-Cu, os autores determinaram 2 fatores que afetam a susceptibilidade a trinca, o primeiro é que quando aumenta-se a velocidade de varredura do laser diminui-se a susceptibilidade da trinca, devido ao refinamento do poro. O segundo fator é que, quando aumenta-se a velocidade de varredura do laser o efeito da microsegregação produz uma forma λ (espaçamento interdendrítico), que também diminui a susceptibilidade a trinca. Eles também concluíram que ligas com 5% de cobre não são suscetíveis a trinca mesmo soldadas com diferentes velocidades de soldagem, este estudo está de acordo com o ASM Metal Handbook, ligas binárias de alumínio a partir 5% de cobre tem baixa susceptibilidade a trinca, conforme mostrado na imagem acima.

As ligas de alumínio tratáveis termicamente, pela sua complexidade metalúrgica, são mais susceptíveis ao surgimento de trincas que as ligas não tratáveis.

Figura 2.12 – Mecanismo de formação da trinca de solidificação



Fonte: Barra (2003).

C) MACROSSEGREGAÇÃO E MICROSSEGREGAÇÃO

Todos os materiais metálicos possuem elementos ou impurezas que são distribuídos durante a solidificação. Este fenômeno denomina-se segregação.

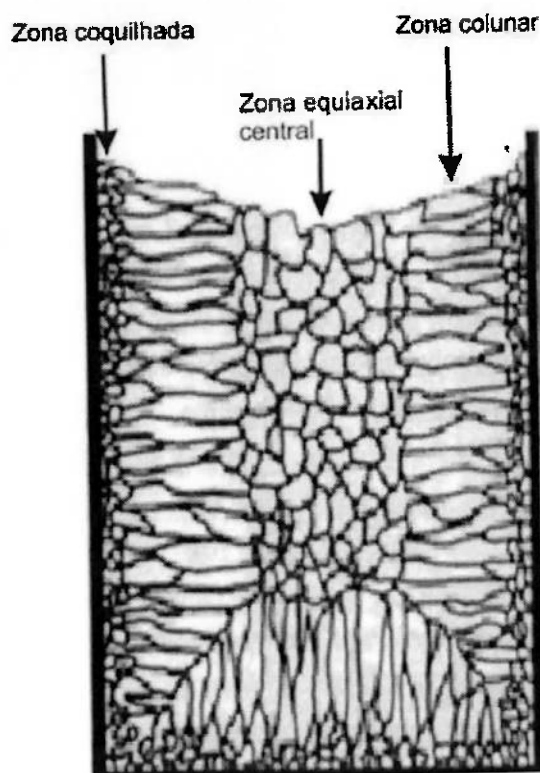
Pode-se dizer de maneira geral que a segregação pode modificar as propriedades físicas e químicas de forma localizada. Esta variação na composição química ao nível microestrutural, tal como dendritas e grãos, é denominada microsegregação. Mas pode ser reduzida de forma significativa por um tratamento térmico de homogeneização, porque as distâncias envolvidas na microsegregação encontram-se geralmente na ordem de 10 a 100 μm . Diferentemente, a heterogeneidade química em nível macroscópico é denominada macrosseguração e não podem ser removidas, porque suas distâncias variam da superfície ao centro da peça fundida, e isto acaba inviabilizando qualquer tipo de tratamento térmico de homogeneização (Moutinho, 2012).

Na microsegregação, a maioria das adições em ligas de alumínio resulta na divisão de átomos de soluto dentro do líquido entre as dendritas, e uma formação eventual de um eutético. Como o líquido interdendrítico torna-se enriquecido no soluto aproxima-se da composição eutética, o eutético é formado na base das dendritas. O composto da segunda fase eutética é na

maioria das vezes descontínua, crescendo de forma desacoplada (Handbook of Aluminum, 2003)

Na macrossegregação, ao contrário de peças fundidas, onde a gravidade é alimentada pelo fluxo de soluto durante a solidificação podendo levar a grandes diferenças na composição de cima para baixo, a composição média através de todo cordão de solda é normalmente uniforme. Esta uniformidade é devida à ação de agitação rigorosa na poça de fusão, e o tempo de solidificação limitado em relação aos fundidos.

Figura 2.13 – Representação esquemática das zonas macroestruturais



Fonte: Gomes (2012).

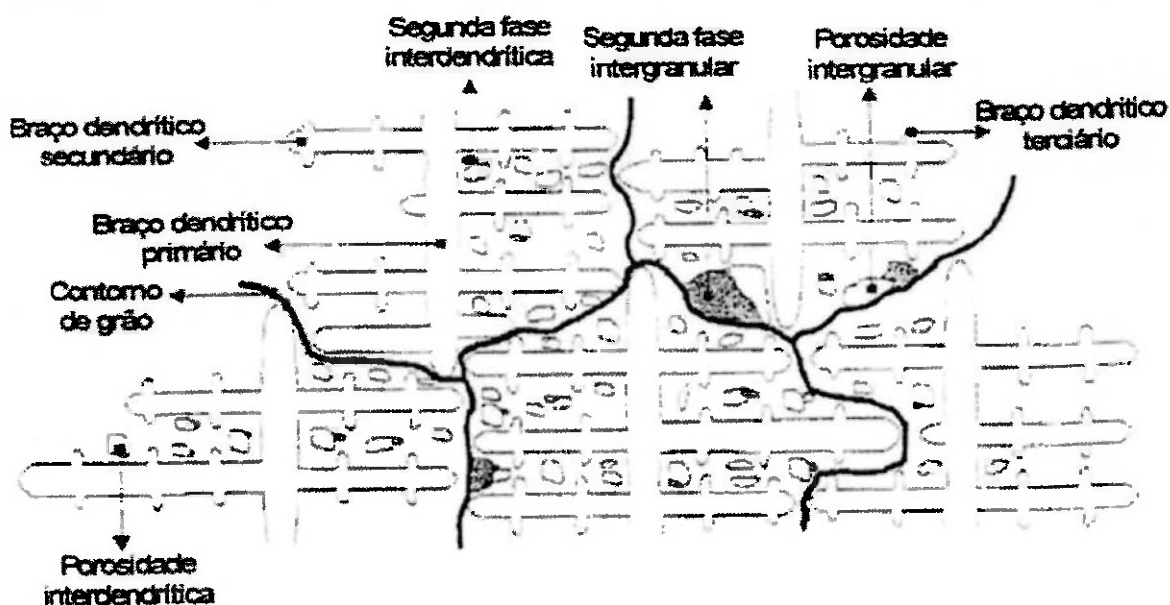
D) ESPAÇAMENTO INTERDENDRÍTICO

A solidificação do metal de solda ocorre dentro de uma região limitada, atrás do movimento da poça de fusão (zona pastosa), o limite superior desta região é definida pela poça de fusão (temperatura do liquidus), enquanto a parte inferior desta região é definida pela menor temperatura eutética de fusão.

Dentro desta zona pastosa a solidificação é efetuada em formas de grãos de sub-grãos (dendritas colunares, dendritas e células). Cada grão é um único cristal que tem uma única orientação, cada sub-grão dentro do grão assume esta mesma orientação cristalográfica, com o eixo de cada dendrita alinhado em uma direção (Handbook of Aluminum, 2003).

As microestruturas dos grãos encontrados na soldagem a laser das ligas da série 5XXX e 6XXX consistem essencialmente em dendritas colunares finas, provenientes das linhas de fusão e alguns grãos equiaxiais no centro da solda. A quantidade de grãos equiaxiais diminui com o aumento da velocidade de soldagem (Handbook of Aluminum, 2003).

Figura 2.14– Representação esquemática de uma microestrutura de alumínio fundido



Fonte: Quaresma (1999).

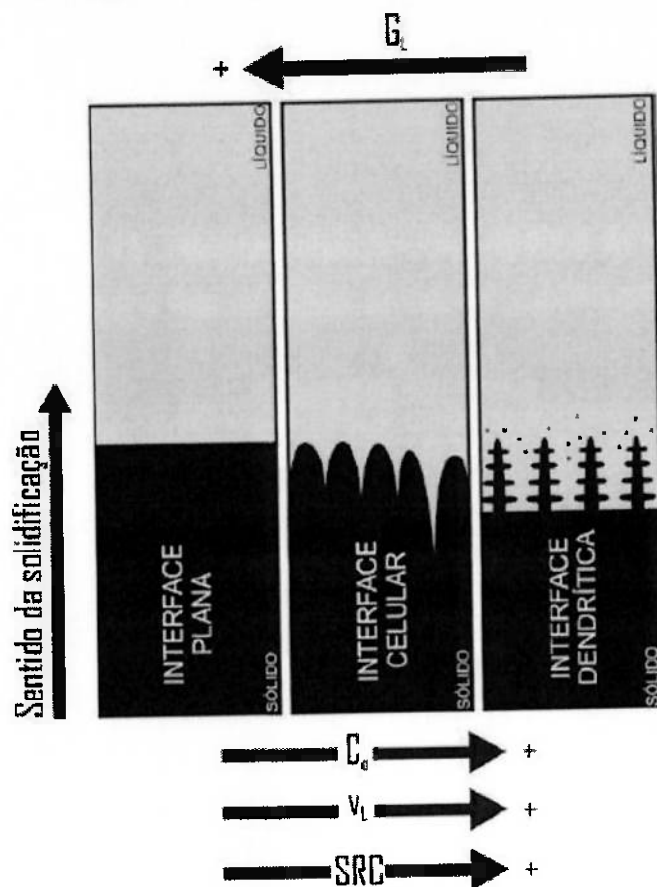
A morfologia dendrítica colunar tem orientação cristalográfica idêntica à do sólido adjacente à linha de fusão, devido ao crescimento epitaxial a partir do substrato adjacente fundido. O sólido em torno da poça de fusão atua como um dissipador de calor e conduz a elevados gradientes de temperatura na interface. A gradiente de temperatura na soldagem a laser e feixe de elétrons atinge 10^6 a 10^7 °K/m comparado com 10^4 a 10^5 °K/m para soldagem GTA ou GMA. Soldagem com velocidade elevada gera uma poça de fusão mais

alongada com uma geometria de grão colunar. Velocidades de soldagem elevadas tendem a produzir uma microestrutura dendrítica com tamanhos de grãos mais finos como resultado da menor transferência de calor. Os grãos colunares crescem aproximadamente perpendicular à direção da soldagem quando soldado em velocidades elevadas. No entanto, a soldagem produzida com velocidade baixa tem sua curva de grãos colunares distante da direção perpendicular de soldagem e alinham-se com a direção da mesma. A direção dos grãos tem efeitos importantes na ductibilidade da solda (Cao, Wallace, Immarigeon e Poon, 2003).

Os autores também mencionam que apesar de elevados gradientes de temperatura gerados pela soldagem a laser nas ligas de alumínio, existem algumas maneiras para promover a transição do crescimento colunar para equiaxiais;

- 1) Diminuir a taxa de solidificação ou a velocidade de soldagem
- 2) Diminuir a gradiente de temperatura na poça de fusão (pré-aquecimento ou o aumento do tamanho do depósito de fusão)
- 3) Ajustar a composição química (maior concentração de soluto inicial)
- 4) Diminuir a nucleação durante o resfriamento e aumentar o número de regiões de nucleação.

Figura 2.15 – Representação esquemática da atuação dos fatores de influência na formação das microestruturas de solidificação



Fonte: Gomes (2012).

O tipo de instabilidade que ocorre na frente da solidificação depende do valor de SRC (super-resfriamento constitucional), por ordem crescente, implicam em uma frente sólido/líquido crescendo de forma planar, celular e dendrítica. A figura acima apresenta de forma esquemática a influência dos fatores: concentração de soluto (C_0), velocidade de deslocamento da isoterma liquidus (V_L), o gradiente térmico (G_L), para a instabilidade da interface S/L e, consequentemente para formação das microestruturas (Gomes, 2012).

2.6. ESTAMPABILIDADE DAS LIGAS DE ALUMÍNIO EM TAILORED WELDED BLANKS

A estampabilidade de um material traduz-se pela sua capacidade de deformar plasticamente quando solicitado e de manter essa forma e a integridade estrutural da peça e sem apresentar defeitos. Cada material pode suportar um determinado limite de deformação, o que é associado ao início da estricção localizada, que eventualmente ocorre no material dúctil da chapa conformada (Ferreira, A., Ferreira, B., Carva, 2014).

Apesar da composição química e geometria terem uma influência significativa em TWB em alumínio, a ductibilidade do metal de solda é de maior interesse, permitindo que o TWB suporte os esforços durante a operação de estampagem. Experimentos ensaiados com tensões em TWB em alumínio tipicamente provam que o metal de solda é menos dúctil do que o material monolítico forjado da mesma liga. Devido ao fato que o metal de solda tem uma microestrutura fundida, que é geralmente conhecida por ter menos ductibilidade que uma microestrutura forjada. A solda submetida a uma deformação plástica elevada durante a operação de estampagem, devido a isto, deve possuir uma ductibilidade suficiente para evitar falhas e garantir uma aplicação com sucesso (Oliver, Smith e Grant, 1999).

A estampagem é uma operação de conformação mecânica realizada por deformação plástica, transformar um produto plano (chapa) em uma peça tridimensional. Esta operação exige que o material tenha uma grande plasticidade e alta ductibilidade.

Já é conhecido que a estampabilidade de Tailor Welded Blanks depende da soldagem. A conformabilidade de um material é determinada pela deformação que ele pode suportar por um determinado processo antes da ruptura iniciar. Chapas de alumínio normalmente falham por "empescoamento" que é a redução localizada da área da seção transversal por fratura dúctil. A severidade da estricção ou limite de deformação

pelo trabalho a frio, defeitos grosseiros, como elevado tamanho de grão, e a presença de elementos de liga em solução sólida (Pires, 2005).

Tailored Welded Blanks normalmente apresentam diminuição da estampabilidade em relação ao metal de base, resultantes da influência combinada da dureza da superfície da soldagem, do comportamento de endurecimento do metal de solda e a porosidade interna. A dureza da superfície da soldagem e os vazios internos colocam restrições severas na ductibilidade da soldagem, limitando a estampabilidade de TWB (Kinsey e Wu, 2011).

A conformação das ligas de alumínio são predicasas pelo fato que o alumínio tem uma estampabilidade muito menor quando comparadas com as ligas de aço em temperatura ambiente (Li, Liu, Yu e Ji, 2009).

Em geral, os ensaios mecânicos em TWBs soldados a laser mostram que a localização da fratura ou estrição depende de vários fatores incluindo a espessura entre os chapas, orientação da solda, quantidade de reforços superiores e inferiores na superfície da solda e a existência ou não de defeitos superficiais (Shakeri, Buste, Worswick, Clarke, Feng, Jain e Finn, 2002).

Elementos que possuem baixas solubilidades sólidas, tais como: ferro, silício e manganês, estão presentes na forma de partículas de segunda fase e apresentam pequena influência sobre a estrição do material. Porém, as partículas de segunda fase tem grande influência sobre a variação da resistência à fratura, uma vez que o aumento de manganês gera um aumento do número de partículas microscópicas que promovem a fratura. Por outro lado, a adição de magnésio reduz a susceptibilidade à fratura porque maiores tensões de fluidez ajudam a formação de vazios próximos às partículas intermetálicas (Pires, 2005).

O magnésio é um elemento muito utilizado em ligas de alumínio para melhorar a resistência ao escoamento. No entanto, o mesmo reduz o alongamento, principalmente em ligas da série 5XXX, que variam de 0,5% a 0,6% de magnésio.

A temperatura é um fator importante e tem grande influência sobre a conformação das ligas em gerais, a tensão de escoamento plástico decresce com o aumento da temperatura e com isso, a energia necessária para

deformação é geralmente muito menor para estampagem a quente do que a frio. Como o encruamento não é aliviado no trabalho a frio, a tensão aumenta com a deformação. Desta forma, a deformação total, que é possível se obter sem causar fratura, é menor na estampagem a frio do que na estampagem a quente (Pires, 2005).

Existem 2 fatores cruciais na conformação de chapas;

- Encruamento do material que é o endurecimento por deformação a frio, quando mais força aplicada e agindo sobre o corpo de prova, maior é sua resistência. Este fenômeno pode ser observado pelo aumento contínuo da tensão, à medida que o ensaio se processa após o escoamento. Isto ocorre devido às interações entre as discordâncias que impedem o escorregamento dos planos cristalográficos, formando barreiras para deformação. Pode-se medir o encruamento do material através do coeficiente de encruamento, representado por "n". Este valor é representado por uma relação matemática empírica, considerando que a parcela da curva tensão-deformação real ou verdadeira entre o escoamento e a estricção é representada pela seguinte equação exponencial:

$$(\sigma = K \times \delta^n),$$

Onde:

" σ " tensão verdadeira aplicada no corpo de prova;

"K" é o coeficiente de resistência;

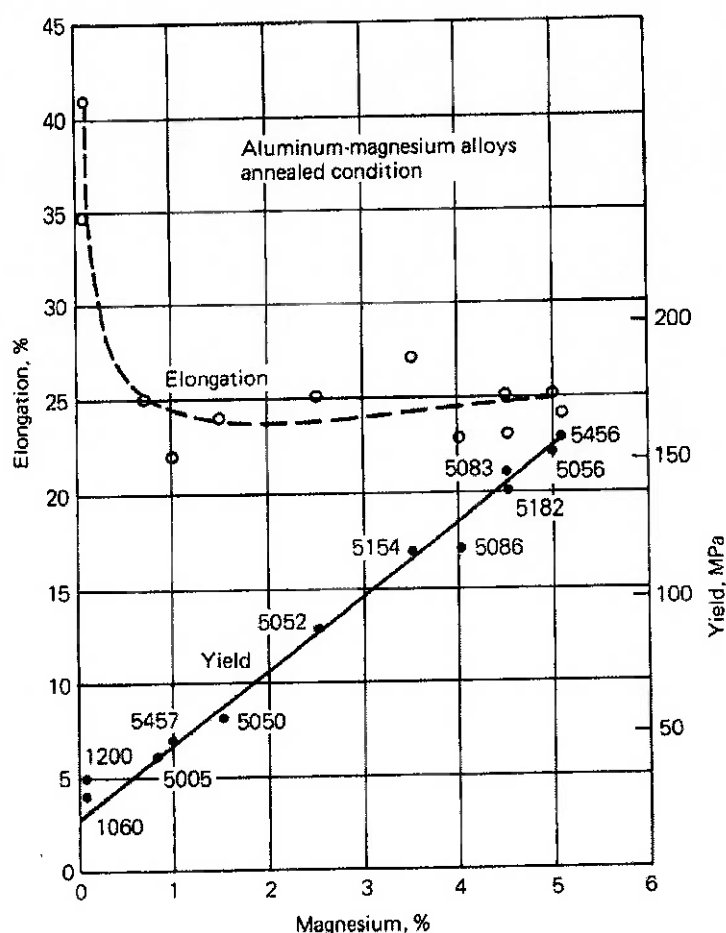
" δ " deformação verdadeira sofrida pelo corpo de prova.

Os valores de "K" e "n" são constantes do material, sendo que n é adimensional com valor sempre inferior a um. Quanto maior o valor de "n" mais encruado encontra-se o material, e maior é o aumento das tensões no início da região de encruamento de um gráfico de tensão versus deformação (Cipriano, 2008).

- Anisotropia plástica é o conceito que os materiais tem direções preferidas de deformação. Materiais fundidos, como chapas, exibem este fenômeno devido ao empacotamento de grãos na direção da espessura e o alongamento do grão na direção de laminação. O valor de "r" é uma medida de anisotropia plástica em chapa, definido como a razão entre a tensão da largura e espessura (Handbook of Aluminum, 2003).

Alguns elementos presentes nas ligas de alumínio melhoram as propriedades de conformação mecânica como resistência a tração, ductibilidade, alongamento e dureza.

Figura 2.16 – Correlação entre tensão de escoamento, alongamento e concentração de magnésio para as ligas de alumínio da série 5000.



Fonte: Zhao e Debroy (2001).

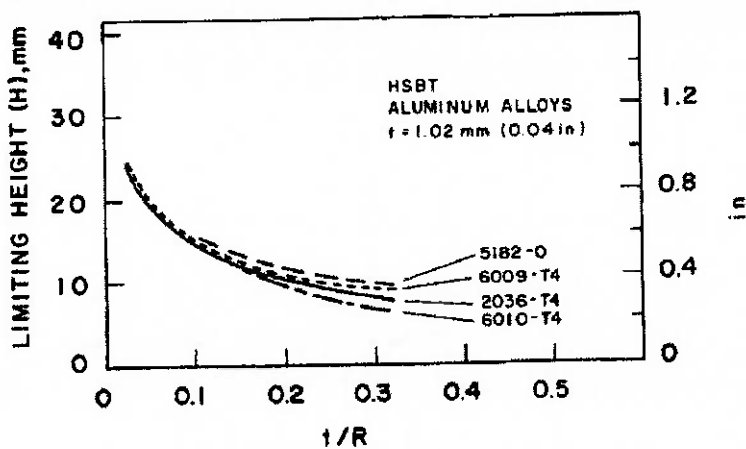
O cobre e o silício promovem um aumento da resistência à tração e dureza, mas prejudicam o alongamento principalmente nas ligas AlSiCu. De maneira geral a adição de magnésio promove um aumento da resistência mecânica e ductibilidade. Combinados entre si, o silício, cobre e magnésio são elementos importantes, pois, tornam a liga tratável termicamente pela precipitação dos compostos eutéticos Mg_2Si e $CuAl_2$ que melhoram significativamente as propriedades mecânicas.

O ferro presente em porcentagens maiores que 1,5% pode gerar uma microestrutura grosseira e quebradiça combinado com o silício (FeSiAl_5), que precipita em formas de placas causando deterioração das propriedades mecânicas. Em quantidades inferiores de 1,5% o principal composto formado pelo ferro são finas agulhas como cristais de FeAl_3 , que torna a liga mais resistente e com uma dureza maior, porém diminuí o alongamento. O cromo, níquel e manganês são normalmente adicionados para melhorar a resistência à tração (Corradi, 2006).

O trabalho de Venkat, Albright, Ramasamy e Hurley (1997) estudou o comportamento da junta soldada com laser CO_2 em duas liga de alumínio (5754-O e 6111-T4), o autor concluiu que o alongamento longitudinal da liga 5754-O em relação ao seu eixo de tração foi de 80% a 110% do metal de base. Neste trabalho foi observado que o modo de falha na junta soldada foi por ruptura dúctil, o máximo alongamento foi obtido quando soldado com a energina de 3kW no processo de soldagem a laser e velocidade entre 200 e 300 in/min. Na liga 6111 os autores observaram o alongamento longitudinal em relação ao seu eixo de tração foi de 30% a 70% do metal de base. O modo de falha da junta soldada foi por ruptura frágil e interdendrítico frágil, e foi observado que o alongamento diminuiu com o aumento da velocidade de soldagem

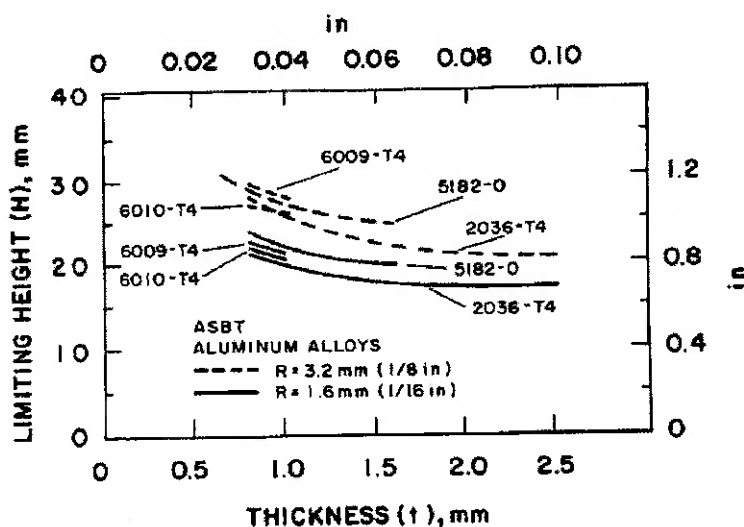
O trabalho de Demeri (1983), estudou a estampabilidade através de uma curva relacionando o raio do punção e a espessura do material de 4 ligas de alumínio diferentes e posteriormente mediu a altura do contorno da falha. Neste trabalho foram estudadas as seguintes ligas de alumínio (2036-T4 / 5182-O / 6009-T4 / 6010-T4), o autor concluiu que as ligas (5182-O / 6009-T4) possuem melhor estampabilidade que as ligas (2036-T4 / 6010-T4).

Figura 2.17 – Curva de estampabilidade das ligas de alumínio com espessura constante (t) versus variação do raio do punção (R).



Fonte: Demeri (1983).

Figura 2.18 - Curva de estampabilidade das ligas de alumínio com espessura variável (t) versus 2 raios de punção.



Fonte: Demeri (1983).

Analisando o resultado do trabalho de Demeri (1983), apesar do mesmo não mostrar a composição química das ligas de alumínio utilizadas, pode-se afirmar que alguns elementos de liga melhoram o alongamento das ligas de alumínio e conseqüentemente sua estampabilidade. Dentre estes observa-se que, a liga que obteve melhor desempenho foi à liga da série 5XXX por ter uma elevada quantidade de magnésio, seguida das ligas da série 6XXX que também possuem magnésio em sua composição química, porém em menor

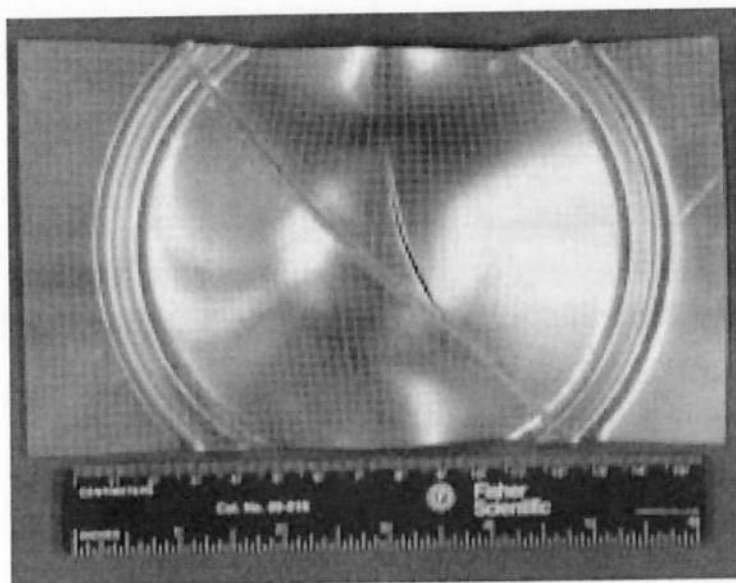
quantidade, por último a liga da série 2XXX que obteve o pior desempenho, por não conter magnésio em sua composição.

A liga de alumínio 6111 sem tratamento térmico (T4) quando soldada a laser, torna-se significativamente mais frágil que o metal de base. Em uma condição, que seria quase impossível de estampar e não seria confiável em condições de serviço. Para equalizar as propriedades mecânicas e tornar viável sua aplicação em chapa soldada, é necessário submetê-la a um processo de solubilização antes de estampar, o que gera um custo adicional com o tratamento térmico, tornando o material economicamente inviável para aplicações em TWBs (Friedman e Kridli, 2000). Ainda neste trabalho observa-se a importância do tratamento térmico nas ligas de alumínio endurecidas por precipitação, principalmente as unidas pelo processo de soldagem a laser YAG onde a fragilização que ocorre na zona afetada pelo calor diminui consideravelmente as propriedades mecânicas, afetando diretamente o alongamento do material, reduzindo sua estampabilidade.

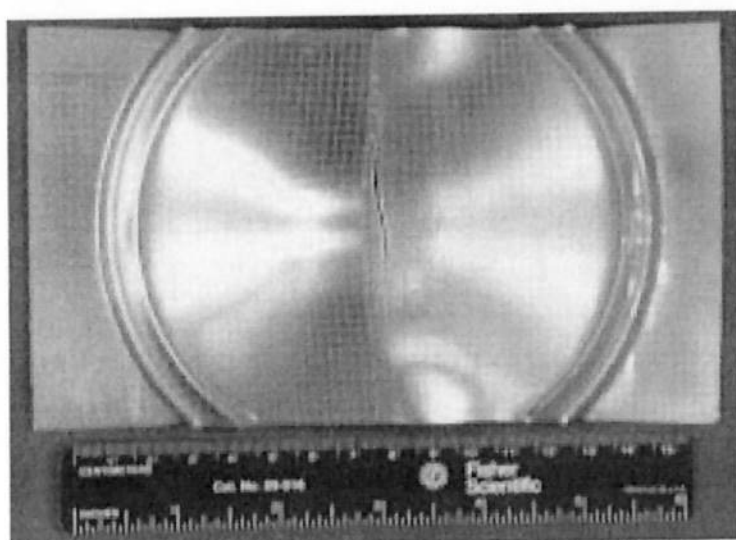
Neste trabalho foi observado que a liga AA5754-O soldada com a mesma espessura falha consistentemente na junta soldada quando submetidas ao ensaio de tração. No entanto, a liga AA5182-O quando soldada com espessuras diferentes resultou em tensões localizadas e falhou fora da área da soldagem no lado de menor espessura para todos os corpos de prova testados. O motivo para esta diferença no comportamento de uma mesma espessura de TWBs AA5754-O e com espessuras diferentes AA5182-O TWBs é devido ao resultado da fusão do material de maior espessura que criou uma zona de transição de um para com outro (Friedman e Kridli, 2000).

Estes autores também concluíram que a estampabilidade de Tailored Welded Blank em liga de alumínio AA5182-O depende fortemente da orientação da soldagem. A estampabilidade diminui conforme a orientação da solda torna-se perpendicular a direção de alongamento, mas uma boa estampabilidade (em torno de 80% do metal de base) pode ser obtida com uma orientação da soldagem de 45° da direção de alongamento (Friedman e Kridli, 2000).

Figura 2.19 – Amostra após estampagem de chapa AA5182 com a linha de soldagem orientada (a) 45 e (b) 90 para a principal direção de alongamento.



(a)



(b)

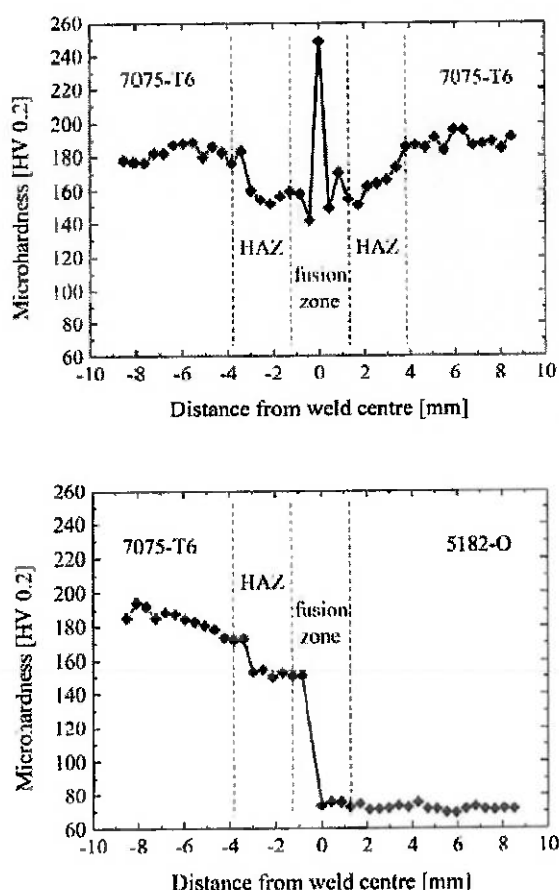
Fonte: Friedman e Kridli (2000).

O trabalho de Enz, Riekehr, Ventzke, Sotirov e Kashaev (2014), estudou o processo de estampagem em chapas com duas ligas de alumínio (7075-T6 e 5182-O) de alta resistência unidas pelo processo de soldagem a laser de CO₂. O autor concluiu que a estampabilidade em uma temperatura de 230° das liga são inferiores aos seus respectivos metais de base.

Pode-se discutir o resultado deste trabalho com base no que já foi estudado pela literatura, o gráfico de dureza mostrado no mesmo evidenciou

um aumento excessivo da dureza na zona fundida da liga 7075-T6, devido ao crescimento ou dissolução dos precipitados por ser uma liga tratada termicamente, na junta dissimilar houve uma perda da dureza, devido à vaporização de alguns elementos, principalmente do magnésio e manganês na liga 5182-O, diminuindo drasticamente suas propriedades mecânicas. Pode-se observar na junta dissimilar que uma porção (metade) da zona fundida manteve as propriedades mecânicas na liga 7075-T6, devido ao cobre e o silício terem uma pressão de vapor em equilíbrio menor do que o alumínio, como já evidenciado no trabalho de Corradi (2006) que cita que o cobre combinado com o silício melhora a resistência à tração.

Figura 2.20 – Resultados das medidas de microdureza para (a) junta similar 7075-7075 e (b) junta dissimilar 7075-5182



Fonte: Enz, Riekehr, Ventzke, Sotirov e Kashaev (2014).

O trabalho de Li, Ye, Wang, Song e Zhang (2011), estudou o comportamento da liga 6061 com soldagem a laser de CO₂ com diferentes parâmetros de soldagem e avaliou a estampabilidade através do ensaio Erichsen.

Tabela 8 – Parâmetros de processos utilizados na soldagem a laser

PARÂMETROS DE PROCESSO				
Corpo de Prova	Velocidade de Soldagem (cm/min)	Energia do Laser (W)	Gás do backing	Vazão do gás do backing (L/min)
1	20	1900	Ar	30
2	40	1700	Ar	30

Fonte: Li, Ye, Wang, Song e Zhang (2011).

Os autores concluíram que os grãos do meio do cordão de soldagem foram equiaxiais com tamanho uniforme, menores do que os do metal de base, porém com densidade maior. Uma pequena quantidade de cristais colunares foi observada próximo ao limite de fusão. O teste de tração indicou que a costura da solda teve impacto significativo sobre a deformação plástica do TWB. A resistência à tração de TWB aumentou, o coeficiente de encruamento e valor do alongamento diminuíram. Devido a isto, todas as propriedades foram inferiores ao do metal de base. Havia “dimples” isométricos, não profundos e de mesmo tamanho, que indicava as características de fratura dúctil. As trincas que ocorreram na ZAC reduziram a plasticidade e a dureza. O índice de Erichsen no TWB foi um pouco menor do que no metal de base

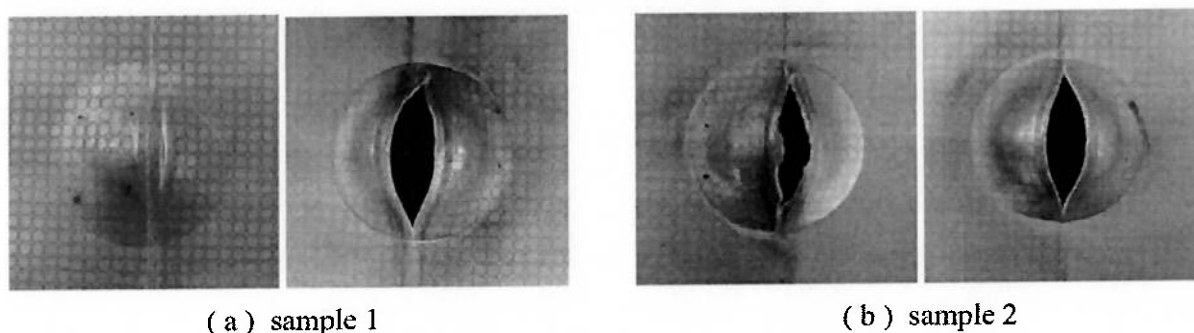
“Dimples” é um micromecanismo de fratura alveolar que ocorre em muitos materiais, independente da estrutura cristalina e composição química. Este micromecanismo é associado à deformação plástica do ponto de vista microscópico e se caracteriza por possuir três estágios distintos: nucleação, crescimento e coalescimento de vazios formando as microcavidades sobre a superfície da fratura, não profundos e de mesmo tamanho, que indicava as características de fratura dúctil (Sokei, Tokimatsu, Ferreira, Ventrella, Delforge e Zanelatti, 2012).

Neste trabalho, a presença “Dimples” isométricos não profundos e de mesmo tamanho foi explicado como sendo uma indicação de que a maioria dos corpos de provas falharam com características de fratura dúctil sob a ação do

ensaio de tração. O tamanho e a profundidade dos “dimples” foram menores do que no metal de base, o que explica porque a plasticidade da junta soldada foi inferior ao metal de base.

Um fator importante que pode ser observado é que o tamanho dos “dimples” foi menor quando os corpos de provas foram soldados com uma energia de soldagem menor. Porém, esta diferença não influenciou no resultado de estampabilidade. Os TWBs foram submetidos ao ensaio Erichsen com punção orientado a 90° da linha de solda, o resultado deste trabalho está alinhado com as conclusões do trabalho de Friedman e Kridli (2000) que observaram que a estampabilidade diminuí conforme a orientação da soldagem torna-se perpendicular a direção de alongamento.

Figura 2.21 – TWB após o ensaio Erichsen



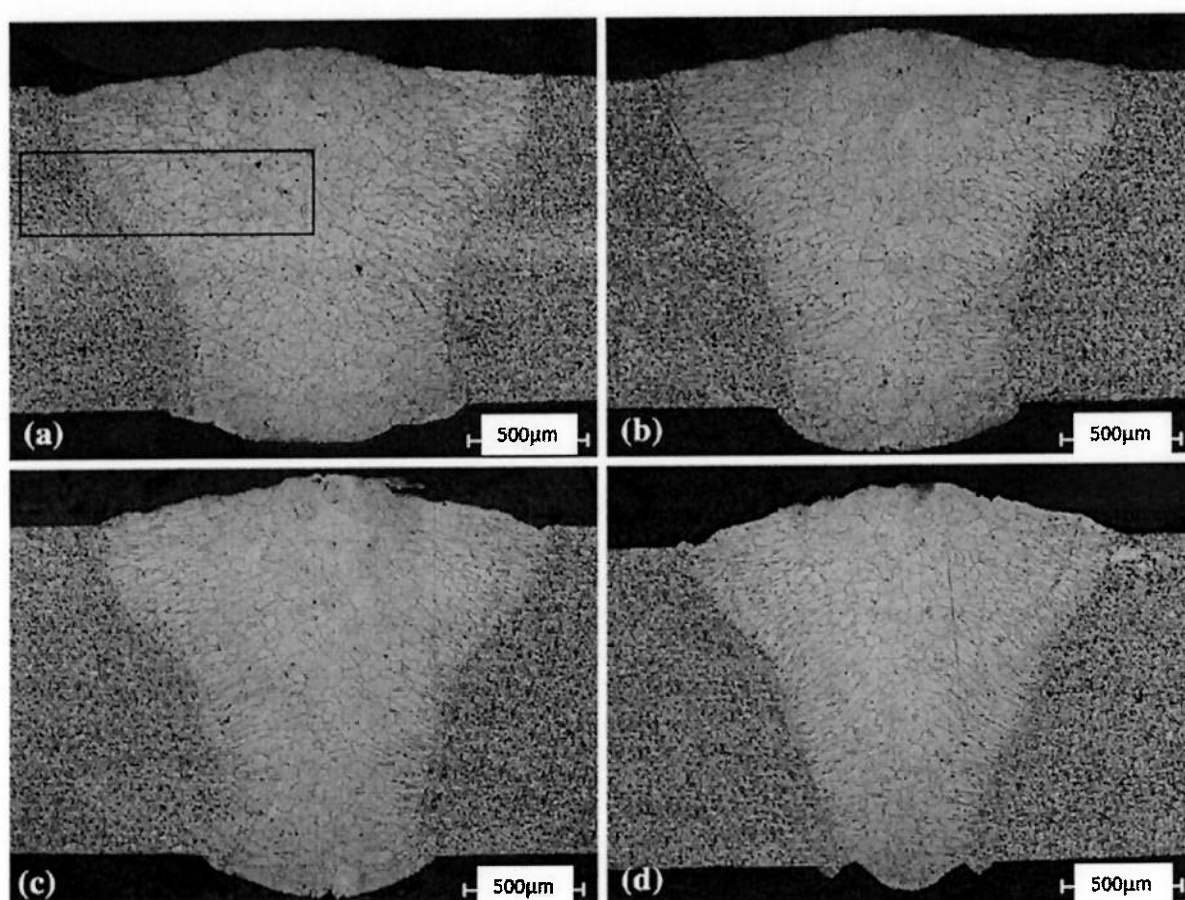
Fonte: Li, Ye, Wang, Song e Zhang (2011).

Conforme a velocidade de soldagem a laser aumenta a velocidade de resfriamento diminui, gerando uma microestrutura com grãos equiaxiais menores com grãos colunares maiores. Quando comparados com velocidades menores, este aumento dos grãos colunares tem influência na estampabilidade de TWB os mesmos situam-se entre a zona de fusão e a zona afetada pelo calor (Sorgente, Corizzo, Brandizzi e Tricarico, 2014).

O trabalho de Sorgente, Corizzo, Brandizzi e Tricarico (2014), estudou a formabilidade da liga 5083 com soldagem a laser Nd:YAG com metal de adição, variando a velocidade de soldagem. Os autores concluíram que o aumento da velocidade de soldagem gerou um refinamento de grão equiaxiais e um aumento dos grãos colunares, além de uma zona fundida menor. Estes fatores resultaram em uma melhor formabilidade de TWB. A figura abaixo

mostra os grãos colunares nas extremidades da zona fundida e os grãos equiaxiais no centro da mesma, vale ressaltar que este trabalho utilizou metal de adição para compensar a perda de elementos de liga por vaporização causada pela alta densidade da energia gerada pelo processo de soldagem a laser.

Figura 2.22 – Macrografias com diferentes velocidades de soldagem a) 3500mm/min, b) 4000mm/min, c) 4500mm/min e d) 5000mm/min.



Fonte: Sorgente, Corizzo, Brandizzi e Tricarico (2014).

2.7. ENSAIOS DE CONFORMAÇÃO MECÂNICA APLICADOS EM TAILORED WELDED BLANKS

O ensaio mais utilizado para determinar as propriedades mecânicas de chapas é o ensaio de tração, porque é possível obter as tensões de limite elástico, coeficiente de encruamento e de anisotropia do material. A desvantagem deste teste é que o corpo de prova é submetido somente a um estado de tensão uniaxial, que não representa o estado de tensão de um processo de estampagem. Devido a isto, surgiu a necessidade do desenvolvimento de ensaios para avaliar a estampabilidade de materiais (Guida, 2006).

Os testes de estampabilidade se agrupam em testes diretos e indiretos. Os testes indiretos são aqueles sem relação direta com a prensa, se atendo as propriedades plásticas dos materiais, como é o caso do teste de tração e dureza. Os testes diretos determinam o comportamento do material em matrizes padrão e em condições predeterminadas de trabalho de acordo com a aplicação, dando ênfase ao embutimento ou ao estiramento, conforme o tipo de deformação. No primeiro caso é comum o teste Swift ou teste do copo, e no segundo, o mais importante é o teste Erichsen (Guida, 2006).

O desenvolvimento de ensaios de conformação mecânica aplicados em chapas metálicas foi fundamental para o desenvolvimento de novos produtos, com espessura menor, formas mais profundas e estruturadas para aplicação na indústria automobilística.

Os ensaios mais utilizados são o ensaio Erichsen e Swift, sendo que o ensaio Erichsen é utilizado para avaliar a estiramento, já o ensaio Swift é utilizado para avaliar o embutimento profundo, no entanto, durante o processo de estampagem ocorrem a combinação dessas condições, devido a isto, torna-se necessário ensaios que avaliem o conjunto de deformações (Corte & Conformação de Metais, 2011).

Também surgiu a necessidade de avaliar a expansão de furo em chapas, devido á necessidade de redução de massa em peças estampadas através da criação de furos e recortes, principalmente nas utilizadas no setor automotivo, quando uma chapa furada é submetida a um processo de

estampagem as bordas dos furos ficam sujeitas ao aparecimento de trincas, devido ao acúmulo de tensão nestas regiões, limitando sua aplicação.

Este ensaio foi desenvolvido com o objetivo de avaliar esta variável, consiste em um ensaio de conformação mecânica utilizando uma chapa pré-furada com o objetivo de aumentar o seu diâmetro (Ferreira, A., Ferreira, B., Carvalho e Freitas, 2014).

Estes ensaios também foram desenvolvidos em virtude da complexidade das operações de estampagem de chapas, as simples medidas de propriedade mecânica obtidas pelo ensaio de tração são de valor limitado. Assim, foram desenvolvidos alguns ensaios simulativos para avaliar a estampabilidade da chapas metálicas, existem diversos ensaios para avaliação da estampabilidade, a maioria deles não padronizada. Os corpos de prova, usualmente referenciados como "blanks" podem ter forma circular, elíptica, quadrada ou retangular. Os punções ou estampos também podem ter várias formas e dimensões (Site: <http://www.cimm.com.br>).

As propriedades favoráveis para boa estampabilidade de um material são; sua baixa resistência ao escoamento e alta ductibilidade. Ligas de alumínio tem um módulo de Young três vezes menor que ligas de aço.

A redução do módulo de Young aumenta a susceptibilidade ao enrugamento, ondulações e distorções (Handbook of Aluminum, 2003).

A) Ensaio Erichsen

Em 1932, A. M. Erichsen desenvolveu instrumentos de ensaios para godês de embutidora profunda. Um godê vem a ser uma chapa metálica conformada com um formato de uma tigela. Sem eles, não seria hoje possível a produção em série de peças embutidas de modo profundo a partir de chapas metálicas (Site: www.erichsen.de).

Este ensaio tem como objetivo avaliar a ductibilidade e tenacidade de chapas metálicas, o procedimento com as diretrizes para realização dos ensaios são definidos conforme as normas DIN 50101.

Os blankes utilizados no ensaio podem ser circulares ou retangulares, e o mínimo comprimento ou diâmetro deve ser de 90mm, e a espessura nominal da chapa deve estar entre 0,2 e 2,0mm. A parte esférica do punção deve ter dureza de 62 HRC, e a superfície da matriz do topo até a base, deve

ter dureza superior ou igual a 56 HRc. A velocidade de avanço do punção deve estar entre 0,08 e 0,40mm/s, e próximo a ruptura a velocidade pode ser reduzida para se obter maior precisão. Devido à dispersão dos resultados, deve se ensaiar pelo menos 6 chapas e indicar a média dos valores de avanço do punção (Cerceanu, 2004).

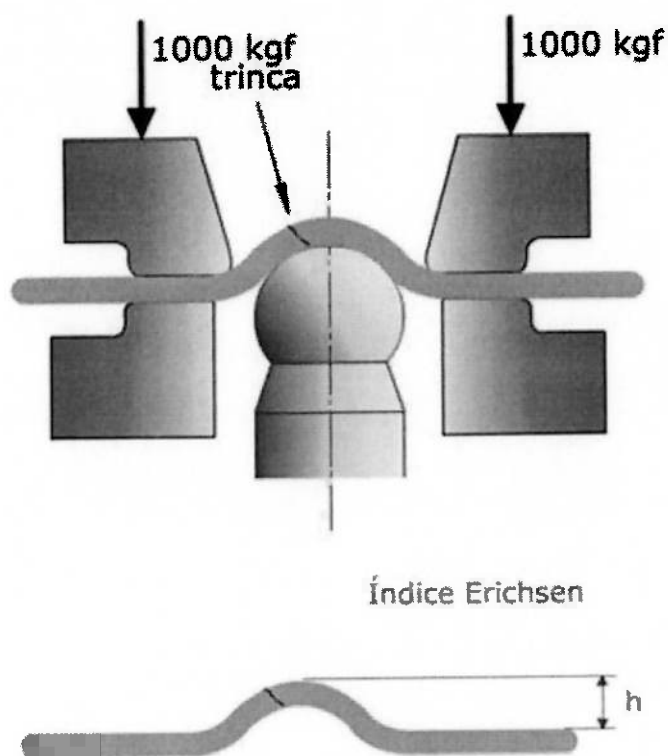
O autor também menciona que no relatório do ensaio devem conter as seguintes informações;

- Tipo de material;
- Espessura do blank;
- Método da determinação de fim de ensaio;
- Números de elementos de ensaio;
- Tipo de lubrificante utilizado;
- Valor médio e desvio-padrão dos resultados obtidos;
- valor médio da carga máxima atingida nos ensaios;
- Método de avanço do punção (constante ou proporcional);
- Variação da força do punção (se for um parâmetro conhecido);

O ensaio consiste em um punção esférico que avança sobre uma chapa metálica, fixada em um sistema de prensa-chapas, ocorre um estiramento biaxial, o resultado é obtido pelo avanço do punção sobre o material até que o mesmo se rompa.

Segundo Batalha, o ensaio Erichsen consiste na deformação de uma tira metálica de um blank ou corpo de prova, fixado em uma matriz com um punção de forma esférica. Mede-se a máxima penetração do punção para a qual não tenha ocorrido a ruptura da tira.

Figura 2.23 – Ensaio Erichsen



Fonte: Site (<http://www.cimm.com.br>).

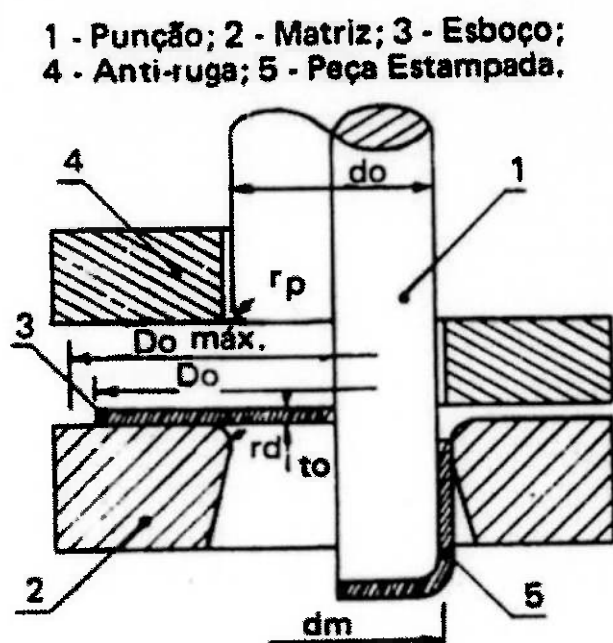
Para o site (<http://www.cimm.com.br>) o ensaio Erichsen consiste em esticar um corpo de prova em forma de disco até o surgimento de uma ruptura incipiente, medindo-se então a profundidade do copo assim formado. Esta profundidade, expressa em milímetros, representa o índice de ductibilidade Erichsen.

Ensaio Swift

O teste Swift avalia a estampabilidade de chapas metálicas. Uma série de chapas com diâmetros crescente são utilizados neste teste. A chapa de metal é presa em um suporte de estampagem, um pequeno punção de lados paralelos é tensionado sobre a chapa. O índice do ensaio, chamado de coeficiente limite de estampagem, é determinado usando o tamanho máximo do chapa, que deve ser conformado sem flange e falhas, o índice é calculado dividindo o diâmetro máximo da chapa pelo diâmetro do punção (Poor, 2010).

Segundo Cerceu (2004), o ensaio Swift consiste na deformação de um disco metálico, preso em uma matriz, com um punção na forma cilíndrica. Nesse caso, o resultado é obtido por meio da relação entre o diâmetro máximo do disco e o diâmetro do punção que provoca a ruptura da peça. Desse modo, esse método de ensaio exige a utilização de diversos corpos de prova, sendo muito utilizado para análise de estampagem profunda.

Figura 2.24 – Corte do dispositivo para execução do Ensaio Swift. Punção de cabeça chata e matriz circular.



Fonte: Usiminas (1999 apud Filho 2004).

O coeficiente limite de estampagem (Limit Drawing Ratio – LDR), ou Razão Crítica dos Diâmetros (RCD), é definido como sendo o maior valor da razão entre o diâmetro do blanque (D_0) e o diâmetro final do copo (d) em que o processo de estampagem foi efetuado com sucesso, sem a presença de defeitos. Usualmente o LDR é utilizado para medir a capacidade de estampagem de um dado material, dividindo o diâmetro do blanque pelo diâmetro final do copo (Pinheiro, Rodrigues e Abrão, 2010).

Os autores também mencionam que para uma padronização dos resultados para o Teste de Swift, deve-se observar;

- Os raios de canto do punção e da matriz devem ter o valor de $\frac{1}{4}$ pol., ou seja, 6,35mm;
- O raio de canto da matriz e a sua superfície devem possuir baixa rugosidade, sendo polidos;
- As superfícies em contato com o blanche (blanche/matriz e blanche/prensa-chapa) devem estar totalmente lubrificadas;
- O punção deve estar limpo e isento de lubrificação;
- A pressão do prensa-chapa deve ser suficiente para prevenir o surgimento de enrugamento, porém não excessiva;
- A folga entre o punção e a matriz irá depender da espessura da chapa, observando a importância de não se gerar "ironing".

Ironing é um processo de conformação de vários estágios onde a espessura da chapa vai sendo progressivamente reduzida e a altura da peça aumentada (<http://metal-e-forma.blogspot.com.br>).

B) Ensaio de Expansão de Furo

A expansabilidade de furos é um parâmetro de formabilidade de chapas que são submetidas ao processo de estampagem. Este ensaio basicamente consiste em uma operação de embutimento realizada em uma chapa pré-furada. Para obtenção da razão entre o diâmetro inicial e final, bem como a altura do bordo do furo da chapa. Para se obter o rácio entre o diâmetro final e inicial, bem como a altura do embutimento e a espessura no bordo do furo da chapa. Este valor pode ser utilizado como referência para formabilidade da chapa de um dado material, indo muito além daquilo que se poderia supor com apenas os dados do ensaio de tração do mesmo material (Ferreira, A., Ferreira, B., Carvalho e Freitas, 2014).

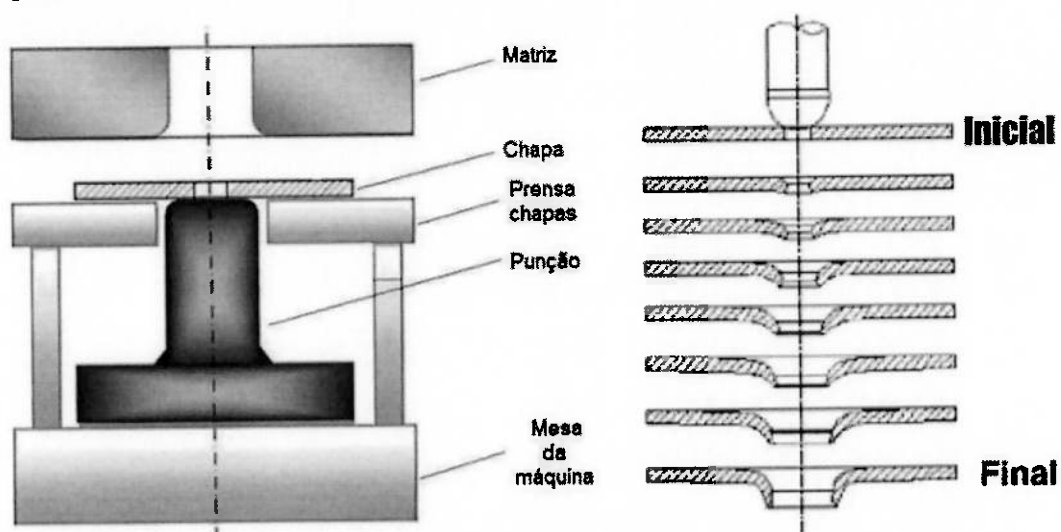
$$r\acute{a}cio = \frac{Df - Di}{Di}$$

Onde:

"Df" Diâmetro final do furo;

"Di" Diâmetro inicial do furo;

Figura 2.25 – Esquema representativo de um teste de expansão de furos



Fonte: Ferreira, A., Ferreira, B., Carvalho e Freitas (2014).

3. OBJETIVOS

Estudar o comportamento de uma junta de alumínio 5052-H38 soldada a laser com espessuras diferentes para aplicação em componentes estruturais de carrocerias, avaliar seu desempenho em relação às propriedades mecânicas através dos ensaios de tração, dureza, metalográfico e estampabilidade. Definir se é viável tecnicamente aplicar este conceito em novos componentes estampados para aplicação em novos produtos, de forma a reduzir o peso dos veículos, torna-los mais eficientes e reduzir os custos de manufatura.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

Foram soldadas pelo processo de soldagem a laser autógena com gás de proteção, quatro chapas de alumínio da liga 5052-H38 sem tratamento superficial, com diferentes espessuras 1,2 mm e 0,8 mm na posição plana (1G) e sem espaçamento entre as juntas. Foi determinado a estampabilidade das juntas soldadas através do ensaio Erichsen e tração. O impacto do aporte de calor na junta soldada foi determinado pelo ensaio de dureza e metalográfico.

Em seguida os dados obtidos foram analisados para determinar se a aplicação de TWB em alumínio soldado a laser em uma junta com espessura diferente é viável tecnicamente.

4.1. CHAPAS DE ALUMÍNIO

O material utilizado foi da liga de alumínio 5052 – H38. Para identificar a composição química do material foi realizado um ensaio de espectrometria de emissão atômica – ICP. A composição química conforme especificação do fornecedor comparada com a amostra ensaiada do material é a apresentada na tabela a seguir. Somente a quantidade de silício não foi possível quantificar, porque o laboratório da empresa onde o material foi ensaiado não tinha uma curva desenvolvida para materiais com baixo silício.

Tabela 9 – Composição Química das Chapas (%).

ELEMENTOS	Silício	Ferro	Cobre	Manganês	Magnésio	Cromo	Zinco
ESPECIFICAÇÃO DO FABRICANTE	0,25	0,40 Máx	0,10 Máx	0,10 Máx	2,20 - 2,80	0,15 - 0,35	0,10 Máx
AMOSTRA ENSAIADA (ESPECTOMETRIA)	*	0,15	0,015	0,016	1,71	0,13	0,0050

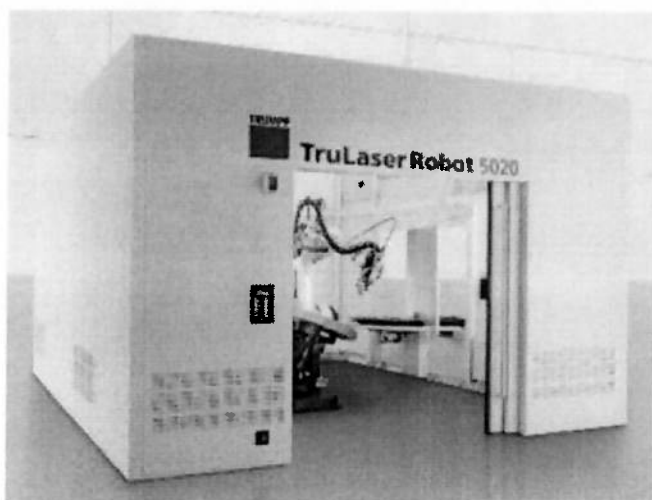
As chapas foram cortadas a laser para obter um alinhamento adequado da junta soldada. Inicialmente um corpo de prova foi utilizado para determinação dos parâmetros iniciais de soldagem, seguido de usinagem para

obtenção dos corpos de provas para execução dos ensaios mecânicos e metalográficos.

4.1.1. EQUIPAMENTOS

Tecnologia usada para soldagem

Figura 2.26 – Equipamento TruLaser Robot 5020



Robô

Kuka KR30 HA

Repetibilidade $\pm 0,05$ mm

Laser de diodo

Ótica BEO D70 (Fabricação TRUMPF)

Lente focal = 200 mm

Auto ajuste focal com o range de -10 á +20 mm

Fonte Laser: TruDisk 3006

Potência laser: 3000 Watts.

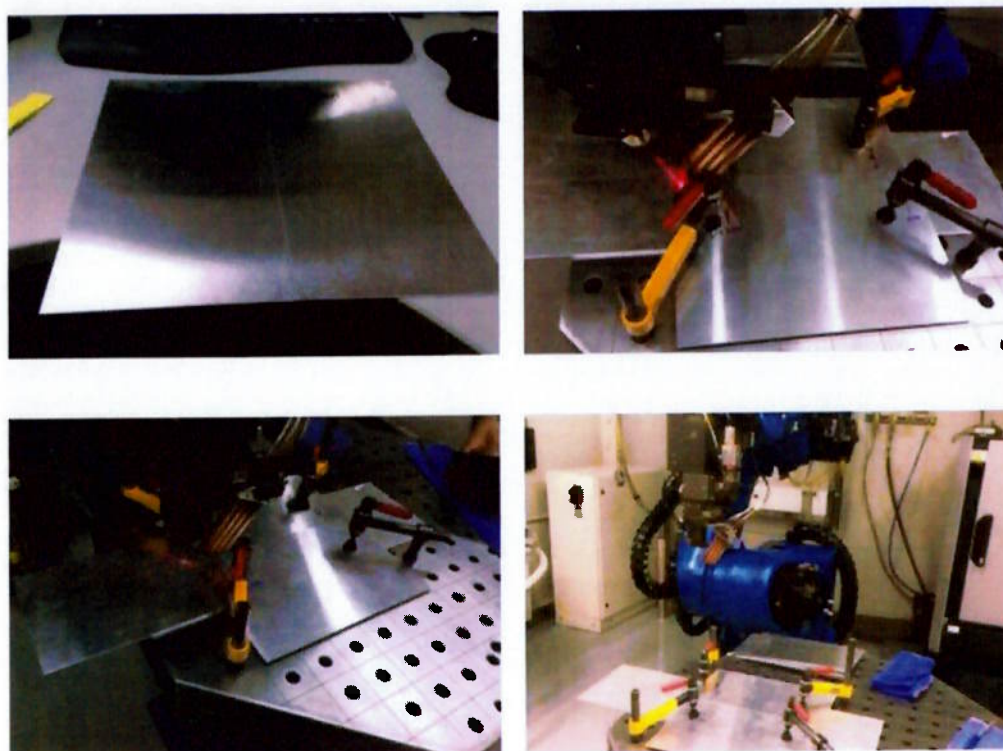
Cabo de condução do laser conectado ao óptico: 0,6 mm

4.1.2. PARÂMETROS DE PROCESSO UTILIZADOS

Tabela 10 – Parâmetros de soldagem

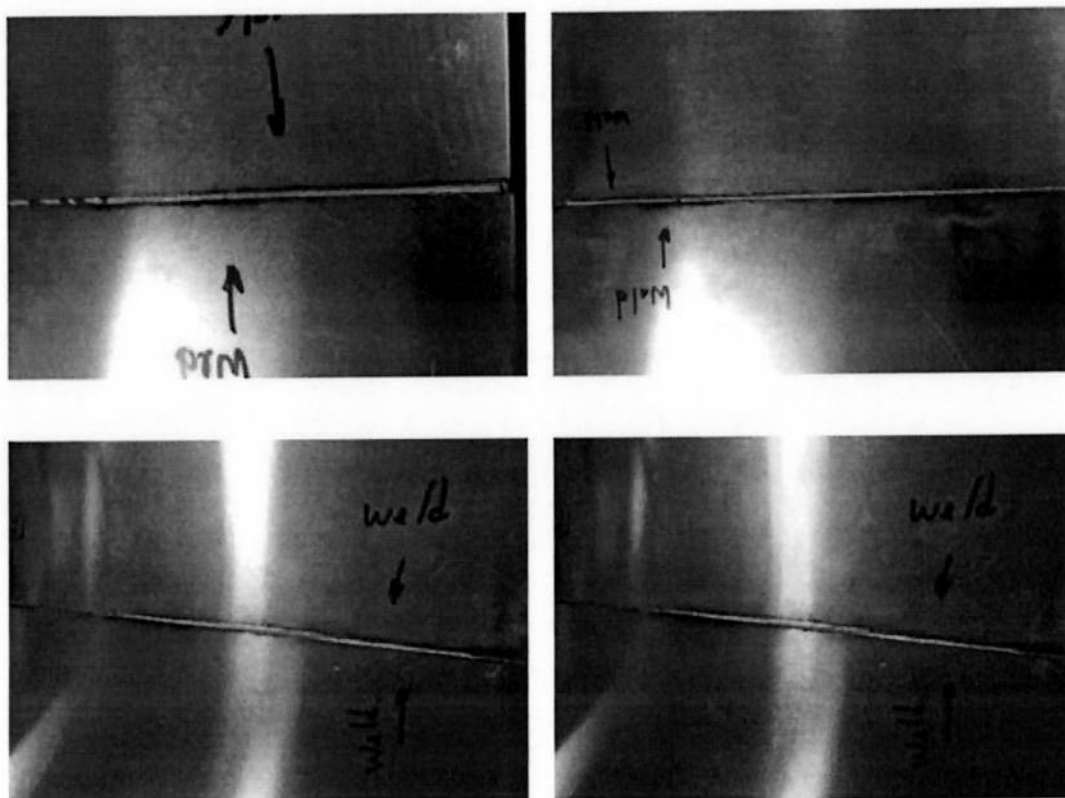
Potência	Ponto focal	Velocidade	Gás de proteção	Vazão do gás
3000 Watts	-2,0 mm	6,5 m/min	Argônio	18 l/min

Figura 2.27 – Preparação e soldagem das chapas



Foram soldados 4 corpos de provas com as dimensões de 300x200mm com espessuras 1,2mm e 0,8mm, cada chapa soldada foi identificada como chapa 1, 2, 3 e 4, sendo que nas chapas 1, 2 e 3 foram retirados os corpos de prova para ensaio de tração (1A / 1B / 1C / 2A / 3A / 3B), dureza e de macrografia (1A / 2A / 2B / 2C / 3A) e a 4 foi utilizada para realização do ensaio de embutimento Erichsen.

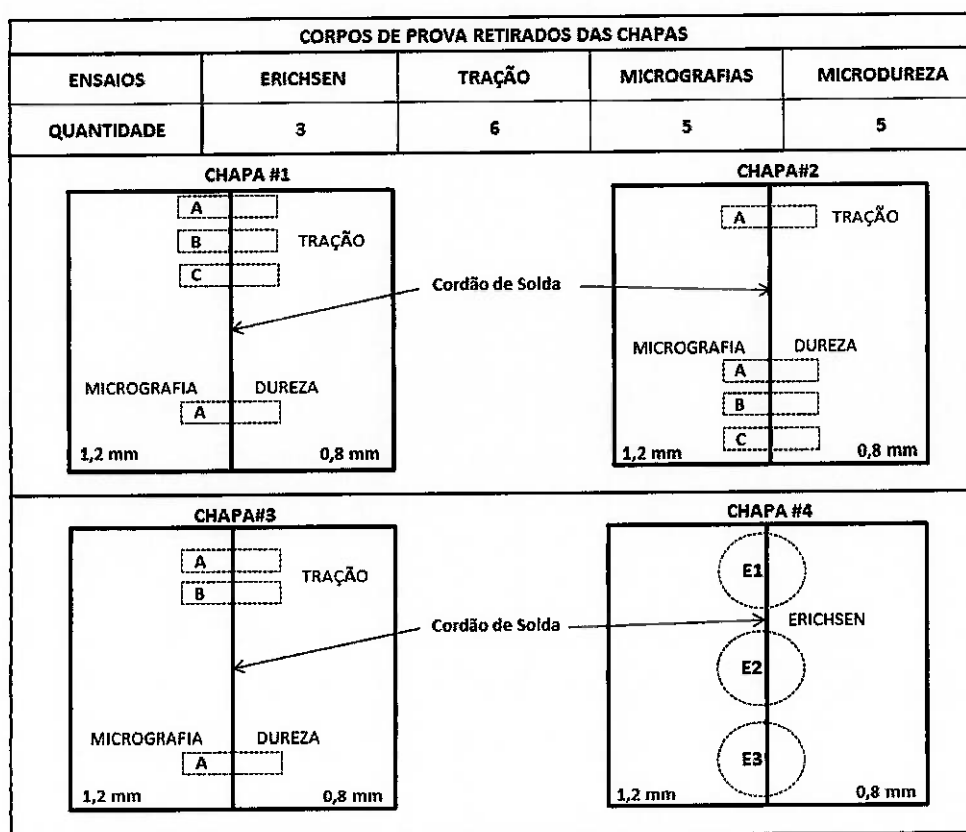
Figura 2.28 – Chapas soldadas



4.2. MÉTODOS E TESTES PARA AVALIAÇÃO DAS PROPRIEDADES MECÂNICAS E DIMENSIONAMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS

A quantidade de ensaios foi definida de acordo com a disponibilidade de materiais, equipamentos e mão de obra. No entanto, com a realização dos ensaios de tração, metalográficos, embutimento Erichsen e microdureza foi possível explicar e concluir se a aplicação de TWBs em liga de alumínio 5052-H38 soldadas a laser com espessuras diferentes é viável tecnicamente para aplicação na indústria.

Figura 2.29 – Corpos de prova retirados das chapas soldadas x ensaios realizados



Devido as diferença de espessuras e desalinhamento causado pelo processo de soldagem a laser, todas as juntas dos corpos de prova do ensaio de tração foram fotografadas com aumento de 3.2x e dimensionadas de modo a correlacionar com os resultados obtidos.

Para realizar o dimensionamento das juntas soldadas dos corpos de prova de tração foi utilizado o programa de modelamento Catia V5, as imagens foram inseridas em um ambiente 3D e posteriormente foram desenhados os perfis das juntas sobre as imagens feitas no microscópio. Como as espessuras das chapas já eram conhecidas, através das medidas encontradas nos perfis criados foi feito o cálculo de redução por escala para encontrar as dimensões reais das juntas.

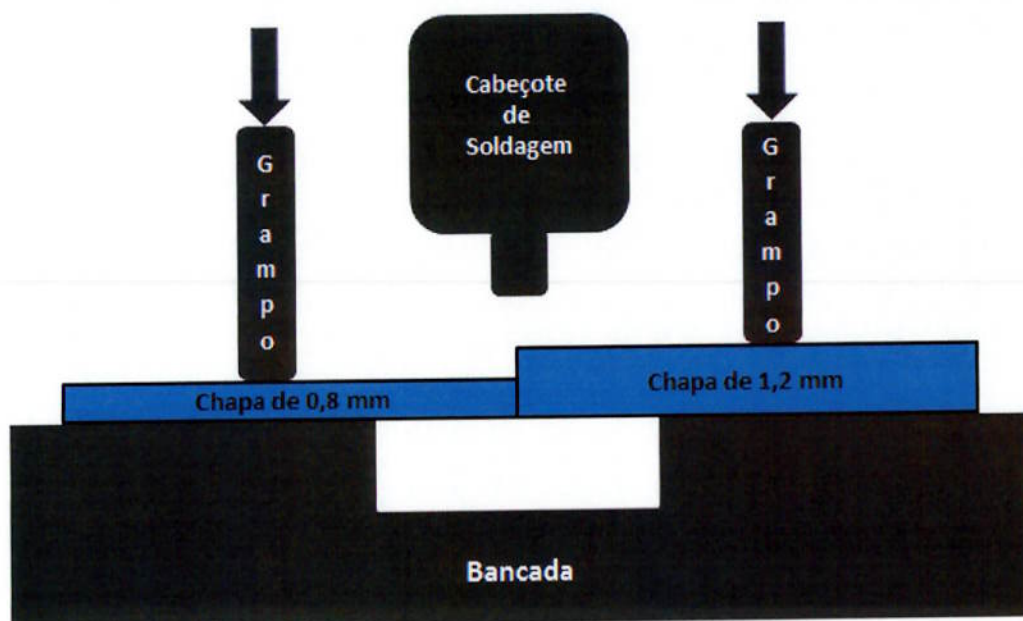
Para calcular as áreas das zonas afetadas pelo calor e as dimensões e defeitos dos corpos de micrografia também foi utilizado o programa de modelamento Catia V5, as imagens foram inseridas em um ambiente 3D e posteriormente

foram desenhadas as linhas de contorno das regiões, sobre as imagens feitas no microscópio para criação de uma superfície. Por último, foi medido no próprio programa as áreas e dimensões.

4.3. MÉTODO PARA FIXAÇÃO DAS CHAPAS NO DISPOSITIVO

As chapas foram posicionadas sobre uma bancada metálica toda vazada com furos para posicionamento dos grampos, foi utilizado duas chapas metálicas como calço entre as chapas a serem soldada e a bancada metálica, de modo a deixar uma pequena folga na região inferior que sofreria a incidência do feixe de laser. Foram utilizados 4 grampos metálicos para fixação das mesmas, os grampos foram fixados o mais próximo possível da região a ser soldada, devido a necessidade de deixar um espaço para movimentação do cabeçote de soldagem juntamente com os tubos do gás de proteção. Também foram utilizados 2 grampos em cada chapa, um em cada extremidade da chapa em seu comprimento.

Figura 2.30 – Esquema de fixação das chapas

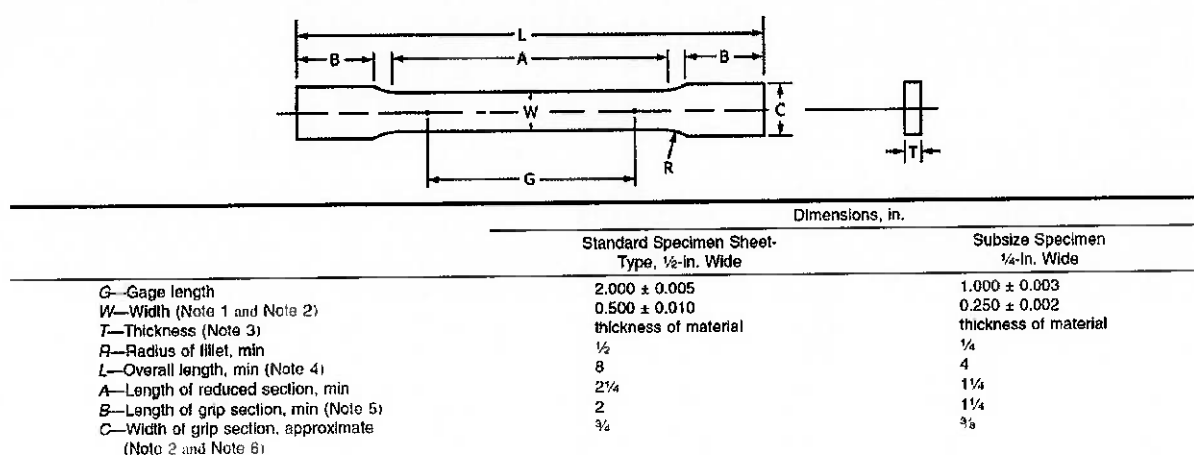


5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. ENSAIOS DE TRAÇÃO

As dimensões dos corpos de prova estão conforme especificado na norma ASTM B557-15.

Figura 2.31 – Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração



Fonte: Norma ASTM B557-15 (2015).

A velocidade do ensaio de tração foi de 5 mm/min.

Pelo material apresentado neste trabalho tornou-se possível pontuar alguns aspectos positivos e negativos dos resultantes dos testes realizados.

Conforme especificação o limite de escoamento da liga de alumínio 5052-H38 é de 220 Mpa e seu limite de resistência é de 270 Mpa.

Os ensaios de tração demonstraram que o limite de escoamento e limite de resistência ficaram bem próximos dos valores do metal de base nos corpos de prova (1A/1B/1C/3B), está pequena diferença provavelmente ocorreu pelo fato da liga 5052-H38 ter o elemento magnésio em maior quantidade e também pelo fato do mesmo ter a sua pressão de vapor em equilíbrio menor do que no alumínio, isto acaba gerando uma vaporização deste elemento quando submetido à alta intensidade da soldagem a laser. O magnésio quando

adicionado no alumínio aumenta seu alongamento e ductibilidade, com a vaporização há uma diminuição das propriedades mecânicas da junta soldada. Já os corpos de prova (1C e 2A) obtiveram valores de resistência mecânica bem abaixo do metal de base. Em todos os corpos de prova a falha ocorreu na soldagem realizada.

Tabela 11 – Resultados obtidos após os ensaios de tração

Corpo de Prova	Limite Escoamento (Mpa)	Limite Resistência (Mpa)	Tensão Ruptura (Mpa)	Alongamento (%)
1A	205,32	217,43	186,3	1,04
1B	221,15	223,15	204,39	0,59
1C	168,8	210,48	198,85	0,59
2A	139,32	140,44	129,58	0,44
3A	215,45	223,12	190,34	1,06
3B	203,85	214,05	178,46	1,07

Figura 2.32 – Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 1A

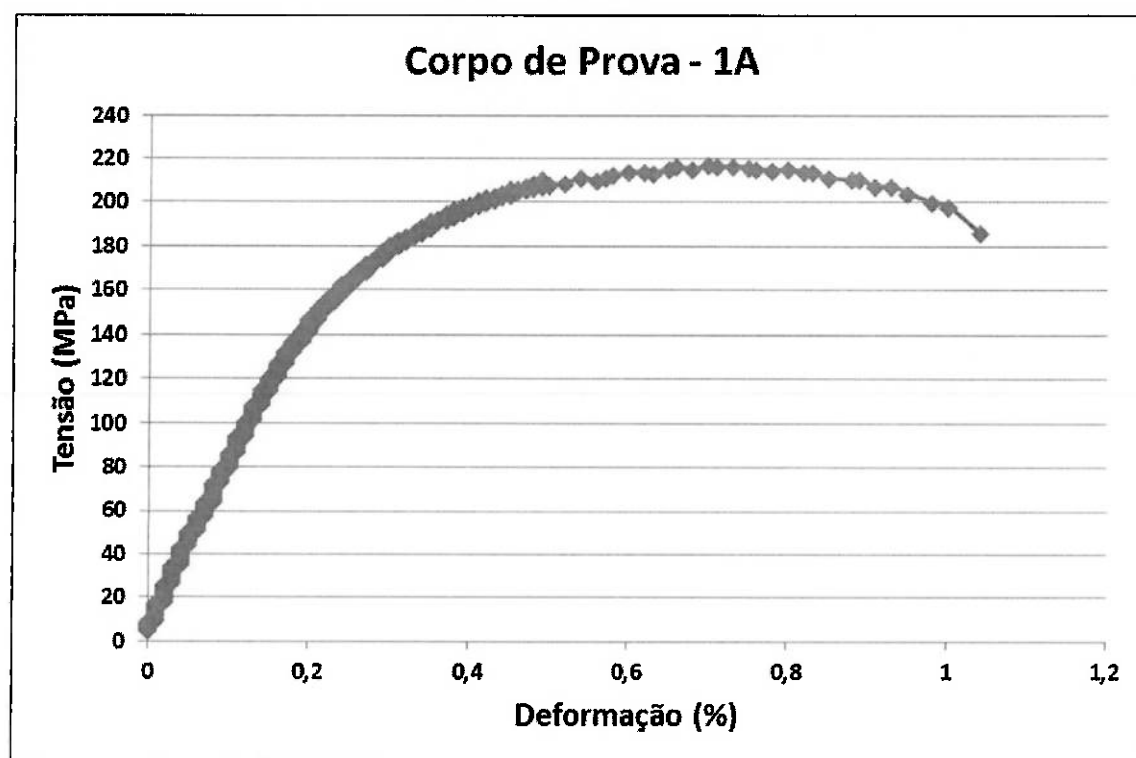


Figura 2.33 – Imagem da junta do corpo de prova de tração 1B

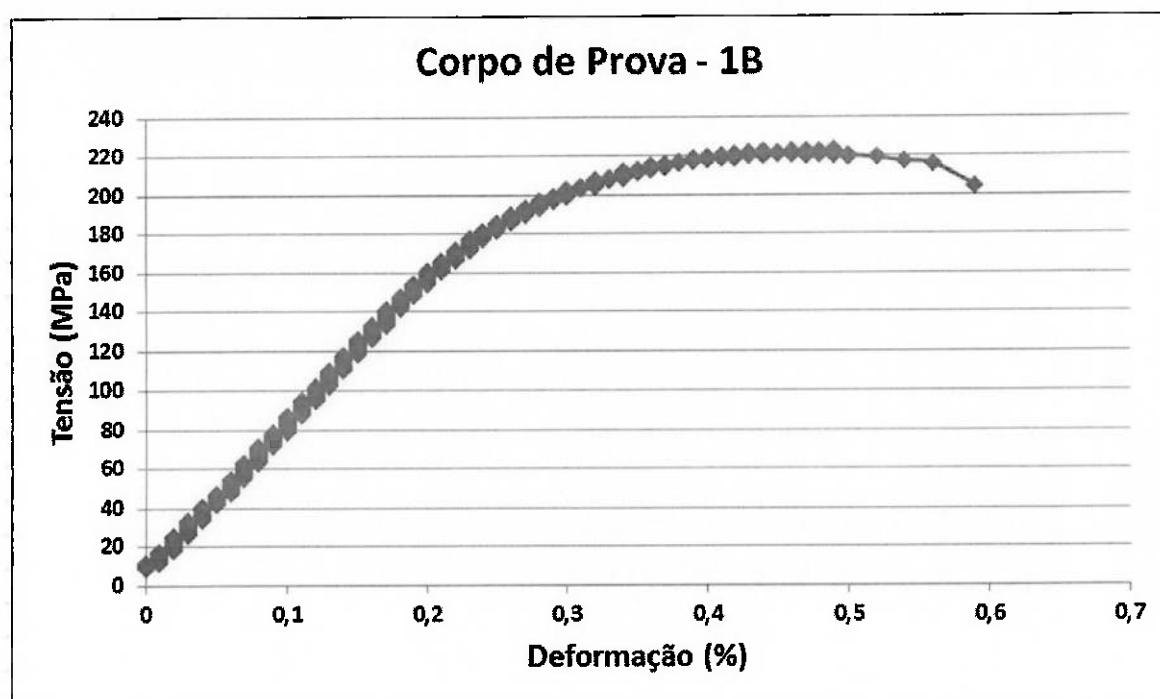


Figura 2.34 – Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 1C

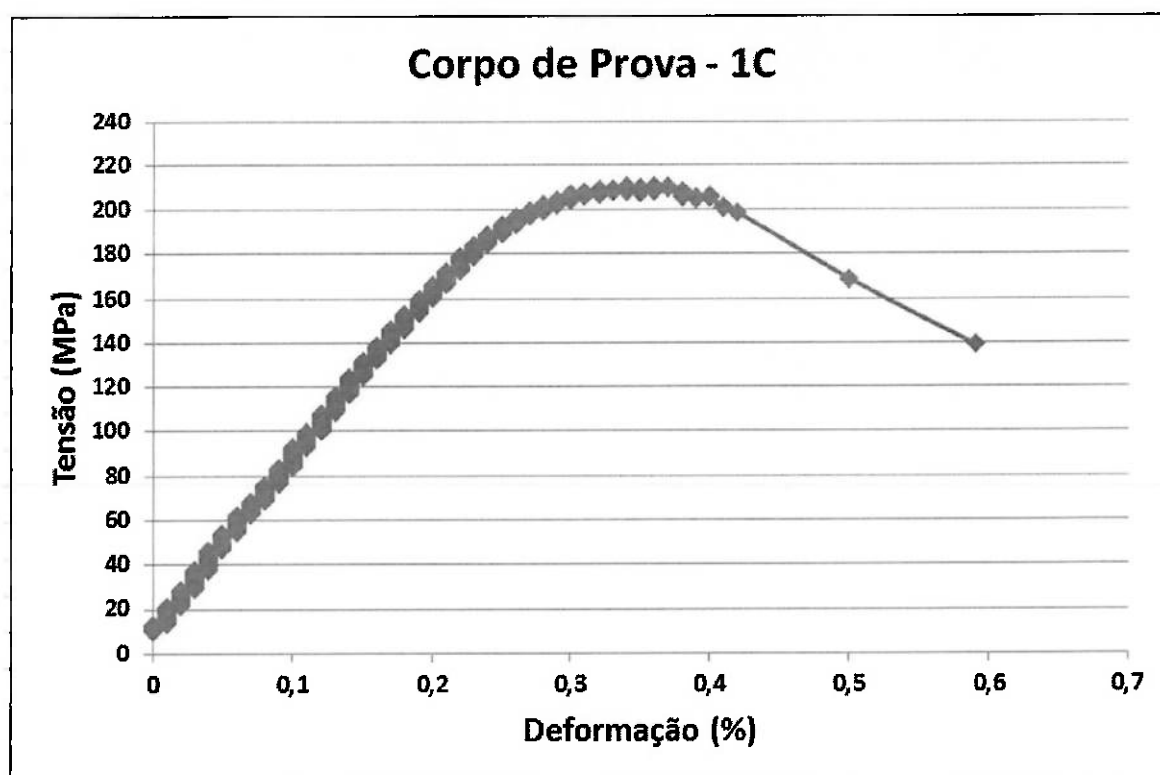


Figura 2.35 – Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 2A

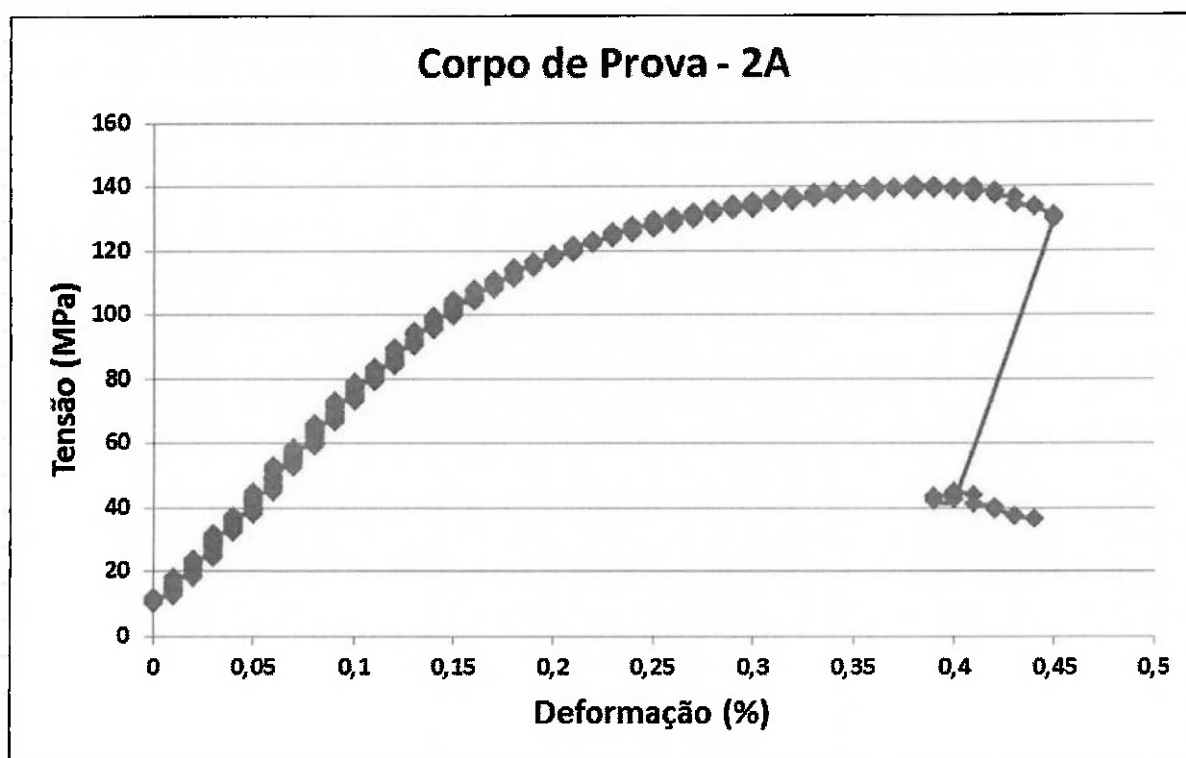


Figura 2.36 – Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 3A

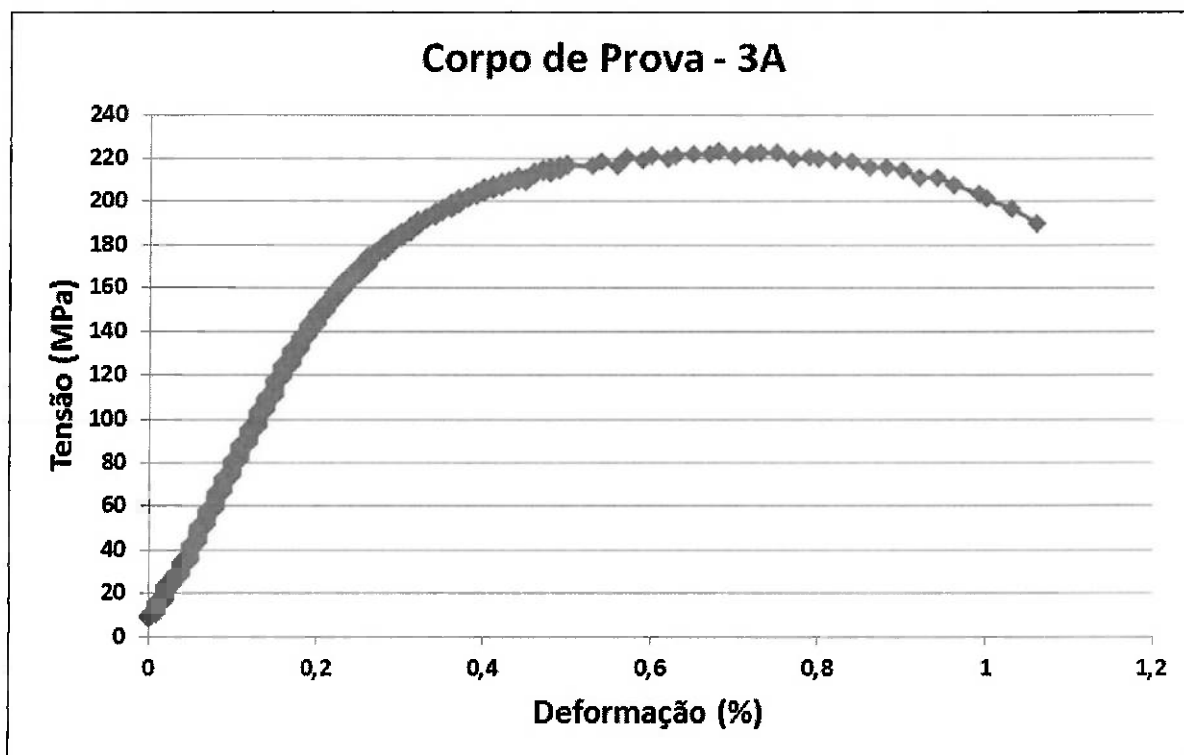
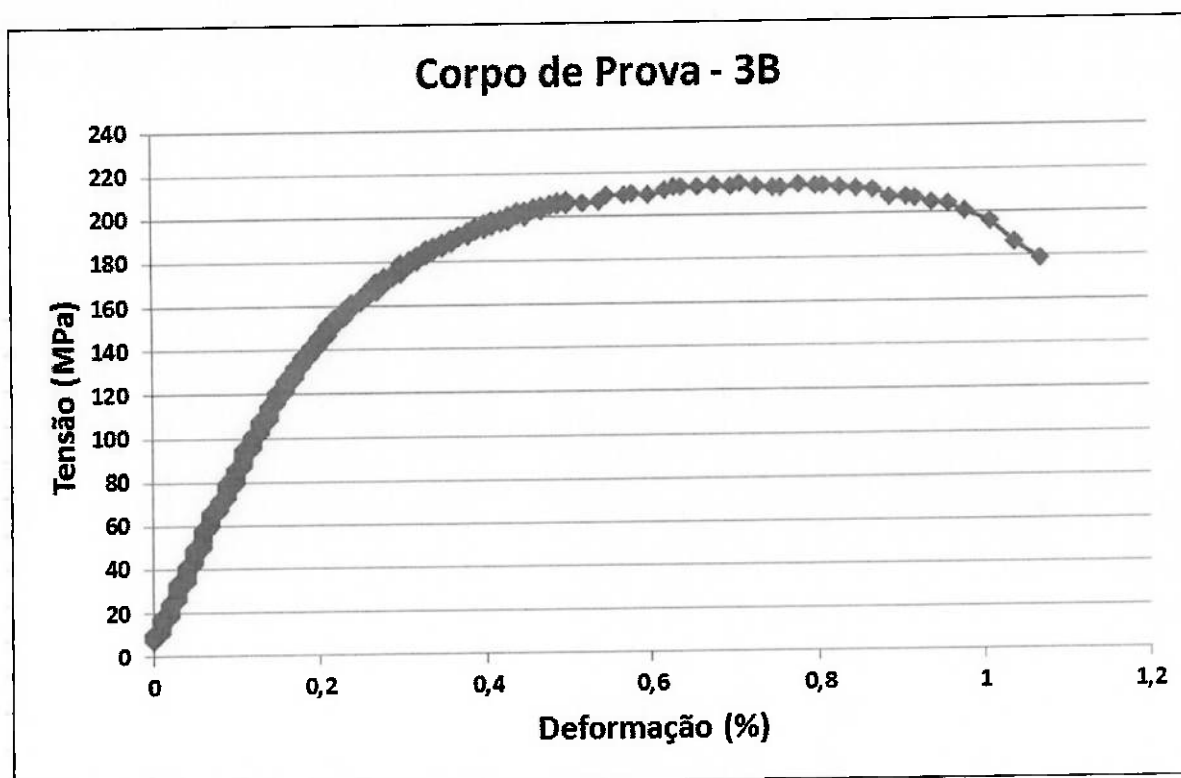


Figura 2.37 – Gráfico tensão x deformação do corpo de prova 3B



5.2. DIMENSIONAMENTOS DAS JUNTAS SOLDADAS DOS CORPOS DE PROVA DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

O dimensionamento das juntas soldadas dos corpos de prova de tração demonstraram que o desalinhamento na face superior (topo) ou inferior (raiz) com ângulos acentuados influenciou na resistência mecânica da junta soldada. Isto ocorre, porque as forças atuantes durante o ensaio de tração devem ser uniaxiais, porém o desalinhamento produz uma decomposição das forças tornando-as biaxiais que acabam diminuindo a resistência do material, este fenômeno foi observado nos corpos de prova 1C e 2A.

O desalinhamento ficou mais evidente no corpo de prova 1C, já que no corpo de prova 2A foi observado na micrografia da chapa onde foi retirado o corpo de prova, uma falta de penetração da solda, que também contribuiu para a diminuição da resistência mecânica da junta. Os resultados mostram que o alinhamento de Tailored Welded Blank com espessuras diferentes é um fator que deve ser bem controlado durante o processo de soldagem, além do

controle do cordão de solda que deve ser isento de defeitos que aumentem o desalinhamento entre as chapas.

Como foi observado no corpo de prova de tração 1C houve a ocorrência de fusão excessiva que contribuiu para o desalinhamento da junta, outro fator importante é que o cordão de solda deve suavizar o degrau gerado pela diferença de espessuras entre as chapas, de modo a reduzir os ângulos agudos entre ambas. Se considerarmos uma larga escala de produção esta seria uma variável que deve ser considerada em um PFMEA como uma característica crítica de controle.

Tabela 12 – Ângulos e dimensões da junta soldada dos corpos de prova de tração

Corpo de Prova de tração	Desalinhamento da junta no topo da solda	Desalinhamento da junta na raiz da solda	Ângulos da junta no topo da solda	Ângulos da junta na raiz da solda	Limite Escoamento (Mpa)	Limite Resistência (Mpa)
1A	0,3mm	0,05mm	29° e 34°	2° e 11°	205,32	217,43
1B	0,5mm	0,1mm	20° e 22°	6° e 10°	221,15	223,15
1C	0,4mm	0,03mm	85° e 3°	4° e 5°	168,8	210,48
2A	0,4mm	0,2mm	36° e 30°	62° e 2°	139,32	140,44
3A	0,5mm	0,2mm	14° e 8°	40° e 11°	215,45	223,12
3B	0,2mm	0,02mm	15° e 13°	7° e 15°	203,85	214,05

Figura 2.38 – Imagem da junta soldada do corpo de prova de tração 1A

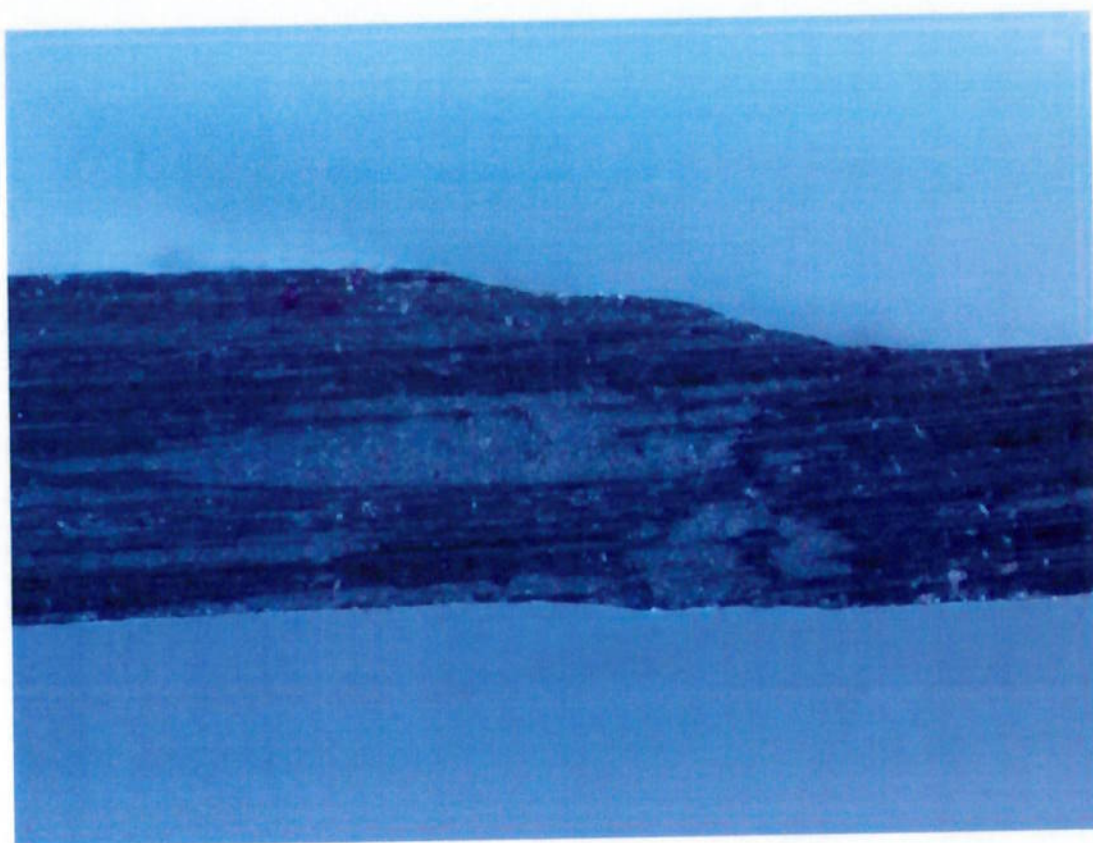


Figura 2.39 – Dimensões em mm da junta soldada do corpo de prova de tração 1A

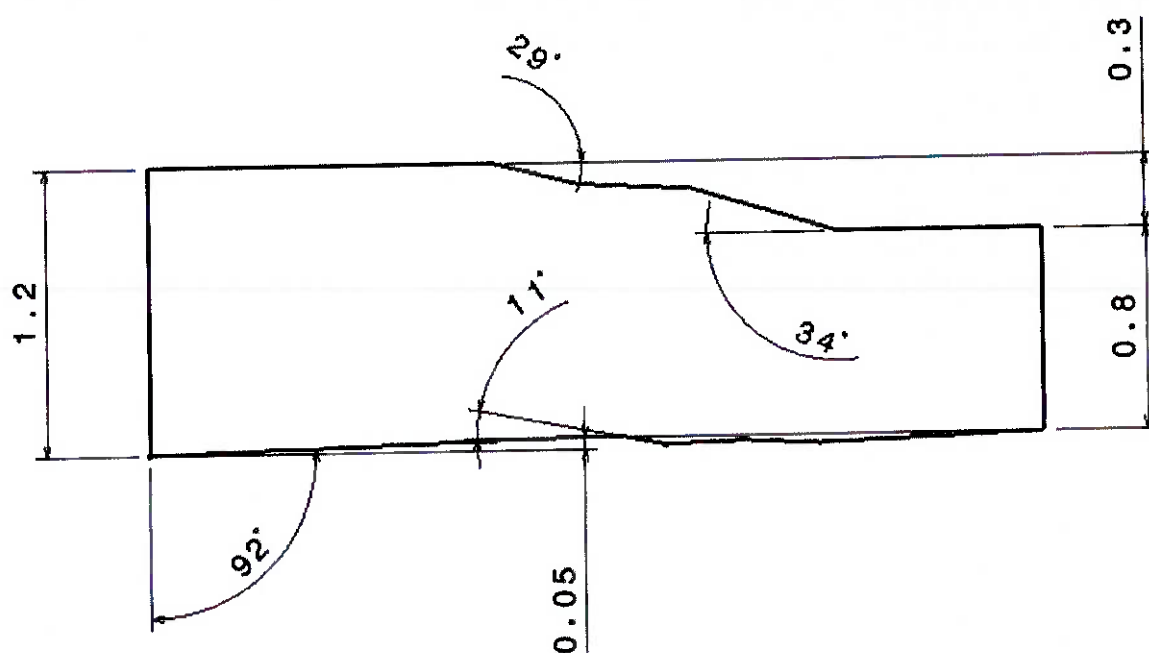


Figura 2.40 – Imagen da junta soldada do corpo de prova de tração 1B.

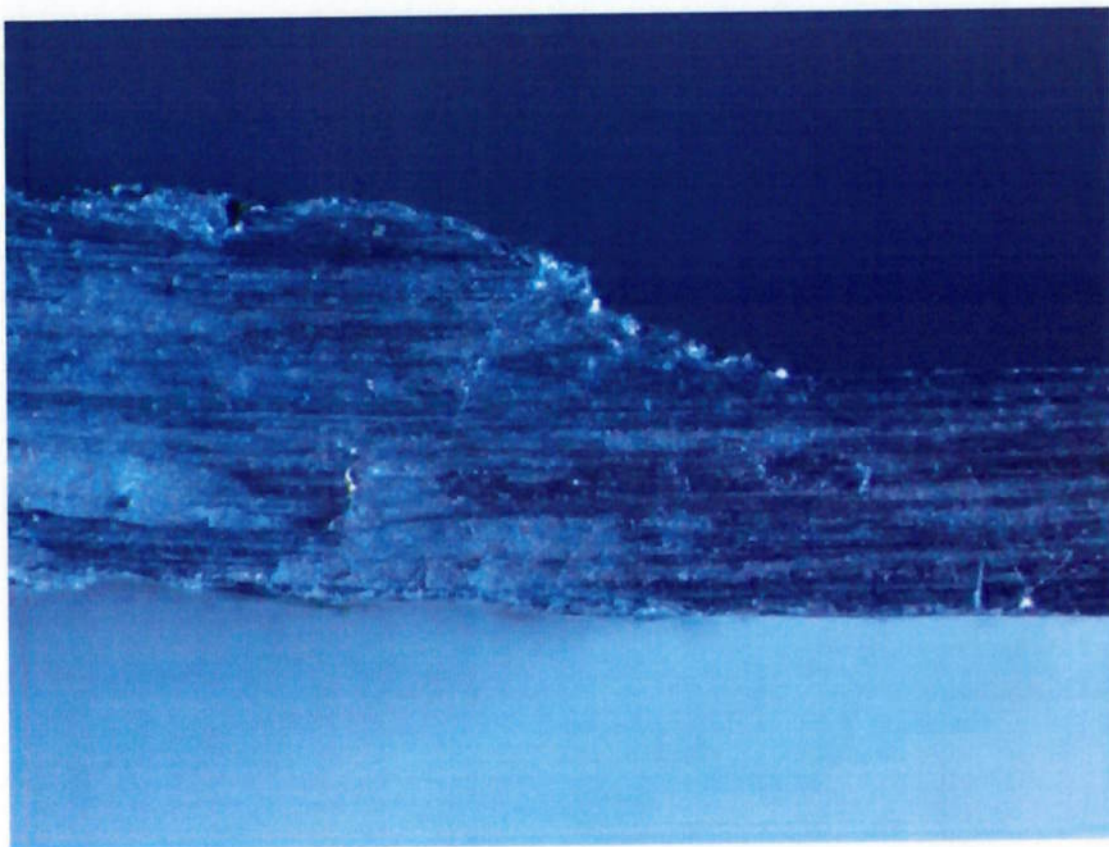


Figura 2.41 – Dimensões em milímetro da junta soldada do corpo de prova de tração 1B

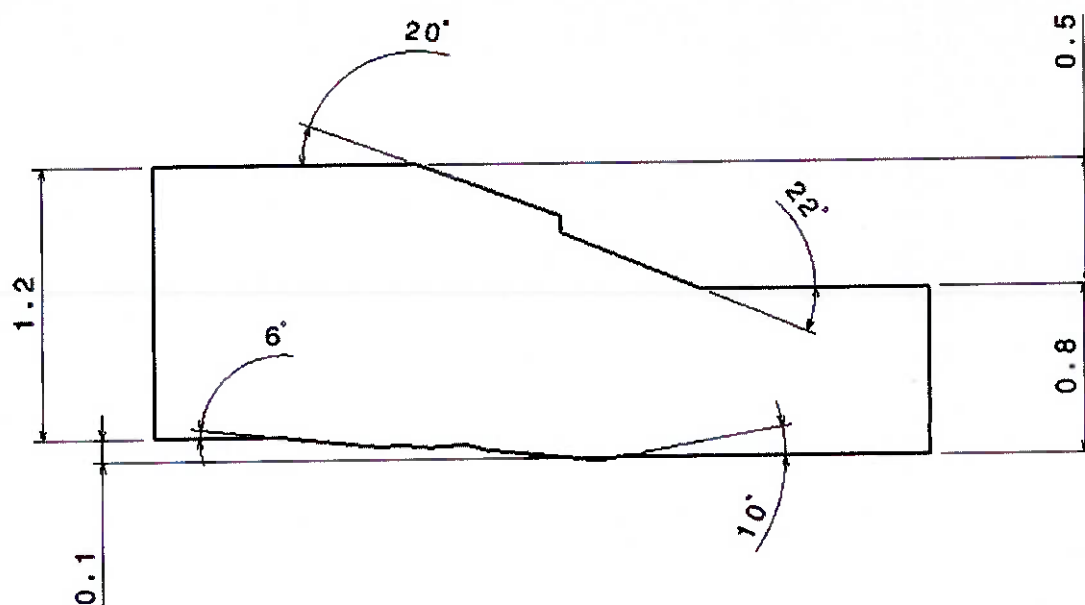


Figura 2.42 – Imagen da junta do corpo de prova de tração 1C

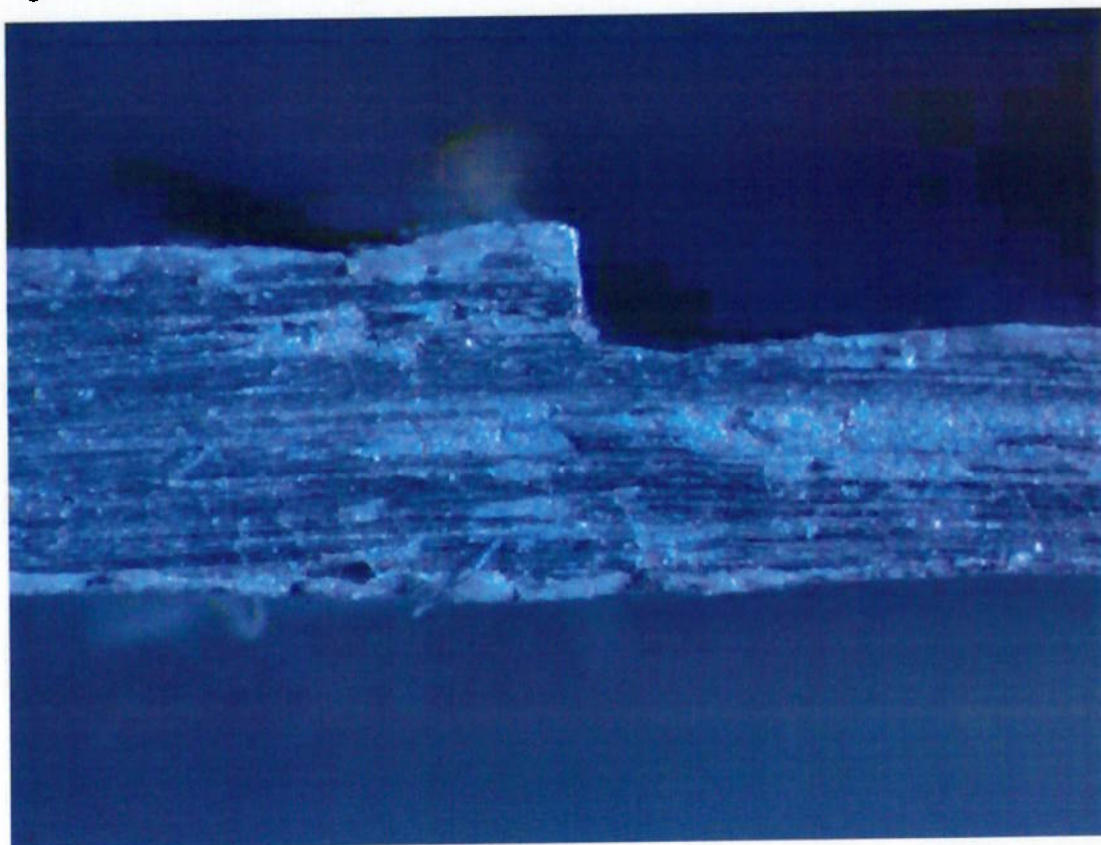


Figura 2.43 – Dimensões em milímetro da junta soldada do corpo de prova de tração 1C.

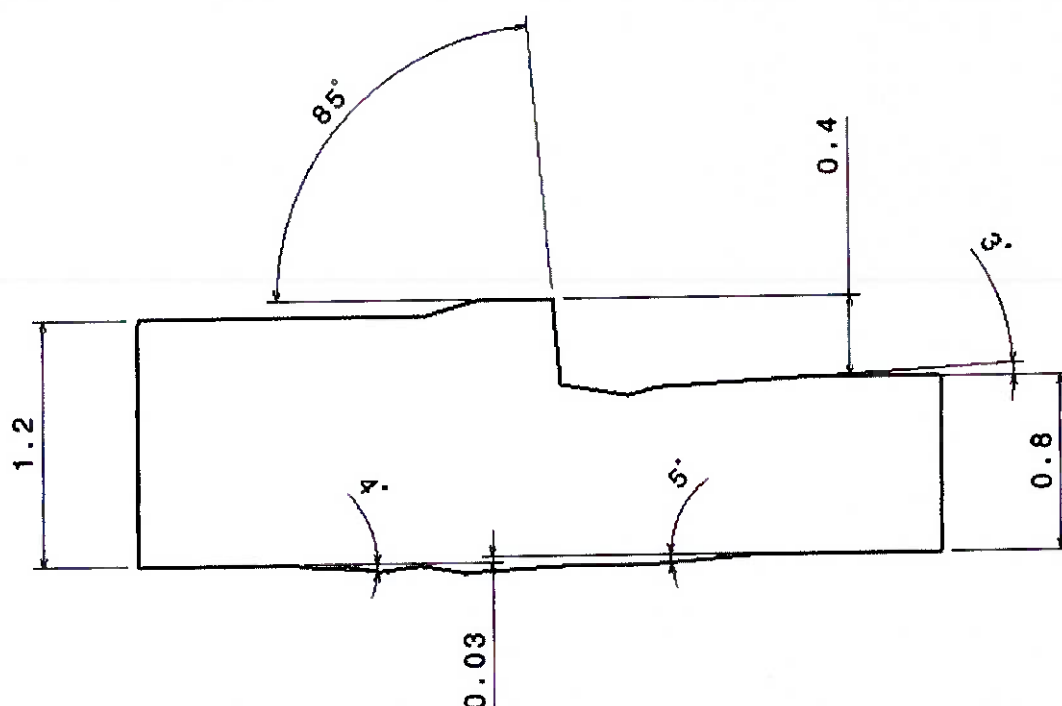


Figura 2.44 – Imagen da junta do corpo de prova de tração 2A

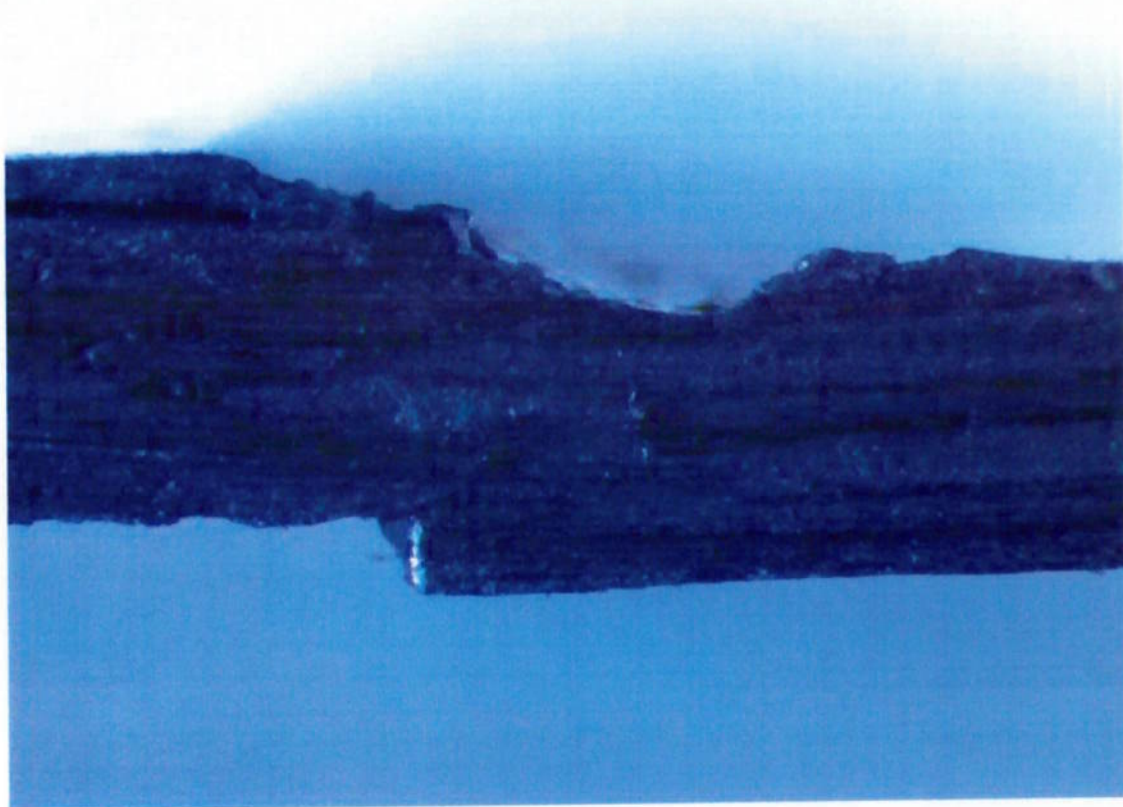


Figura 2.45 – Dimensões em milímetro da junta soldada do corpo de prova de tração 2A.

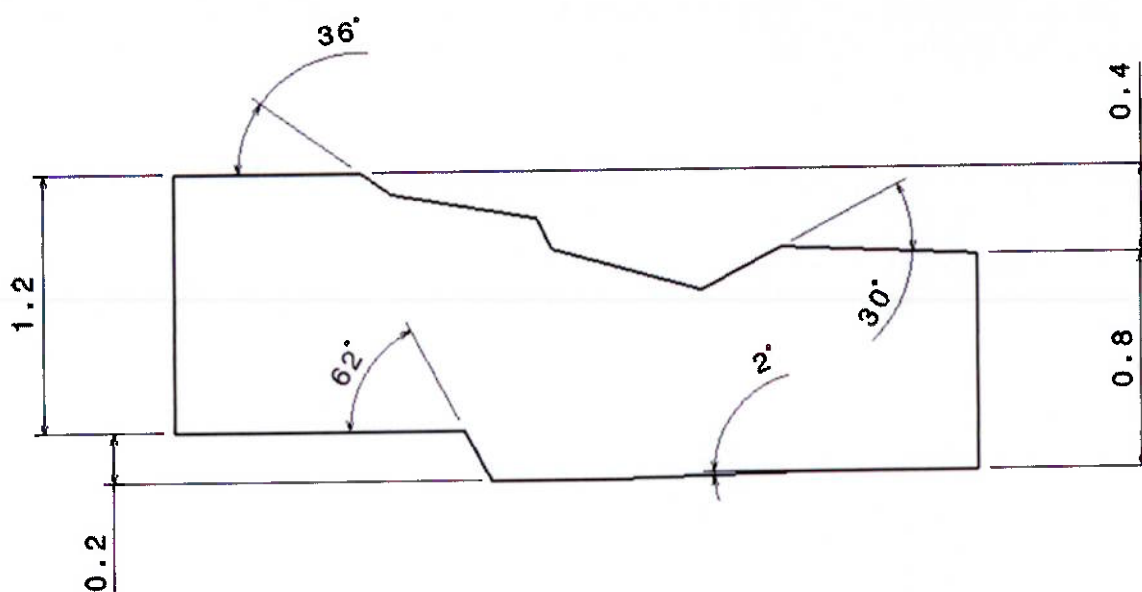


Figura 2.46– Imagen da junta do corpo de prova de tração 3A

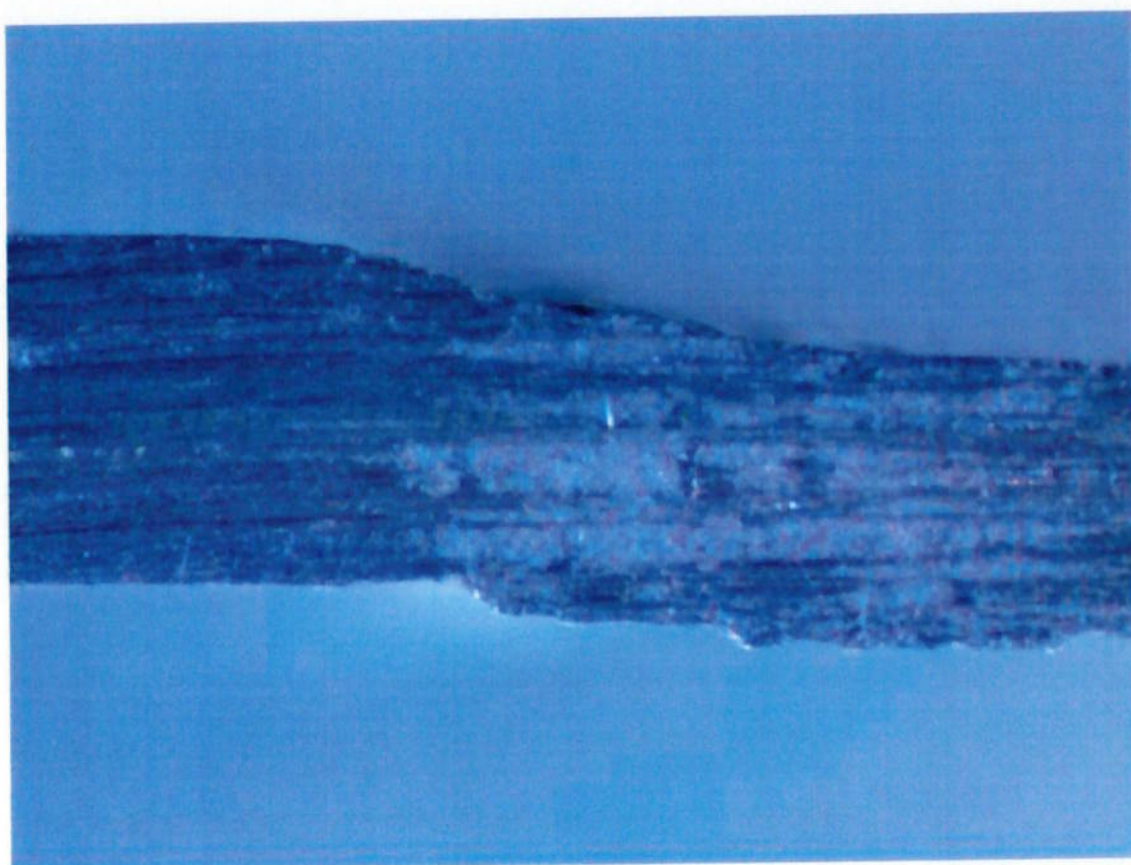


Figura 2.47 – Dimensões em milímetro da junta soldada do corpo de prova de tração 3A.

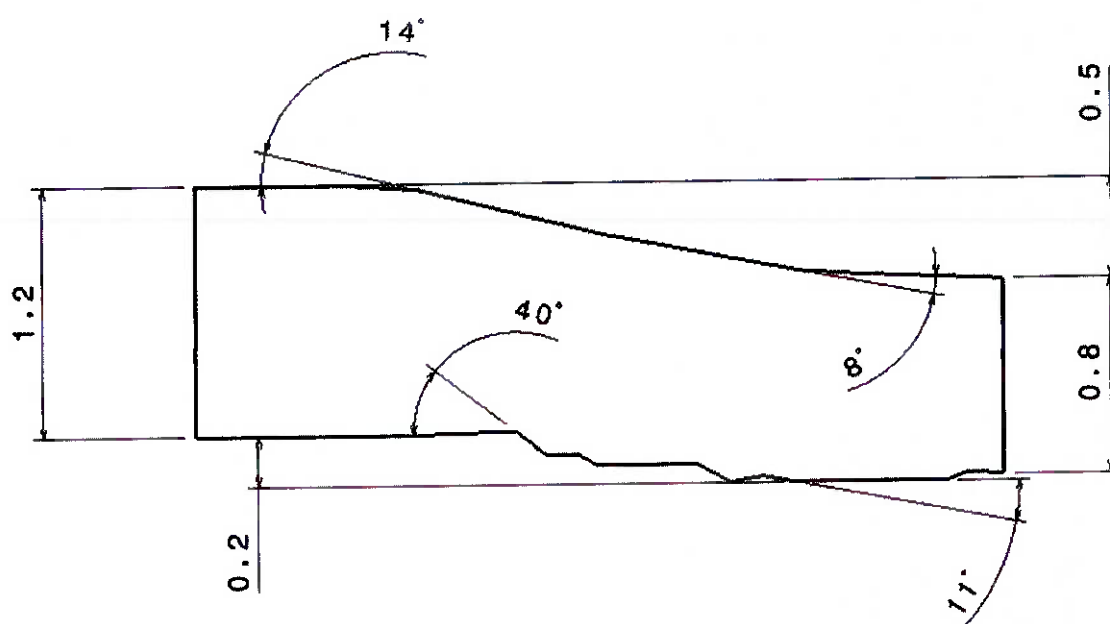


Figura 2.48 – Imagem da junta do corpo de prova de tração 3B

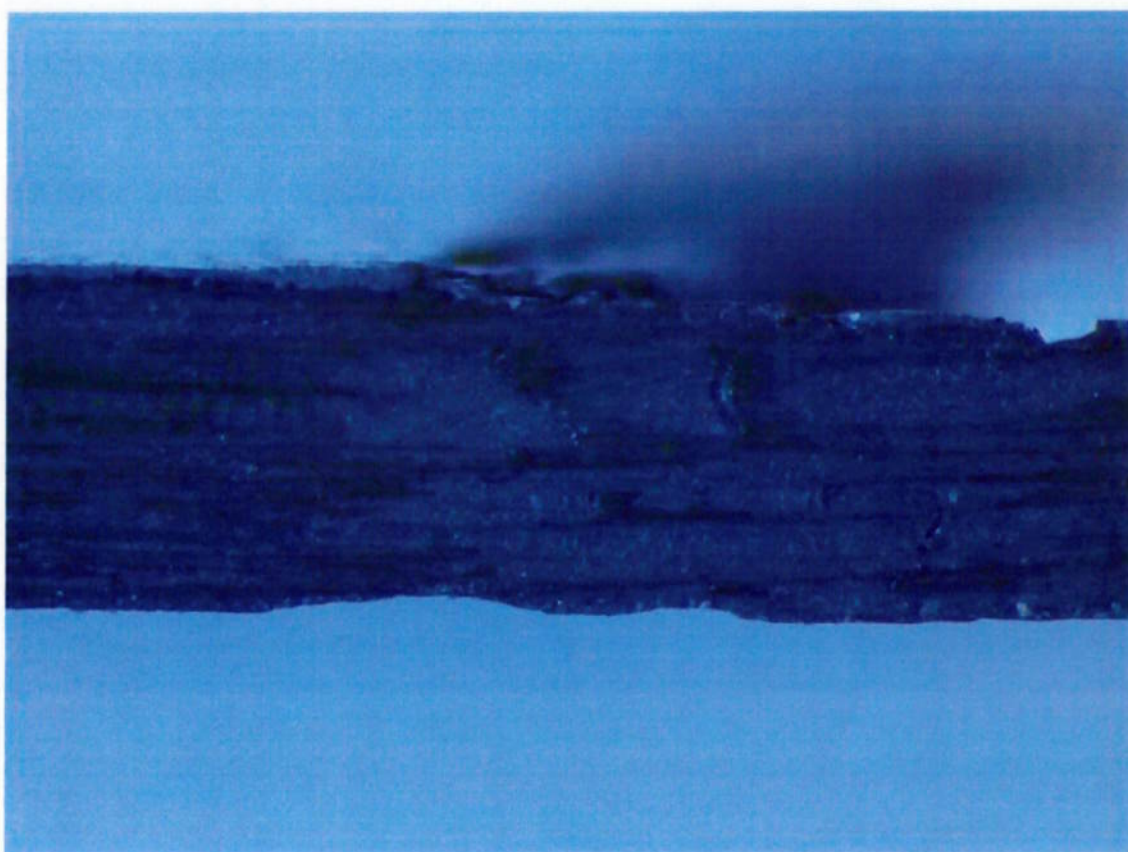
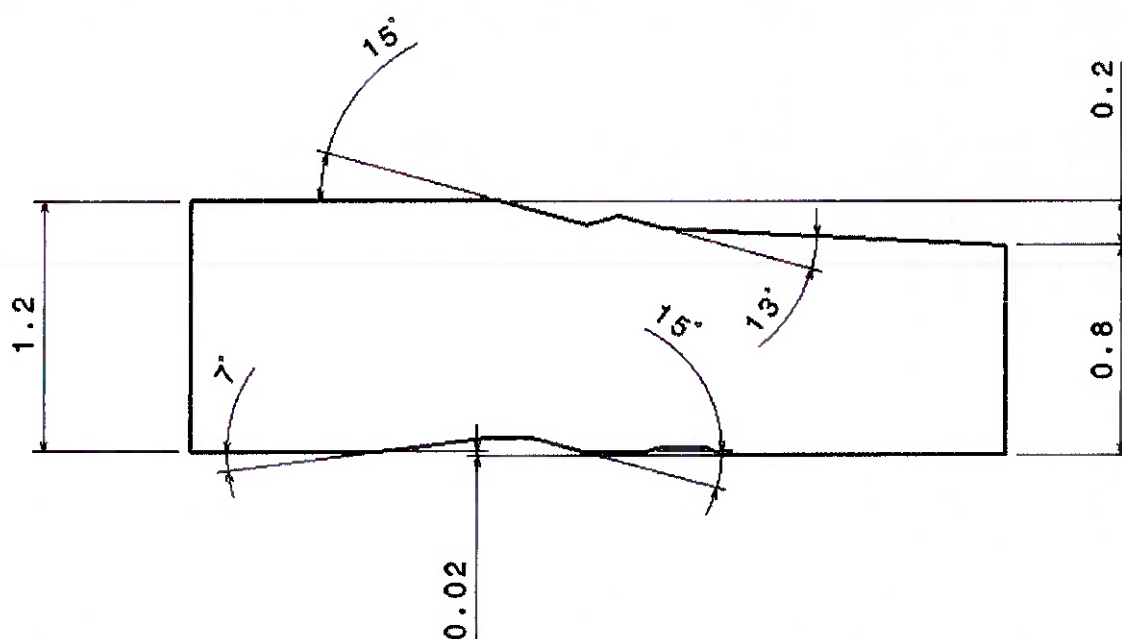


Figura 2.49 – Dimensões em milímetro da junta soldada do corpo de prova de tração 3B.



5.3. ENSAIOS DE MICROGRAFIA E DIMENSIONAMENTO DAS JUNTAS SOLDADAS

Os ensaios de micrografia foram feitos em corpos de prova diferentes dos corpos de prova dos ensaios de tração, no entanto foram retirados da mesma chapa. Desta forma foi possível avaliar outras regiões da solda, principalmente o desalinhamento em toda sua extensão. Nas chapas que obtiveram uma resistência mecânica inferior, que foi o caso do corpo de prova de tração (1C).

Pelos resultados encontrados, o corpo de prova retirado da chapa #1 evidenciou o desalinhamento excessivo na raiz, o que causou uma diminuição da resistência mecânica da junta, além dos defeitos de soldagem como fusão excessiva no topo e na raiz da solda que contribuíram para o desalinhamento da junta, conforme já mencionado anteriormente nos resultados e dimensionamentos das juntas soldadas dos ensaios de tração.

Já nos corpos de prova retirados da chapa #2, as micrografias mostraram que os mesmos tinham uma penetração na raiz menor do que os corpos de prova retirados das chapas #1 e 3#, que acabou contribuindo para diminuição de resistência mecânica na junta quando submetido ao ensaio de tração. Somado a isto, o corpo de prova 2B apresentou falta de penetração na raiz, demonstrando que, apesar da utilização dos mesmos parâmetros de soldagem e dispositivos de fixação, houve uma grande variação no cordão de solda em regiões da mesma chapa, ficando mais evidente na chapa #2 onde foram retirados os corpos de prova de micrografia (2A/2B/2C).

Devido a este fato, o corpo de prova de tração 2A obteve o menor valor de resistência mecânica dentre os ensaiados no teste de tração.

Tabela 13 – Dimensões e defeitos das juntas soldadas dos corpos de prova de micrografia.

Corpo de Prova de Micrografia	Retirados da chapa soldada	Largura do cordão de solda no topo	Largura do cordão de solda na raiz	Desalinhamento positivo ou negativo na raiz	Defeitos no cordão de solda	
1A	#1	1,9mm	1,3mm	Positivo - 0,53mm	Fusão excessiva no topo da solda de 0,2mm	Fusão excessiva na raiz de 0,4mm
2A	#2	1,9mm	1,1mm	Negativo - 0,14mm	Concavidade na raiz da solda de 0,06mm	
2B		1,7mm		Negativo - 0,2mm	Falta de penetração na raiz	
2C		2,0mm	0,6mm	Negativo - 0,06mm		
3A	#3	1,7mm	1,2mm	Negativo - 0,2mm	Concavidade no topo da solda de 0,2mm	Concavidade na raiz da solda de 0,1mm

Figura 2.50 – Micrografia do corpo de prova 1A

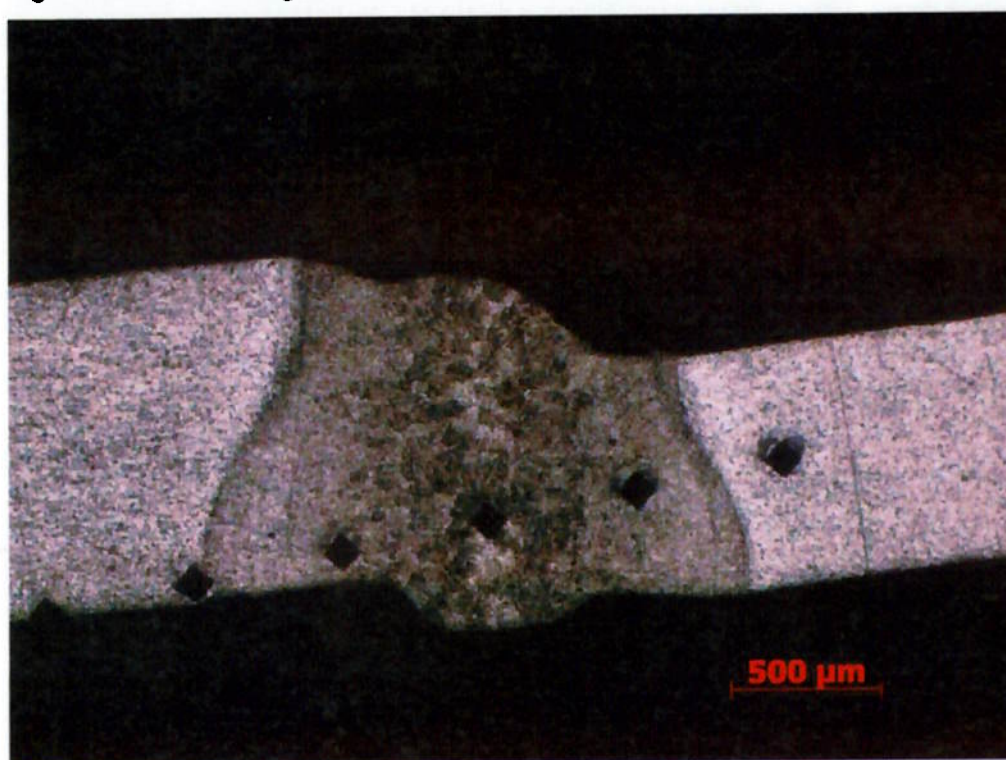


Figura 2.51 – Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 1A retirado da chapa #1.

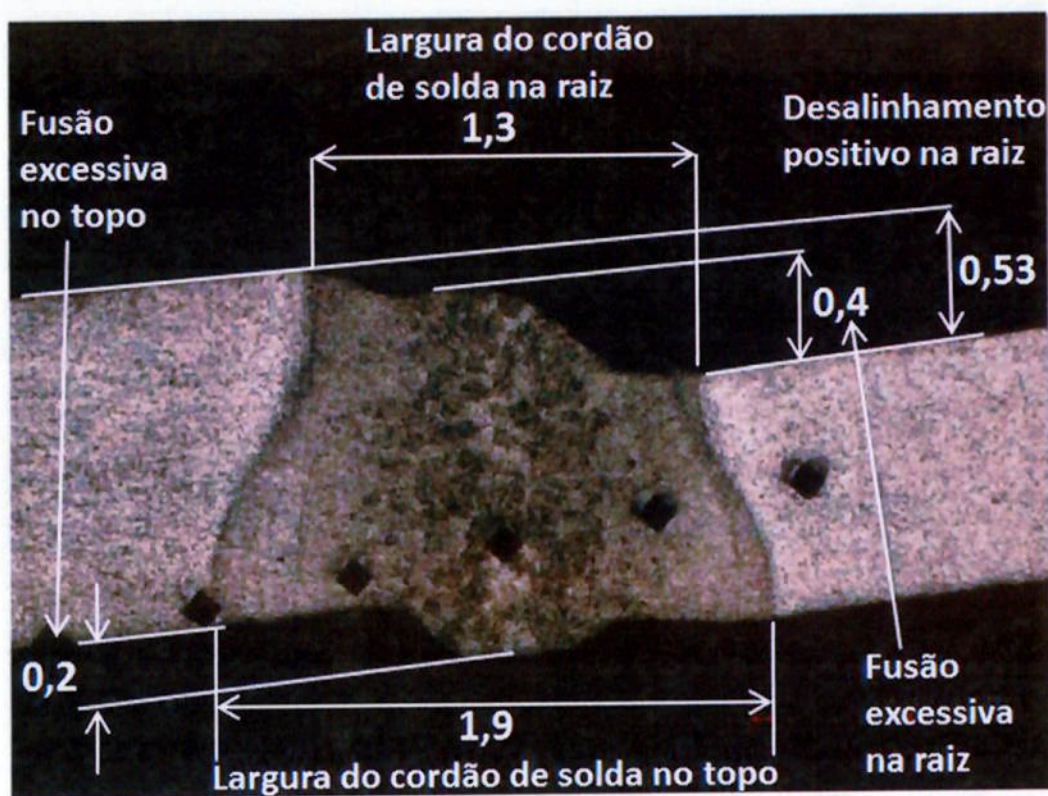


Figura 2.52 – Micrografia do corpo de prova 2A.

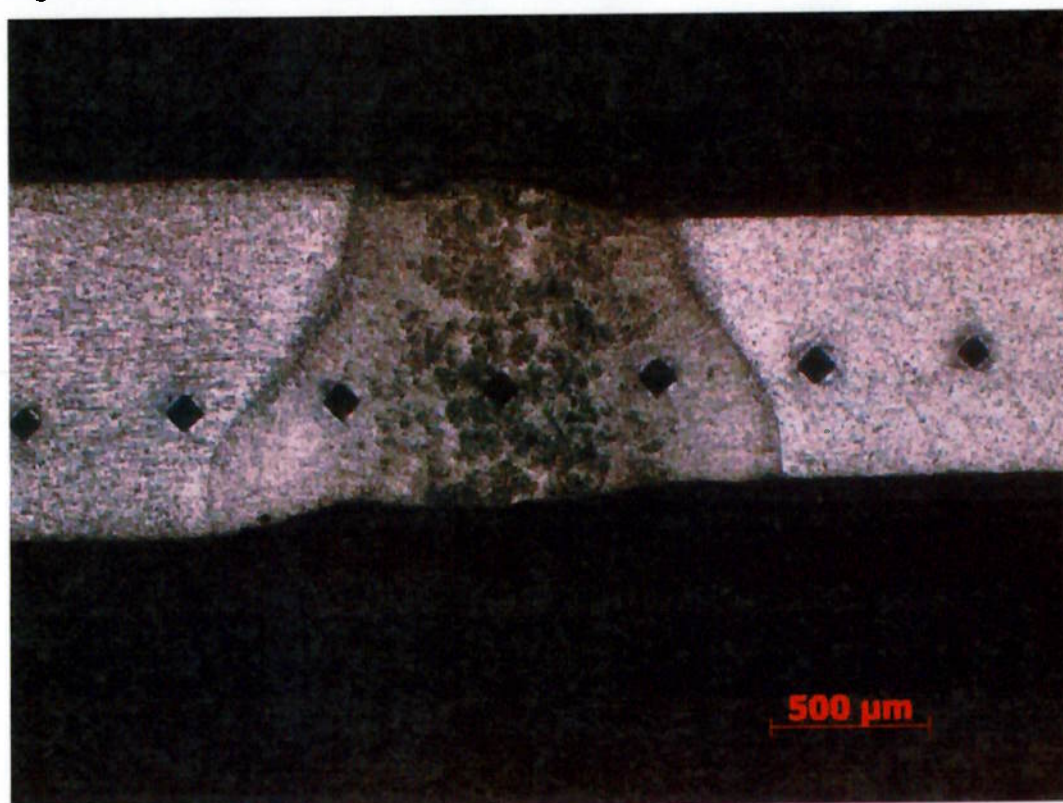


Figura 2.53 – Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2A retirado da chapa #2.

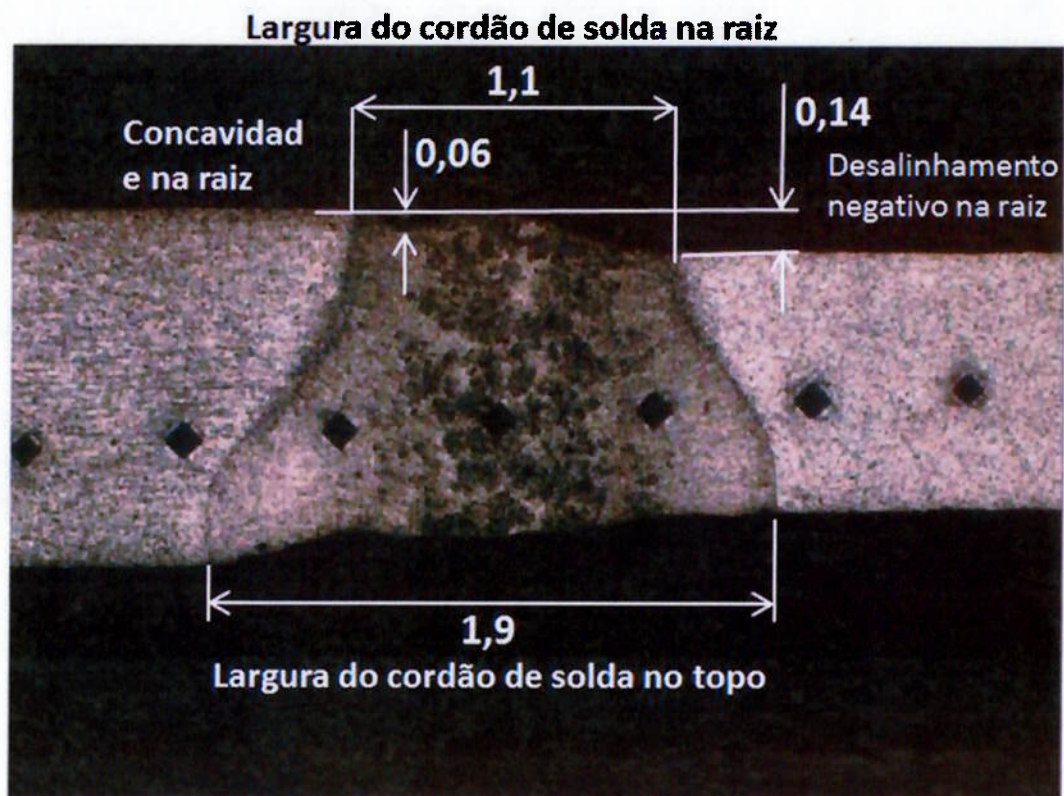


Figura 2.54 – Micrografia do corpo de prova 2B.

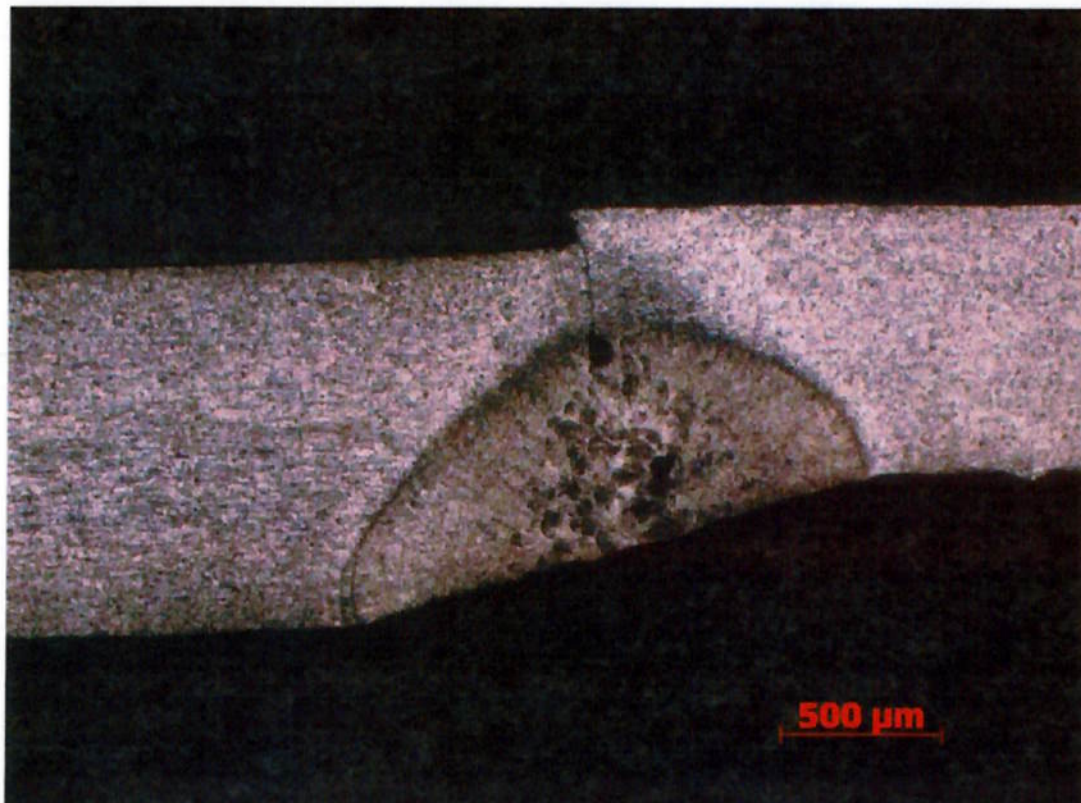


Figura 2.55 – Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2B retirado da chapa #2.

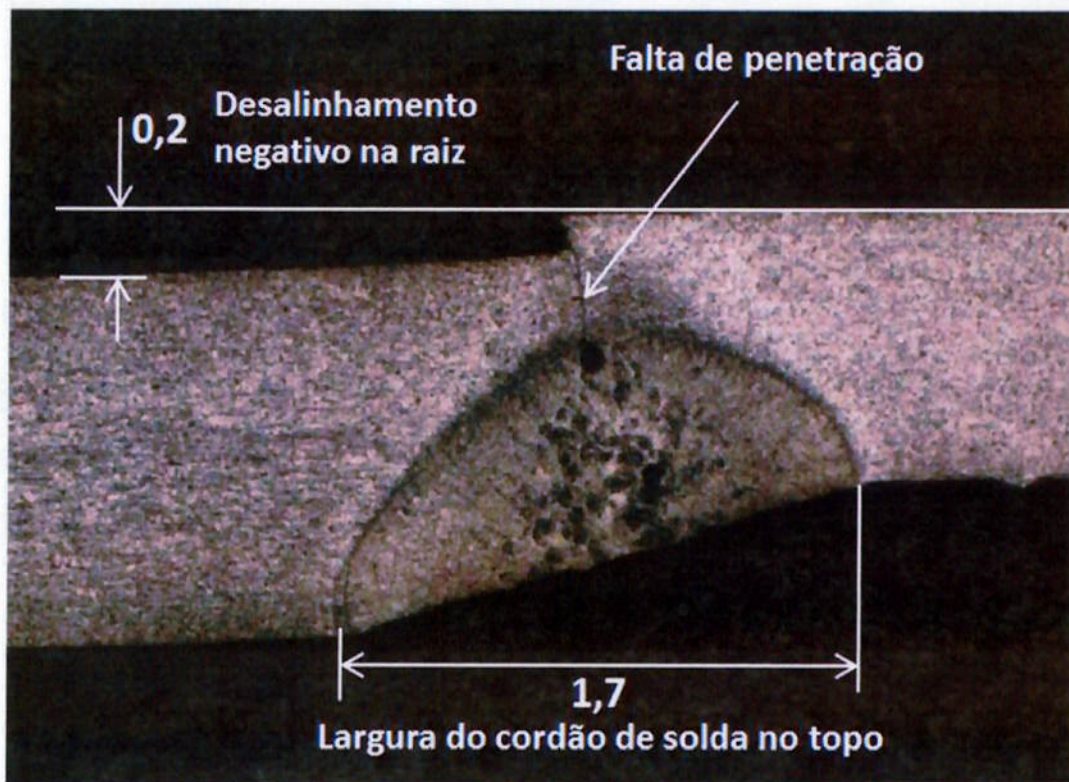


Figura 2.56 – Micrografia do corpo de prova 2C.

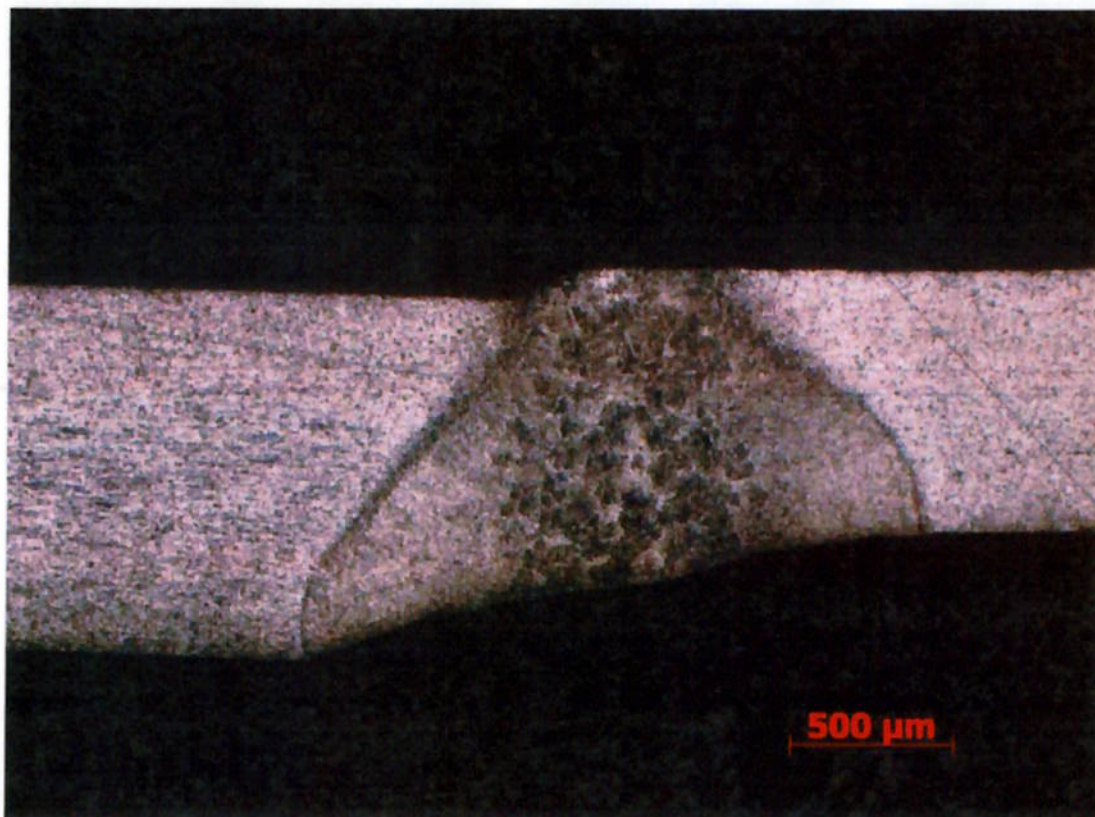


Figura 2.57 – Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 2C retirado da chapa #2.

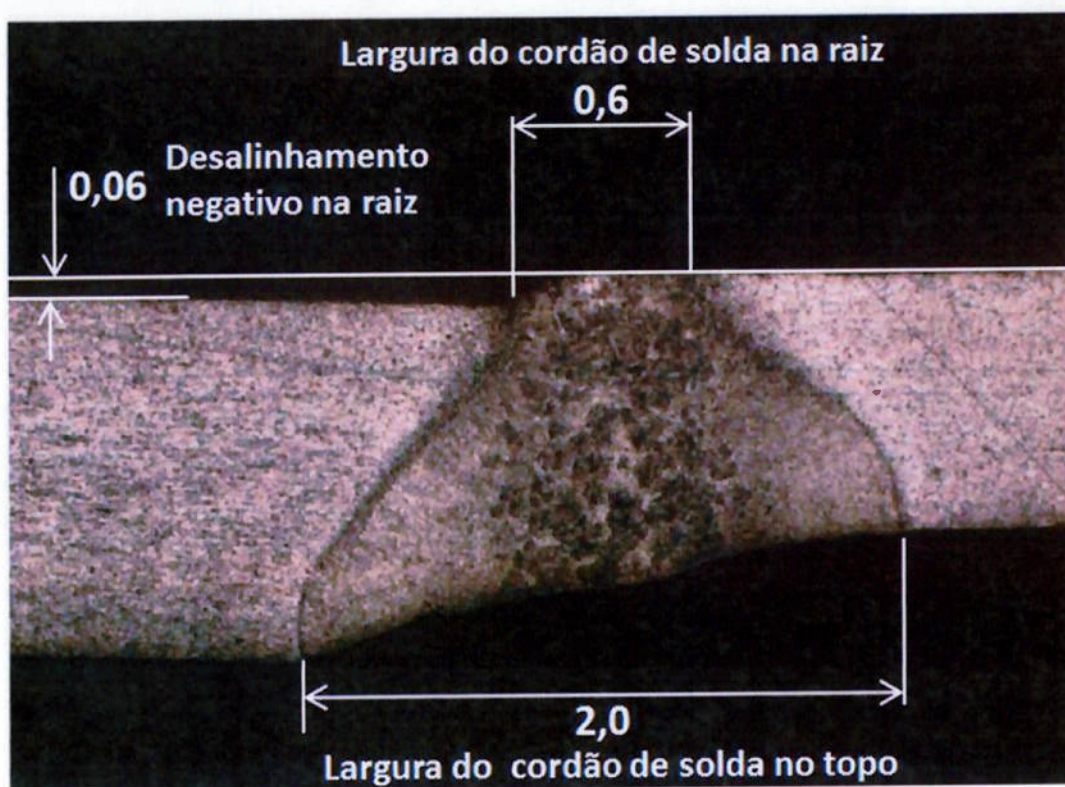


Figura 2.58 – Micrografia do corpo de prova 3A.

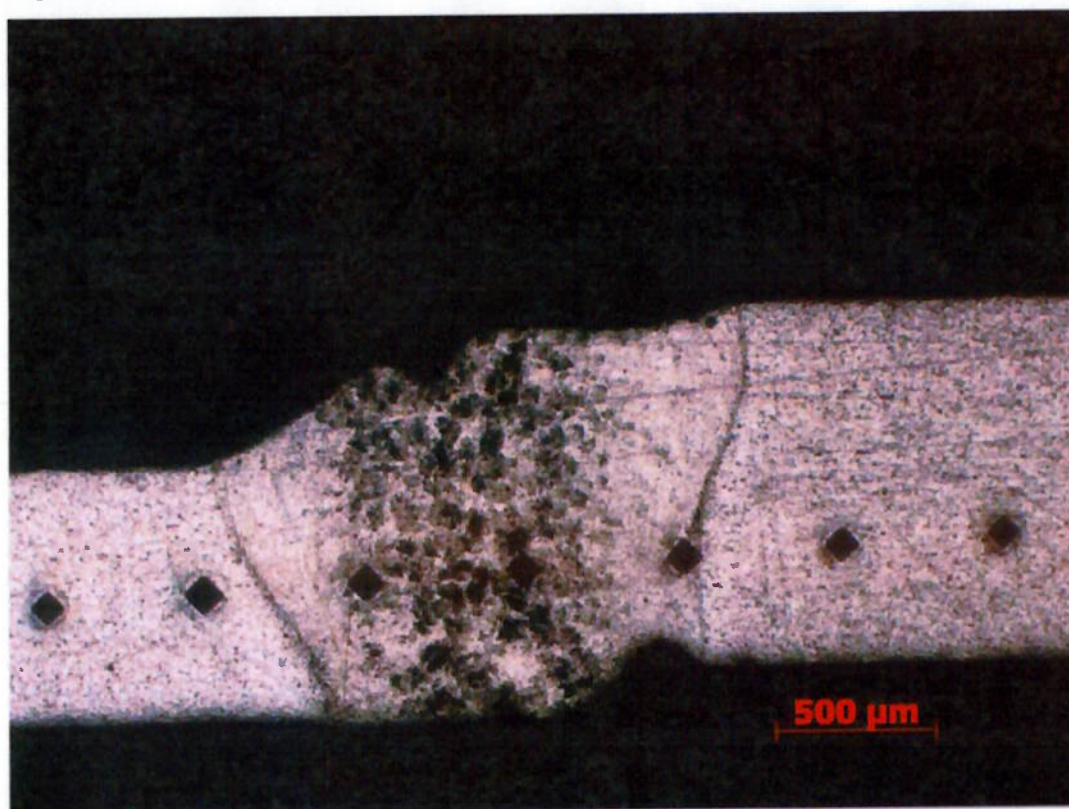
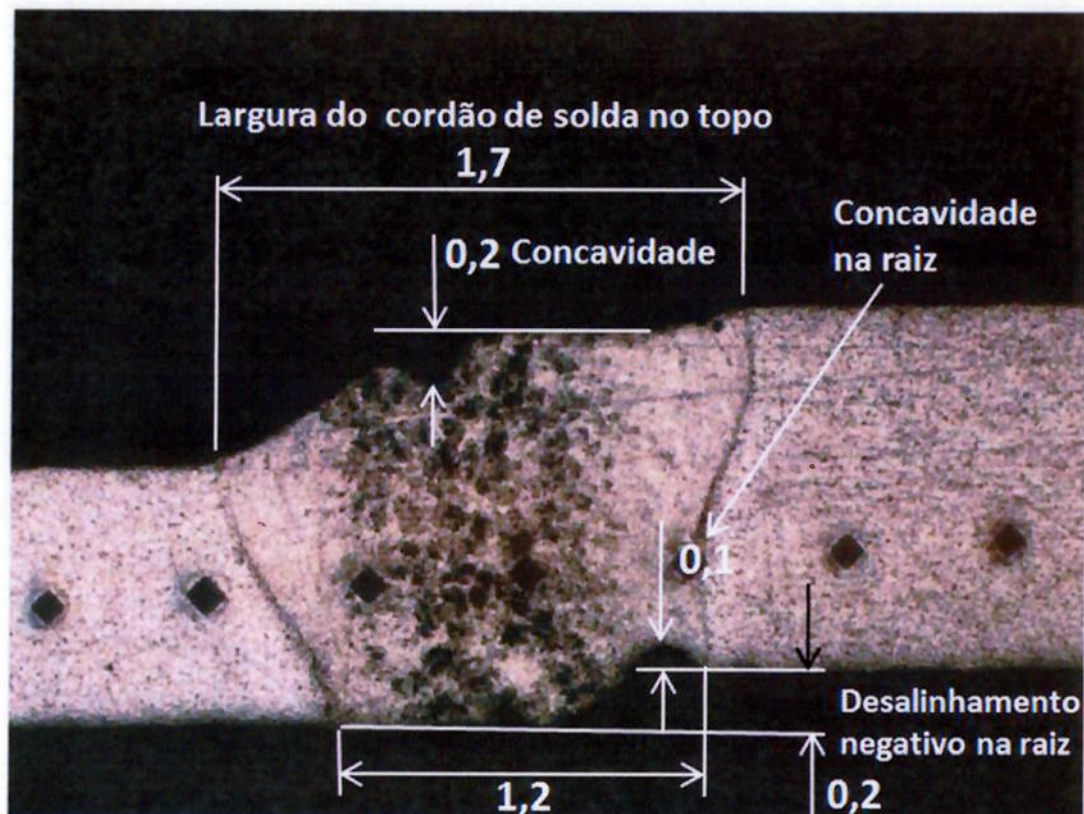


Figura 2.59 – Dimensões e defeitos em milímetro da junta soldada do corpo de prova de micrografia 3A retirado da chapa #3.



5.4. ENSAIO DE EMBUTIMENTO ERICHSEN

Os ensaios de embutimento Erichsen foram realizados conforme a norma ISO 20482. O diâmetro do punção utilizado foi de 20 mm. A ruptura ocorreu com uma altura entre 7,00 e 7,5mm (Índice Erichsen) em todos os ensaios, porém em regiões diferentes.

Nos ensaios E1 e E2 a falha ocorreu na zona afetada pelo calor, já no ensaio E3 a falha ocorreu no cordão de solda. Já era esperado que a falha ocorreria em alguma região da junta soldada, uma vez que há uma diminuição das propriedades mecânicas nestas regiões após serem submetidas ao processo de soldagem a laser.

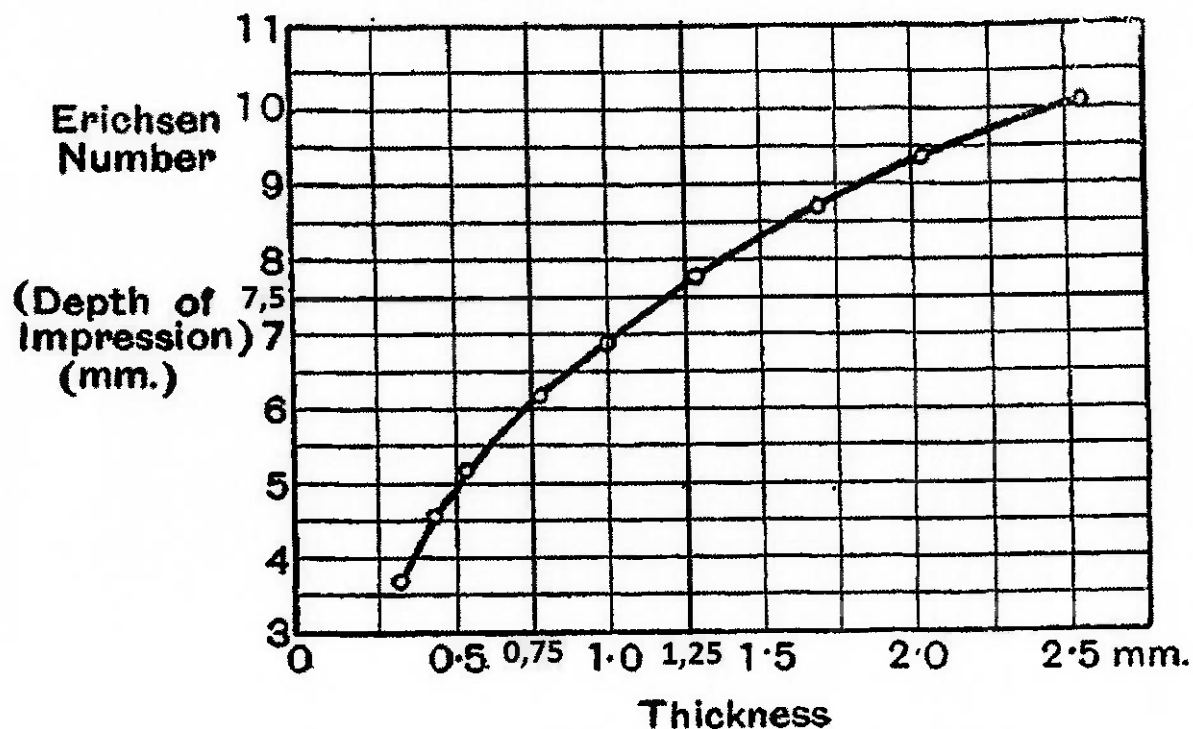
Os resultados obtidos nos ensaios de tração e microdureza demonstraram a diminuição das propriedades mecânicas da junta soldada. No entanto os

resultados obtidos no ensaio Erichsen vão ao encontro do trabalho de Kocanda e Jasinski (2015) que obteve um índice Erichsen de 8.02mm da liga de alumínio 5754-H22 com espessura de 0,8mm soldada a laser, vale ressaltar que os valores de resistência à tração deste trabalho estão muito próximos dos valores testados neste trabalho.

Outro trabalho que apresentou resultados similares apesar da utilização de uma liga 6061 com valores de tração superiores ao da liga utilizada neste trabalho e com espessura de 1mm foi o trabalho de Li, Ye, Wang, Song e Zhang (2011), que realizou a soldagem a laser e posteriormente avaliou a estampagem através do ensaio de embutimento Erischen, e obteve um índice entre 8 e 9mm na junta soldada.

Porém após a constatação de Grard (1920) que realizou ensaio de embutimento Erichsen em chapas de alumínio laminadas a frio (endurecidas por encruamento) com várias espessuras. Os resultados obtidos por ele mostram que os valores encontrados neste trabalho foram excelentes, uma vez que foi ensaiada uma junta soldada com espessuras diferentes, apesar das falhas terem ocorrido na solda, os valores obtidos por Grard em chapas laminadas sem solda foram similares aos resultados obtidos na junta soldada, os mesmos podem ser visto no gráfico a seguir.

Figura 2.60 – Gráfico da variação na profundidade de impressão do ensaio Erichsen com espessuras diferentes de chapas de alumínio laminadas a frio.



Fonte: Grard (1920).

Considerando que este trabalho realizou a soldagem com duas espessuras diferentes e obteve um índice Erichsen de 7,5mm entende-se que o resultado é satisfatório com base no que foi visto em outros trabalhos e pela experiência no desenvolvimento de produtos estampados.

Figura 2.61 – Imagem do corpo de prova após os ensaios de embutimento Erichsen na junta soldada.



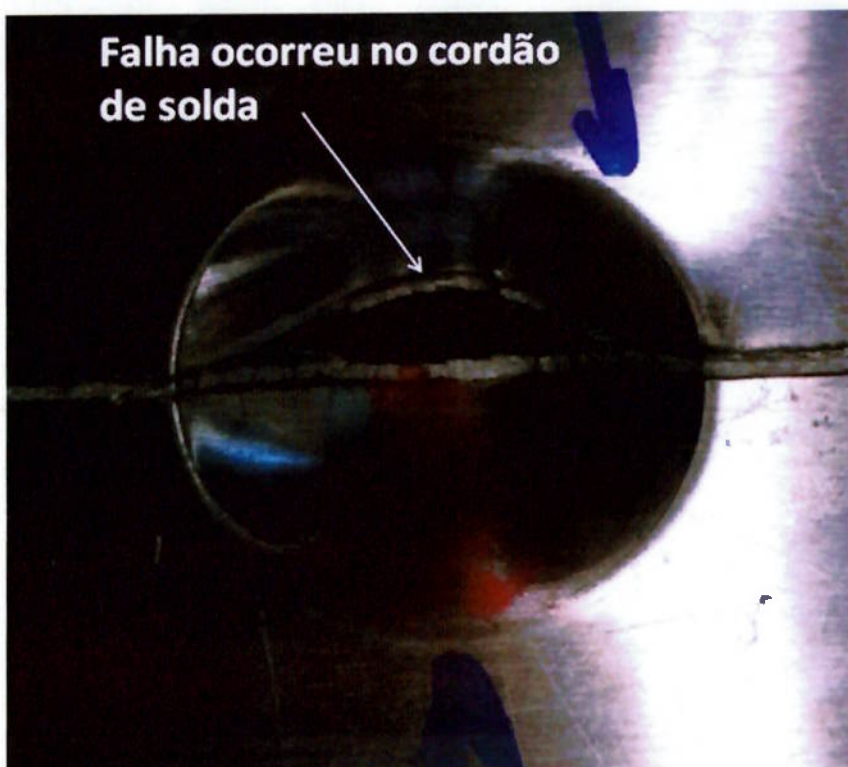
Figura 2.62 – Imagem do ensaio Erichsen E1.



Figura 2.63 – Imagem do ensaio Erichsen E2.



Figura 2.64 – Imagem do ensaio Erichsen E3



5.5. ENSAIOS DE MICRODUREZA VICKERS

Os ensaios de microdureza Vickers foram realizados com uma carga de 500 gramas, a microdureza foi medida em todos os corpos de prova para avaliar se a região afetada pelo calor sofreria alguma perda ou aumento excessivo de microdureza, que pudesse influenciar nos resultados dos ensaios mecânicos.

Conforme mostrado nos gráficos de microdureza houve uma pequena perda na região soldada, porém não significativa ao ponto de influência nos resultados mecânicos. Exceto no corpo de prova (2B) que foi retirado da chapa #2 que apresentou uma perda significativa de dureza no cordão de solda, está perda pode ser relacionada ao resultado do corpo de prova de tração (2A) que foi retirado da mesma chapa (#2) que obteve o menor valor de resistência à tração. Como a liga de alumínio soldada não foi endurecida por precipitação e não sofreu nenhum tratamento térmico o impacto da soldagem na junta soldada é menor, que é o caso da liga utilizada neste trabalho, porque não ocorre a dissolução e nem o aumento dos precipitados que fragilizam o material quando submetidos a ciclos térmicos.

Figura 2.65 – Gráfico de microdureza do corpos de prova 1A.

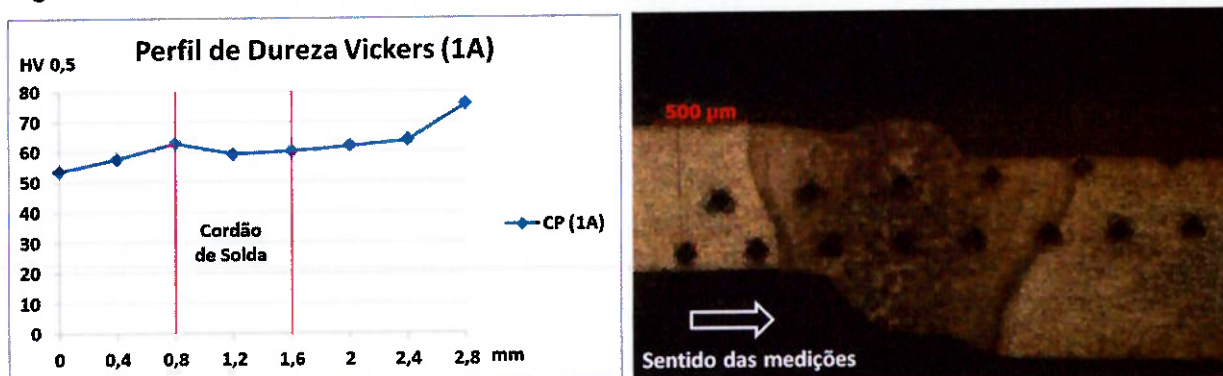


Figura 2.66 – Gráfico de microdureza do corpos de prova 2A.

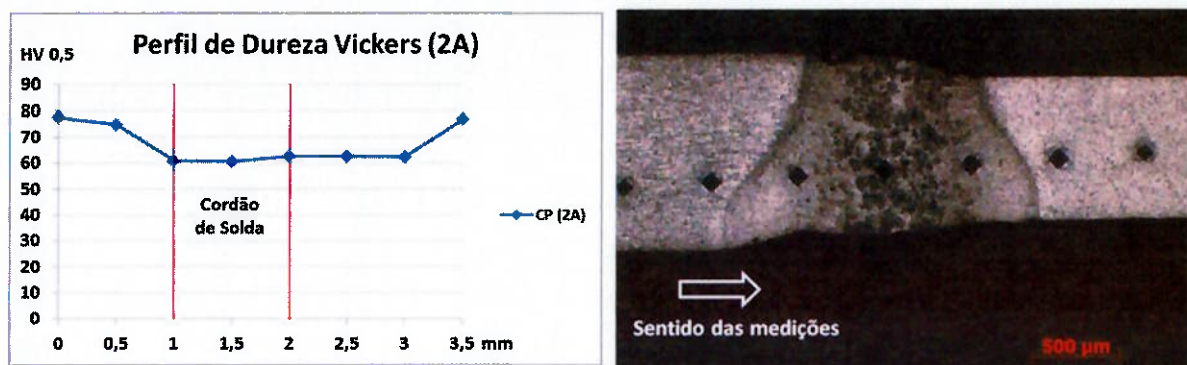


Figura 2.67 – Gráfico de microdureza do corpos de prova 2B.

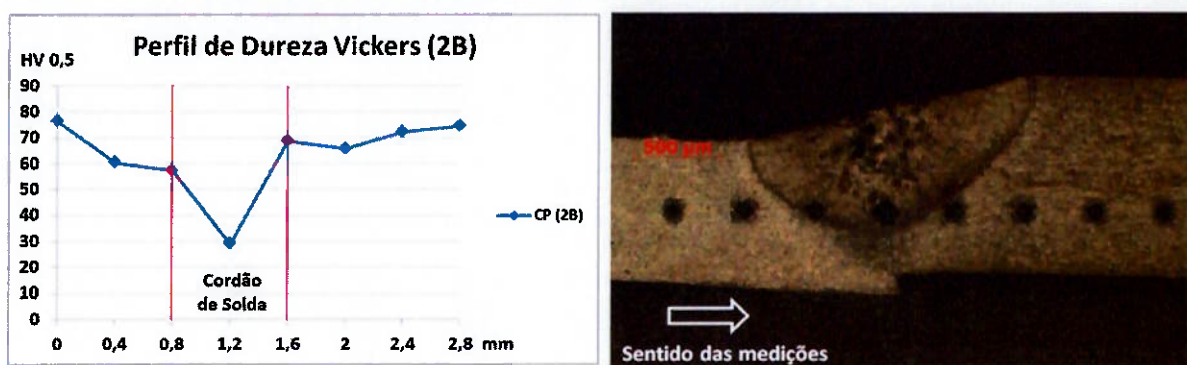


Figura 2.68 – Gráfico de microdureza do corpos de prova 2C.

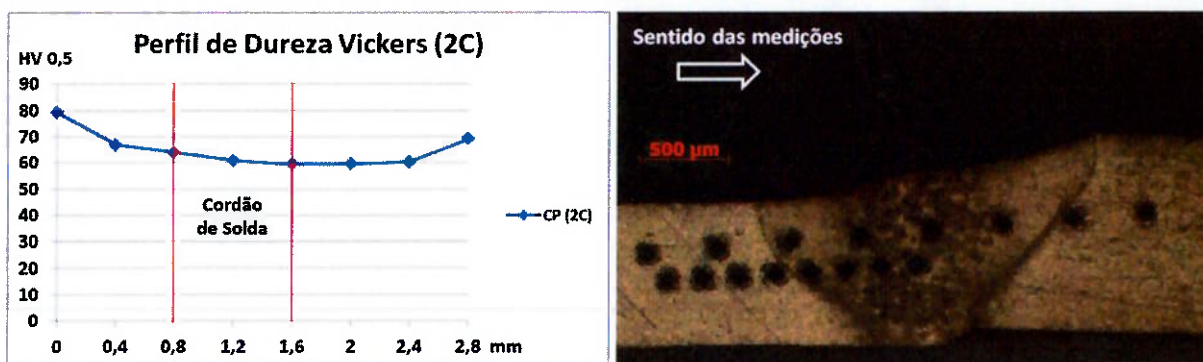
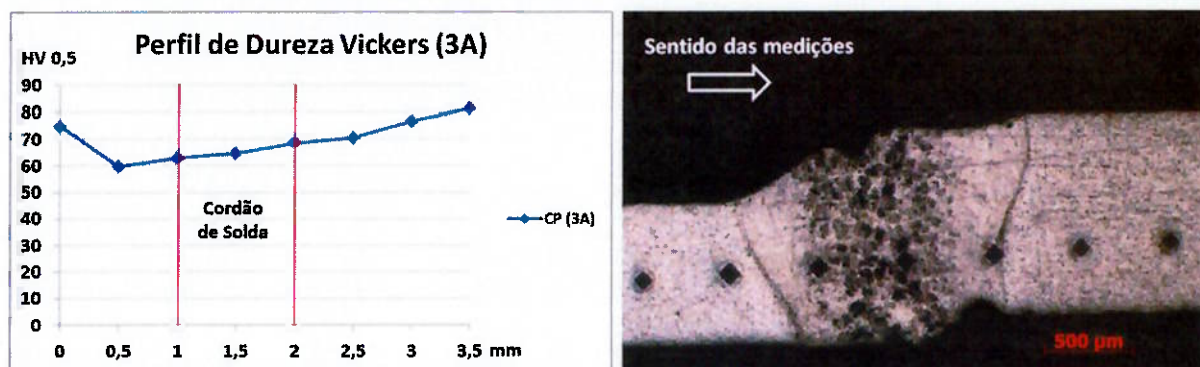


Figura 2.69 – Gráfico de microdureza do corpos de prova 3A.



5.6. CÁLCULO DAS ÁREAS DA ZONA AFETADA PELO CALOR

Os cálculos das áreas da zona afetada pelo calor mostraram o que já era conhecido, a soldagem a laser produziu uma área de ZAC muito pequena em relação à largura do cordão de solda. Isto é uma das vantagens do processo de soldagem a laser, no entanto o impacto da ZAC em cada uma das chapas de diferentes espessuras obtiveram comportamentos diferentes. Apesar dos parâmetros de soldagem, material e fixação das chapas utilizados foram os mesmos.

Tabela 14 – Áreas da ZAC dos corpos de prova de micrografia

CORPO DE PROVA	Área da ZAC chapa de 1,2 mm	Área da ZAC chapa de 0,8 mm	Diferença das áreas da ZAC entre as chapas em relação aos valores encontrados em cada uma 0,8mm é 66% de 1,2mm	Área total da ZAC na junta soldada
1A	0,43 mm ²	0,28 mm ²	0,28 é 65% de 0,43	1,14 mm ²
2A	0,68 mm ²	0,25 mm ²	0,25 é 37% de 0,68	0,93 mm ²
2B	0,61 mm ²	0,73 mm ²	0,73 é 120% de 0,61	1,34 mm ²
2C	0,67 mm ²	0,65 mm ²	0,65 é 97% de 0,67	1,32 mm ²
3A	0,23 mm ²	0,27 mm ²	0,27 é 117% de 0,23	0,50 mm ²

Conforme mostrado na tabela 14, as zonas afetadas pelo calor nem sempre foram maiores nas chapas de maior espessura, nos corpos de prova 2B e 3A a área da ZAC foi maior na chapa de menor espessura.

Os corpos de prova que obtiveram as maiores áreas de ZAC foram o 2B e 2C. No caso do CP 2B esta diferença foi associada à falta de penetração que gerou uma ZAC maior em relação ao outros corpos de prova, já no 2C foi associado pela baixa penetração da solda. O ensaio de microdureza realizado no corpo de prova 2B e o ensaio de tração realizado no corpo de prova 2A que foi retirado da mesma chapa, deixando evidente que uma área de ZAC maior diminui as propriedades mecânicas da junta soldada.

As áreas da ZAC não tiveram um comportamento proporcional de acordo com o tamanho das áreas que sofreram com o impacto do calor gerado pelo processo de soldagem. Somente o corpo de prova 1A obteve uma ZAC de 65% na chapa de menor em relação ao valor encontrado na chapa de maior espessura, sendo que a diferença de espessura entre as chapas é de 66%. Na maioria dos corpos de prova os valores da área da ZAC encontrados mostraram uma grande variação. Porém, nos corpos de prova 1A / 2A / 3A está variação não foi associada à perda das propriedades mecânicas da junta soldada.

6. CONCLUSÕES

Com base nos materiais e técnicas utilizadas é possível concluir que:

- 1) A soldagem da liga de alumínio 5052-H38 com espessuras diferentes e com os parâmetros de soldagem definidos neste trabalho é possível, podendo ser empregada para produzir Tailored Welded Blank em alumínio para aplicação na indústria.
- 2) O estudo mostrou que a soldagem de TWB em alumínio requer o desenvolvimento de um dispositivo específico para esta aplicação, devido às distorções causadas pelo processo de soldagem a laser de alta potência e pela alta condutividade térmica do alumínio que provoca um alto escoamento do calor ao longo do material, favorecendo as distorções na zona fundida.
- 3) A largura dos cordões de solda na parte superior (topo) e inferior (raiz) apresentou grande variação entre os corpos de prova testados. Embora tenham sido utilizados os mesmos parâmetros de soldagem para todas as chapas e a soldagem tenha sido realizada por um robô. Esta variação foi entendida como associada a variações na fixação causadas pelo dispositivo de fixação das chapas.
- 4) Os ensaios de tração juntamente com o dimensionamento das juntas soldadas demonstraram que a resistência mecânica da soldagem foi influenciada pelo desalinhamento positivo ou negativo entre as chapas de diferentes espessuras. Isto pode ser evidenciado quando se obteve um bom alinhamento entre as chapas, quando os resultados dos ensaios de tração ficaram bem próximos aos do metal de base.
- 5) O melhor alinhamento obtido entre as chapas soldadas neste estudo foi o encontrado no corpo de prova de micrografia 2A, sendo a junta recomendada para aplicação de TWB em alumínio soldado a laser.

- 6) Os ensaios de micrografia e o dimensionamento das micrografias demonstraram que além do desalinhamento entre as chapas, os cordões de solda com defeitos como; fusão excessiva no topo de na raiz da solda e baixa penetração na raiz também diminuem a resistência mecânica da junta soldada.
- 7) Os ensaios de embutimento Erichsen demonstraram que a ruptura sempre ocorreu na junta soldada, o que já era esperado, uma vez que as juntas soldadas obtiveram valores de tração e microdureza inferiores ao do metal de base, porém os valores atingidos no ensaio Erichsen foram satisfatórios para o que foi proposto.
- 8) Os resultados dos ensaios de microdureza demonstraram que para a liga de alumínio 5052-H38 o impacto da soldagem na junta soldada comparado ao metal de base foi relativamente baixo, quando houve uma penetração total da solda. A variação de dureza teve pouca influencia nos resultados obtidos através dos ensaios mecânicos.
- 9) Os cálculos das áreas da zona afetada pelo calor mostram que a soldagem a laser produziu uma ZAC pequena em relação à largura do cordão solda. Nem sempre a área da zona afeta pelo calor foi maior na chapa de maior espessura, deixando evidente que em alguns casos o calor gerado pela soldagem a laser em TWB em alumínio pode gerar uma ZAC maior na chapa de menor espessura.
- 10) Houve uma grande variação no desalinhamento e no cordão de solda entre regiões da mesma chapa, apesar do dispositivo de fixação, parâmetros de soldagem e grampos utilizados foram os mesmos para todas as chapas soldadas. Deixando evidente que é uma variável extremamente crítica para o processo de soldagem de TWB em alumínio com espessuras diferentes.

SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

- 1 - Realizar a soldagem a laser com duas ligas de alumínio preferencialmente ligas da série 6XXX e 7XXX com espessuras diferentes, dimensionar as juntas soldadas antes da realização dos ensaios mecânicos.
- 2 - Concentrar a pesquisa no entendimento da real influência da fixação das chapas neste processo de soldagem.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS:

1. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELO, F. D. H. Soldagem: Processos e Metalurgia. São Paulo: Edgar Blücher, 1995. 397 p.
2. OKUMURA, T.; TANIGUCHI, C. Engenharia de Soldagem e Aplicações. Rio de Janeiro: LTC – Livros Técnicos e Científicos Editora S.A, 1982. 129-130 p.
3. HANDBOOK OF ALUMINUM – Volume 1 – Physical Metallurgy and Processes.
4. ASM METAL HANDBOOK – Volume 6 – Welding, Brazing, and Soldering.
5. BRACARENSE, A. Q.; FELIZARDO, I. Processo de Soldagem a Laser. Apostila.
6. CRIVELLARO, R. S. Estudo da Estampabilidade de Tailored Blanks Soldadas a Laser, 2003. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre. 19-20 p.
7. REVISTA CORTE E CONFORMAÇÃO DE METAIS – Simulação avalia ensaio de cinco punções para seleção de materiais, 2011.
8. PIRES, G. P. Estudo Sobre a Estampabilidade, no Estado Sólido, da Liga de Alumínio A5052 Tixofundida e Viabilidade da sua Tixoestampagem, 2005. Dissertação de Doutorado. Universidade Estadual de Campinas. 58 p.
9. MOUTINHO, D. J. C. Análise da Evolução Microestrutural e da Formação de Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação Unidirecional Transitória de Ligas Ternárias AL-Cu-Si, 2012. Dissertação de Mestrado Universidade Estadual de Campinas. 33 p.

10. RYKALIN, N.; UGLOV, A.; KOKORA, A. Laser Machining and Welding. MIR PUBLISHESRS MOSCOW, 1978. 71p.
11. BARRA, S. R. Aspecto de Metalurgia da Soldagem do Alumínio e suas Ligas, 2003. EMC 6601 – Estudo Dirigido. Universidade Federal de Santa Catarina. 16-17 p.
12. LASER AND ITS APLICATIONS. Popular Science & Technology Series.
13. KHAN, I. Welding Science and Technology. India. New Age Internacional, 2007. 31-32 p.
14. ZHAO, H.; DEBROY, T. Weld Meal Composition Change during Conduction Mode Laser Welding of Aluminum Alloy 5182, 2001.
15. DAVIES, R. W.; OLIVER, H. E.; SMITH, M.T AND GRANT.G.J. Characterizing AL Tailor-Welded Blanks for Automotive Applications, 1999. Paper.
16. KISSEL, J. R.; FERRRY, R. L. Aluminum Structure – A Guide to Their Specification and Design – Segunda Edição., 2002. JOHN WILEY & SONS, INC. 105p.
17. ABBASCHIAN, L.; LIMA, M. S. F. Cracking Susceptibility of Aluminum Alloys During Laser Welding, 2003.
18. EL BATAHGY, A.; KUTSUNA, M. Laser Beam Welding of AA5052, AA5083, and AA6061 Aluminum Alloys, 2009. Article.
19. AMAYA, J. M. SÁNCHEZ.; BOUKHA, Z.; VÁZQUEZ, M. R. AMAYA.; ROVIRA, L. G.; BOTANA, F. J. Analysis of the Laser Weldability under Conduction Regime of 2024, 5083, 6082 e 7075 Aluminum Alloys, 2012.
20. KINSEY, BRAD.; ZHIHONG, LIU.; CAO, JIAN. A Novel Forming Technology for Tailor Welded Blanks, 1998. Paper.

21. CAO, X.; WALLACE, J.; IMMARIGEON, P.; POON, E. Reserch and Progress in Laser Welding of Wrought Aluminum Alloy.II. Mettaurgical Microstructures, Defects, and Mechanical Properties, 2003. Institute for Aerospace Research, Ottawa, Ontario, Canada.
22. VENKAT, S.; ALBRIGHT, C. E.; RAMSAMY, S. HURLEY, P. CO₂ Laser Welding of Aluminum 5754-O and 6111-T4 Alloys. Paper.
23. QUARESMA, J. M. V. Correlação entre Condições de Solidificação, Microestrutura e Resistência Mecânica, 1999. Universidade Estadual de Campinas. Tese de Doutorado. 3 p.
24. GOMES, L. G. Microestrutura Dendrítica, Macrossegregação e Microporosidade na Solidificação de Ligas Ternárias Al-Si-Cu, 2012. Universidade Estadual de Campinas. Tese de Doutorado. 20 p.
25. CIPRIANO, G. L. Determinação do Coeficiente de Encruamento de Metais Através da Morfologia das Impressões de Dureza na Escala Macroscópica, 2008. Universidade Tecnológica Federal do Paraná. Dissertação de Mestrado. 20 p.
26. CORRADI, C. A. L. Modelos Matemáticos para a Relação entre Composição Química, Microestrutura e Propriedades Mecânicas de Ligas de Alumínio Fundidas Hipoeutéticas e Eutéticas, 2006. CEFET / MG. Dissertação de Mestrado. 62-63 p.
27. DEMERI, M. Y. Formability Guidelines for Aluminum Alloys, 1983. Paper.
28. KATAYAMA, S.; KAWAHITO, Y.; MIZUTASNI, M. Elucidation of Laser Welding Phenomena and Factor Affecting Weld penetration and Welding Defects, 2010. Paper.

29. BLONDEAU, R. Metallurgy and Mechanics of Welding. John Wiley & Sons and ISTE Ltd. 2008. 67 e 84 p.
30. POOR, A. A. Z. Tailor-Made Blanks for the Aircraft Industry, 2010.
31. KOU, S. Welding Metallurgy – Second Edition, 2003. A John Wiley & Sons, INC., PUBLICATION. 31p.
32. KINSEY, B. L.; WU, X. Tailor Welded Blanks for Advanced Manufacturing, 2011. Woodhead Publishing Limited. 104 - 106p.
33. FERREIA, A. D. B. L.; FERREIRA, B. A. O.; CARVALHO, P.; FREITAS, S. Modelação e Simulação Numérica de um Ensaio de Expansão de Furo, 2014. Universidade do Porto. Dissertação de Mestrado. 12p.
34. GUIDA, R. B. Comparação da Estampabilidade de Chapas de Aço Inoxidável Ferrítico Estabilizado ao Nióbio Obtidas Através de Duas Rotas de Fabricação, 2006. Universidade Federal de Minas Gerais. Dissertação de Mestrado. 48 - 49 p.
35. PINHEIRO, B.L.; RODRIGUES, P. C. M.; ABRÃO, A. M. Desenvolvimento de Ferramental para a Realização do Ensaio de Swift em uma Máquina Universal, 2010. VI Congresso Nacional de Engenharia Mecânica. ABCM.
36. CERCEAU, C. R. Estampabilidade de Chapas Finas Laminadas a Quente, 2004. Rede Temática em Engenharia de Materiais. UFOP – CETEC - UEMG. Dissertação de Mestrado. 28 p.
37. FRIEDMAN, P. A.; KRIDL, G. T. Microstructural and Mechanical Investigation of Aluminum Tailor-Welded Blanks, 2000. Paper.

38. ENZ, J.; RIEKEHR, S.; VENTZKE, V.; SOTIROV, N.; KASHAEV, N. Laser Welding of High-Strength Aluminum Alloys for the Sheet Metal Forming Process, 2014. International Conference on Manufacture of Lightweight Components – ManuLight.
39. YUNTAO, L.; JUAN, Y.; WANG, J.; SONG, J.; ZHANG, J. Study on Microstructure and Formability of Laser Tailor-Welded Joints of Aluminum alloy Thin Sheet, 2011. Paper. Trans Tech Publications, Switzerland.
40. SORGENTE, D.; CORIZZO, O.; BRANDIZZI, M.; TRICARICO, L. Preliminary Study on the Formability of a Laser-Welded Superplastic Aluminum Alloy, 2014. Paper.
41. KUO, T.Y.; LIN, H.C. Effect of Pulse Level of Nd-YAG laser on Tensile Properties and Formability of Laser Weldments in Automotive Aluminum Alloy, 2005. Paper. Elsevier.
42. VENTRELLA, V.A.; BERRETTA, J. B.; ROSSI, W. Desenvolvimento de Processo de Soldagem Laser Pulsado Nd: YAG para Lâminas de 100µm de espessura de AISI 316L. 65º Congresso Anual da ABM. Paper.
43. FILHO, R. A. C. Avaliação das Deformações de Chapas Finas e Curvas CLC para Diferentes Geometrias e Punções, 2004. Dissertação de Mestrado. Universidade Federal do Paraná. 44 p.
44. LI, C.; LIU, D.; YU, H.; ZHENGBO, J. Research on Formability of 5052 Aluminum Sheet in a quasi-static-dynamic tensile process, 2009. Paper. International Journal of Machine Tools & Manufacture.
45. Rooks, B. Tailor-welded Blanks Bring Multiple Benefits to Car Design, 2001. Article. Emerald Insight.

46. SHAKERI, H. R.; BUSTE, A.; WORSWICK, M. J.; CLARKE, J. A.; FENG, F.; JAIN, M.; FINN, M. Study of damage initiation and fracture in aluminum tailor welded blanks made via different welding techniques, 2002. Paper. Journal of Light Metals. Elsevier.
47. SOKEI, C. R.; TOKIMATSU, R. C.; FERREIRA, I.; VENTRELLA, V. A.; DELFORGE, D. I. M.; ZANELATTI, R. S. Micromecanismos da Fratura Decorrentes da Ruptura por Impacto de um Aço Inoxidável ISO 5832-9, 2012. Paper. Unesp / Unicamp.
48. Norma ASTM B557 – 15 – Standard Test Methods for Tension Testing Wrought and Cast Aluminum and Magnesium Alloy Products.
49. Norma ISO 20482 – Metallic Materials – Sheet and Strip – Erichsen Cup Test. First edition, 2003.
50. KOCANDA, A.; JASINSKI, C. Extended evaluation of Erichsen Cupping Test Result by Means of Laser Speckle, 2015. Paper.
51. Site: http://www.cimm.com.be/portal/material_didatico/6607-tipos-principais-de-ensaios-de-estampabilidade. Acesso em 25 de outubro de 2015.
52. GRARD, C. Aluminum and Its Alloys. Tradução Phillips, C. M.; Phillips, H. W. L. Constable & Company LTD, 1920. 54 p.
53. Site: <http://www.infosolda.com.br/biblioteca-digital/livros-senai/metalurgia/137-soldabilidade-das-ligas-de-aluminum.html>. Acesso em 04 de Novembro de 2015.
54. Site: <http://www.erichsen.de/principio-geral/significado-historico>. Acesso em 10 de Novembro de 2015.
55. Site: <http://www.ewi.org/conduction-mode-vs-keyhole-mode-laser-welding>. Acesso em 16 de Novembro de 2015.

56. LEONG, K. H.; SABO, K. R.; SANDERS, P. G.; SPAWR, W. J. Laser Welding of Aluminum Alloys. Paper. Technology Development Division, Argonne National Laboratory and Spawr Industries.
57. LEAL, R. M.; LOUREIRO, A. Soldadura de Ligas de Alumínio com Laser de Díodos, 2004. Revista Iberoamericana de Ingenieria Mecânica. Vol. 8, No 2. 91-102 p.
58. Site: <http://ewi.org/conduction-mode-vs-keyhole-mode-laser-welding>. Acesso em 19 de Novembro de 2015.