

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DE DEFEITOS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
JUNTAS SOLDADAS POR FSW DA LIGA AA6013-T6**

Eduardo Amado Marconato

São Carlos

2009

**UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E DE TECNOLOGIA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS**

**INFLUÊNCIA DE DEFEITOS NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
JUNTAS SOLDADAS POR FSW DA LIGA AA6013-T6**

Eduardo Amado Marconato

Dissertação apresentada ao Programa de
Pós-Graduação em Ciência e Engenharia
de Materiais como requisito parcial à
obtenção do título de MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

Orientador: Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Agência Financiadora: CAPES

São Carlos

2009

**Ficha catalográfica elaborada pelo DePT da
Biblioteca Comunitária da UFSCar**

M321id

Marconato, Eduardo Amado.

Influência de defeitos nas propriedades mecânicas de juntas soldadas por FSW da liga AA6013-T6 / Eduardo Amado Marconato. -- São Carlos : UFSCar, 2011.
86 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2009.

1. Soldagem. 2. Alumínio. 3. FSN - (Friction Stir Welding).
4. Defeitos. I. Título.

CDD: 671.52 (20ª)

DEDICATÓRIA

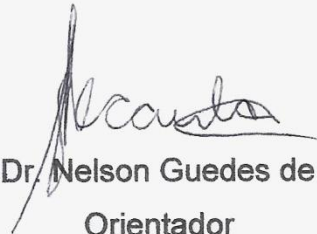
Dedico este trabalho às pessoas mais importantes de minha vida que contribuíram para o sucesso desta tão importante etapa. Aos meus queridos pais Aparecido Antonio e Maria Izabel e aos meus irmãos Daniel e Lilian, pelo incentivo, cooperação e apoio, pois compartilharam comigo incontáveis momentos de alegrias nesta etapa, em que, com a graça de Deus, está sendo vencida.

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2006).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
EDUARDO AMADO MARCONATO
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 28 DE ABRIL DE 2009.

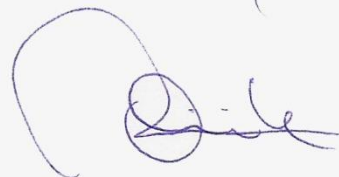
BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara
Orientador
DEMa / UFSCar



Prof. Dr. Claudemiro Boffarini
DEMa / UFSCar



Dr. Celso Roberto Ribeiro
Synthes Indústria e Comércio Ltda

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara pela oportunidade, orientação, apoio e confiança durante a realização deste trabalho ao longo desse período de grande aprendizado.

Aos professores Dr. Claudemiro Bolfarini, Dr. Alberto Moreira e Dr. Thomaz Ishikawa pela atenção, comentários e observações que ajudaram na evolução deste trabalho.

Ao grupo JOINTECH – Joining Technology Group do instituto de pesquisa alemão GKSS, em especial ao Dr. Antonio “Tomate” da Silva, Eng. Rudolf Zettler e ao Dr. Jorge dos Santos pelas contribuições em diversas atividades e discussões que foram decisivas para o desenvolvimento deste trabalho, além da boa convivência durante período de execução dos experimentos.

Aos grandes colegas do Laboratório de Soldagem e CCDM, em especial Camilo Carletti, Denis Ramos, Márcio Cuccolo, Maurício Scabello Duarte, Ricardo Vicentim e Fabrício Bellini pela contribuição em diversas atividades laboriosas e decisivas para o desenvolvimento deste trabalho.

Agradecimentos também a FAPESP pelo suporte financeiro ao projeto de pesquisa do Laboratório de Soldagem - UFSCar e a CAPES pela concessão de auxílio pesquisa para a realização deste trabalho.

RESUMO

Visando ampliar o número de aplicações para o alumínio e suas ligas, foi desenvolvido em 1991, um processo de soldagem no estado sólido denominado *Friction Stir Welding*. Como em todo processo de soldagem a presença de defeitos deve ser evitada, pois compromete a qualidade da junta soldada. Alguns defeitos típicos oriundos do processo FSW são encontrados em algumas juntas dependendo dos parâmetros de soldagem escolhidos. Assim sendo, este trabalho teve como principal objetivo estudar a influência de defeitos nas propriedades mecânicas de juntas soldadas pelo processo *Friction Stir Welding* da liga de alumínio 6013-T6, correlacionando as variações microestruturais obtidas com os diferentes parâmetros de soldagem adotados. Para tanto foram utilizados diferentes parâmetros de soldagem para a obtenção de juntas soldadas que apresentem defeitos distintos. A caracterização metalográfica se baseou em macrografias e micrografias via M.O. e MEV das juntas soldadas, de forma a analisar os defeitos obtidos. As propriedades mecânicas foram avaliadas por ensaios de tração, microdureza e fadiga. Foram obtidas soldas com defeitos internos a lente de soldagem em forma de vazios ao longo do cordão e soldas com falta de penetração na região da raiz. Em todas as condições foi observada uma redução brusca nos valores de microdureza na região da junta soldada, enquanto os ensaios de tração e fadiga revelaram forte influência da presença de defeitos na junta. A solda que apresentava como defeito a falta de penetração na raiz apresentou resultados de propriedades mecânicas muito inferiores às condições que apresentaram vazios internos a lente de soldagem. A solda que não continha defeitos apresentou os melhores resultados de propriedades mecânicas em relação a todas as condições investigadas.

THE INFLUENCE OF DEFECTS ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF FRICTION STIR WELDS IN AA6013-T6

ABSTRACT

In 1991, it was developed a solid state welding process called Friction Stir Welding - FSW, intended to increase the number of applications for the aluminum and its alloys. As every welding process the presence of defects should be avoided to not compromise the quality of the welded joint. Some typical defects originating from FSW process are found in some joints depending of the welding parameters. Thus, this study has the purpose to evaluate the quality of welded joints in 3 mm thick 6013-T6 friction stir welded joints in function of the obtained defects, using different welding parameters. The characterization was based on metallography by OM and SEM of the welded joints in order to analyze the obtained defects. The mechanical properties were evaluated by tensile, microhardness and fatigue tests. Welds joints were intentionally produced to contain inner defects in the weld nugget like tunnel shaped along the joint and lack of root penetration of the welding tool. All welded conditions, the microhardness profiles show a big drop in hardness when crossing from the HAZ zone into the center of each weld, while the tensile and fatigue tests showed a strong defects influence in the mechanical properties. The lack of penetration weld defect had the worst results of mechanical properties compared to tunneling defects, and the sound weld joint exhibited the best results of mechanical properties for all conditions investigated.

PUBLICAÇÕES

1. MARCONATO, E.A.; ALCÂNTARA, N.G. Avaliação de defeitos em juntas soldadas da liga de alumínio 6013-T6 soldadas pelo processo de soldagem Friction Stir Welding. In: IV CONGRESSO DE PÓS-GRADUAÇÃO (CoPG) DA UFSCar. Anais.... UFSCar. São Carlos-SP. 2007.
2. PARRA, B.S.; LIMA, D.B.; MARCONATO, E.A.; ALCÂNTARA, N.G. Avaliação microestrutural da liga de magnésio AZ91D-T6 soldada por fricção. In: 15º SIMPÓSIO INTERNACIONAL DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA DA USP - SIICUSP. Resumo... USP. São Carlos-SP. 2007.
3. SACCON, V.T.; CARLETTI, C.; MARCONATO, E.A.; ALCÂNTARA, N.G. Caracterização da liga de alumínio A380 soldada por FSW. In: XV CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA - UFSCAR. Resumo... UFSCar. São Carlos-SP. 2007.
4. MARCONATO, E.A.; DA SILVA, A.; ZETTLER, R. Mechanical and microstructural investigation on root flaws in 3mm thick AA6013-T6 FSW joints. In: JOINTECH – FRICTION STIR WELDING JOINING TECHNOLOGY GROUP WORKSHOP. Proceedings... GKSS - Forschungszentrum Geesthacht GmbH. Geesthacht, Alemanha. 2006.
5. MARCONATO, E.A.; CARLETTI, C.B.; ALCÂNTARA, N.G. Avaliação de defeitos de raiz em soldas FSW - Friction Stir Welding realizadas em chapas de 3mm de espessura da liga AA 6013-T6. In: XIV CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA - UFSCAR. Resumo... UFSCar. São Carlos-SP. 2006.
6. MARCONATO, E.A.; ALCÂNTARA, N.G. Análise da influência dos parâmetros de soldagem em juntas similares de chapas finas da liga Al 5754 H111 soldadas por fricção linear - FSW. In: XIII CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA - UFSCAR. Resumo... UFSCar. São Carlos-SP. 2005.

SUMÁRIO

	Pág.
BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES.....	xix
SUMÁRIO	xi
ÍNDICE DE TABELAS	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xvii
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Alumínio e Suas Ligas	5
2.2 Ligas de Alumínio da Série 6xxx.....	6
2.3 Soldabilidade do Alumínio.....	7
2.4 Soldagem Convencional das Ligas de Alumínio	8
2.5 Processo de Soldagem “Friction Stir Welding”	9
2.5.1 Parâmetros e Características do Processo	11
2.5.2 Características das Juntas Soldadas	13
2.5.3 Fluxo de Material em FSW	15
2.5.4 Defeitos em FSW	17
2.5.5 Fadiga em FSW.....	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	25
3.1 Material	26
3.2 Soldagem FSW	26
3.3 Caracterização Mecânica e Microestrutural	29
3.3.1 Análise Macro e Microestrutural	29
3.3.2 Ensaio de Tração	29
3.3.3 Ensaio de Microdureza.....	30
3.3.4 Ensaio de Fadiga.....	31
4 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	35

4.1	Metal de Base.....	35
4.2	Juntas Soldadas.....	37
4.2.1	Análise Macro e Microestrutural.....	37
4.2.2	Ensaio de Microdureza.....	44
4.2.3	Ensaio de Tração.....	48
4.2.4	Ensaio de Fadiga.....	54
5	CONCLUSÕES.....	65
6	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	67
7	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	69
	APÊNDICE A.....	75
	APÊNDICE B.....	77
	APÊNDICE C.....	79
	APÊNDICE D.....	81
	APÊNDICE E.....	83

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 2.1 Comparação entre propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio.	6
Tabela 3.1 Matriz dos parâmetros de soldagem.	27
Tabela 3.2 Parâmetros utilizados no ensaio de fadiga.....	33
Tabela 3.3 Níveis de cargas e tensões utilizadas no ensaio de fadiga para as condições soldadas.....	34
Tabela 4.1 Composição química da liga de alumínio 6013-T6.....	35
Tabela 4.2 Resultados do ensaio de tração para o metal de base.	36
Tabela 4.3 Resultado do ensaio de tração das amostras.	49
Tabela 4.4 Resultado do ensaio para o material 6013-T6.	55
Tabela 4.5 Tensões estimadas para as curvas de fadiga.	57
Tabela A.1 Resultados do ensaio de tração.....	73
Tabela A.2 Resultados do ensaio de tração.....	73
Tabela A.3 Resultados do ensaio de tração.....	73
Tabela B.1 Resultados do ensaio de tração.....	75
Tabela B.2 Resultados do ensaio de tração.....	75
Tabela B.3 Resultados do ensaio de tração.....	75
Tabela C.1 Resultados do ensaio de tração.....	77
Tabela C.2 Resultados do ensaio de tração.....	77
Tabela C.3 Resultados do ensaio de tração.....	77
Tabela D.1 Resultados do ensaio de tração.....	79
Tabela D.2 Resultados do ensaio de tração.....	79
Tabela D.3 Resultados do ensaio de tração.....	79
Tabela E.1 Resultados do ensaio de fadiga da amostra B.....	81
Tabela E.2 Resultados do ensaio de fadiga da amostra H.....	82
Tabela E.3 Resultados do ensaio de fadiga da amostra J.....	83
Tabela E.4 Resultados do ensaio de fadiga da amostra P.....	84

ÍNDICE DE FIGURAS

	Pág.
Figura 1.1 Consumo de alumínio no setor de transportes.	1
Figura 1.2 Aplicações da soldagem por FSW na indústria.....	2
Figura 2.1 Nomenclatura das ligas de alumínio e respectivos tratamentos mecânicos e térmicos.	5
Figura 2.2 Esquema da ferramenta utilizada no processo FSW.	10
Figura 2.3 Ilustração do processo FSW.	11
Figura 2.4 Geometrias do shoulder.....	12
Figura 2.5 Geometrias do pino.....	13
Figura 2.6 Representação das regiões microestruturais do processo de soldagem FSW.....	14
Figura 2.7 Zonas de Fluxo de Material em FSW.....	16
Figura 2.8 Fluxo de Material em FSW.....	16
Figura 2.9 Diagrama de Arbogast.	18
Figura 2.10 Regiões suscetíveis a ocorrência de defeitos em FSW.	18
Figura 2.11 Vazios internos em juntas por FSW.....	20
Figura 2.12 Falta de penetração em FSW	21
Figura 2.13 Resultados de fadiga da liga AA 6013-T6 soldada por FSW	23
Figura 2.14 Resultados de fadiga das ligas de alumínio 6061-T6 e 6082-T6. ...	23
Figura 3.1 Fluxograma das atividades.	25
Figura 3.2 <i>Shoulder</i> e pino usados na soldagem das chapas.....	26
Figura 3.3 Disposição dos corpos de prova na chapa soldada.....	28
Figura 3.4 Dimensões do corpo de prova de tração.	30
Figura 3.5 Máquina universal Schenk-Trebel.....	30
Figura 3.6 Ilustração de uma amostra após ensaio de microdureza.....	31
Figura 3.7 Dimensões do corpo de prova de fadiga.....	32
Figura 3.8 Máquina servo-hidráulica Schenk.	33
Figura 4.1 Micrografias do material de base.	36
Figura 4.2 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra B.....	41
Figura 4.3 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra H.....	42
Figura 4.4 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra J.	43

Figura 4.5 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra P.	44
Figura 4.6 Amostra após ensaio de microdureza.	45
Figura 4.7 Perfil de microdureza das amostras ensaiadas.	46
Figura 4.8 Curvas de tração para cada condição avaliada.	49
Figura 4.9 Desvios dos valores obtidos no ensaio de tração.	50
Figura 4.10 Gráficos de eficiência das soldas nas condições ensaiadas.	51
Figura 4.11 Macrografia/fratografia da amostra P após ensaio.	52
Figura 4.12 Macrografia/fratografia da amostra B após ensaio.	52
Figura 4.13 Macrografia/fratografia da amostra H após ensaio.	52
Figura 4.14 Macrografia/fratografia da amostra J após ensaio.	53
Figura 4.15 Curva de fadiga para o material 6013-T6.	55
Figura 4.16 Curvas SN de todas as amostras.	56
Figura 4.17 Superfície do corpo de prova SNB-05.	58
Figura 4.18 Superfície do corpo de prova SNB-14.	58
Figura 4.19 Fratografia do corpo de prova SN da amostra B.	59
Figura 4.20 Fratografia do corpo de prova SN da amostra H.	60
Figura 4.21 Fratografia do corpo de prova SN da amostra J.	61
Figura 4.22 Fratografia do corpo de prova SN da amostra P.	62

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AWS – *American Welding Society*

BM – Metal de Base

CAPES – Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior

CCDM – Centro de Caracterização e Desenvolvimento e Materiais

DEMA – Departamento de Engenharia de Materiais

FAPESP – Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo

FSW – *Friction Stir Welding*

GKSS – *GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH*

JOINTECH – Joining Technology Group

MAG – *Metal Active Gas*

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

MIG – *Metal Inert Gas*

MO – Microscopia Ótica

NASA - *National Aeronautics and Space Administration*

TIG – *Tungsten Inert Gas*

TWI – *The Welding Institute*

UFSCar – Universidade Federal de São Carlos

ZAT – Zona Afetada Termicamente

ZATM – Zona Afetada Termodinamicamente

d – Espaçamento entre chapas

D_{pino} – Diâmetro do pino

D_{shoulder} – Diâmetro do *shoulder*

F_z – Força Axial

v – Velocidade de avanço

α – Ângulo de ataque

δ – Comprimento do pino

Ω – Velocidade de rotação da ferramenta

LRT – Limite de resistência a tração

LE – Limite de escoamento

ϵ – Alongamento na ruptura

$F_{\text{máx}}$ – Força máxima

F_{min} – Força mínima

$F_{\text{média}}$ – Força média

$\sigma_{\text{máx}}$ – Tensão máxima

σ_{min} – Tensão mínima

σ_{m} – Tensão média

σ_{a} – Tensão amplitude

1 INTRODUÇÃO

As indústrias do setor de transportes, em especial a aeronáutica e automobilística, têm investido em novos materiais e em novas tecnologias de processamento visando buscar maior produtividade e qualidade e conseqüentemente economia na fase de processamento. Tornou-se então inevitável a utilização de novas ligas metálicas, em especial as de alumínio e magnésio, devido principalmente às suas boas propriedades mecânicas e baixo peso.

Atualmente, mais de 26% de todo alumínio produzido é utilizado na indústria de transportes. Um estudo recente mostra que a quantidade de alumínio usada nos novos carros europeus aumentou de 50 kg em 1990 para 140 kg em 2006 e é previsto que cresça mais 25 kg até 2010. Em contrapartida, o Brasil apresenta em média 45 kg de alumínio por veículo, número muito inferior a tendência mundial, onde aponta que o alumínio será responsável por 200 kg em cada carro até 2015. Na Europa, dois milhões de toneladas de componentes de alumínio foram usados nos carros que entraram em circulação em 2005. A economia de peso atingida permitirá uma economia anual de combustível de um bilhão de litros e evitará a emissão de cerca de 40 milhões de toneladas de CO₂ durante a vida útil dos veículos [1,2].

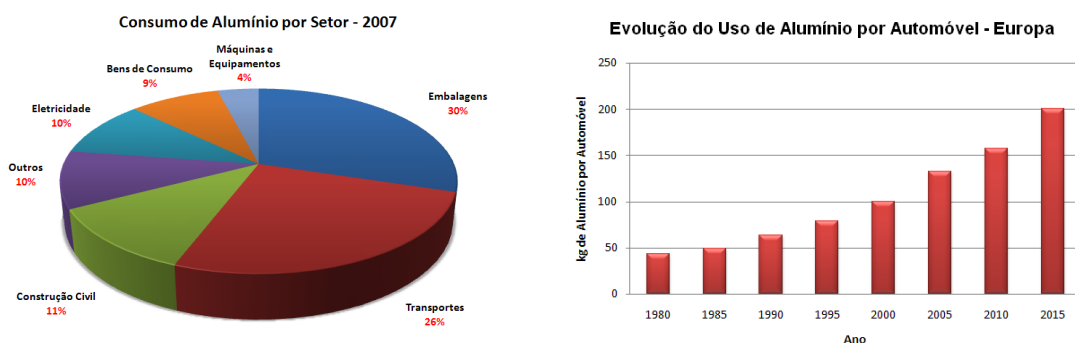


Figura 1.1 Consumo de alumínio no setor de transportes [1,2].

Com o aumento da utilização das ligas de alumínio, surge a necessidade do desenvolvimento de processos de soldagem, uma vez que, devido às características inerentes ao próprio material, há certa limitação na utilização

dos processos convencionais que envolvem fusão do metal. De modo a superar as dificuldades encontradas quando processos convencionais são utilizados, devido principalmente a camada de óxido de alumínio de alto ponto de fusão formada na superfície do material e a geração de porosidade, novos processos de soldagem tem sido desenvolvidos.

Visando ampliar o número de aplicações para o alumínio e suas ligas, foi desenvolvido um processo de soldagem no estado sólido denominado *Friction Stir Welding (FSW)*. Este processo apresenta um grande potencial de aplicação para a indústria aeronáutica e automobilística, porque proporciona a obtenção de soldas de boa qualidade com baixo índice de defeitos, associado com propriedades mecânicas iguais ou geralmente superiores do que as obtidas pelos processos convencionais de soldagem por fusão [3].

O processo FSW vem sendo estudado pela indústria aeronáutica desde seu desenvolvimento pela *The Welding Institute (TWI)* há 18 anos. Atualmente, este processo é utilizado na soldagem de fuselagem de aviões da *Eclipse Aviation Corporation* e em partes não estruturais do A380 da *Airbus*, e ainda utilizado na indústria aeroespacial, em especial pela NASA na soldagem de tanques de combustível externos de foguetes espaciais [4].

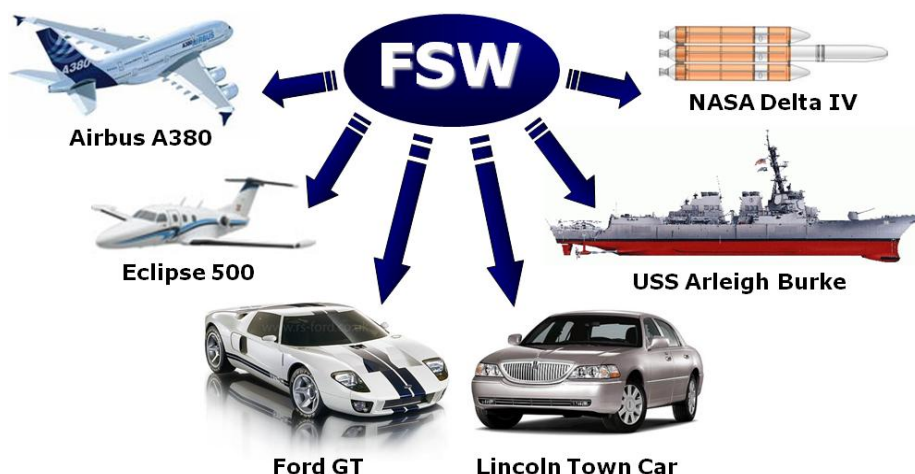


Figura 1.2 Aplicações da soldagem por FSW na indústria.

A maioria das ligas de alumínio pode ser soldada por FSW, incluindo a ligas tradicionalmente difíceis de serem soldadas pelos processos

convencionais como as das séries 2XXX e 7XXX. Uma liga que vem se destacando na indústria devido sua grande versatilidade de aplicação é a 6013, pois combina elevada resistência mecânica, conformabilidade e resistência à corrosão, tornando-a atrativa para aplicações estruturais na indústria aeronáutica e automobilística. Níveis de resistência mecânica equivalentes aos da série 2XXX são alcançados quando essa liga é submetida a condição de tratamento térmico T6, sendo considerada uma alternativa da liga 2024-T3 usada atualmente na fabricação de aeronaves [5,6].

Deste modo, torna-se imperativo entender a influência dos parâmetros de soldagem na resistência mecânica de juntas soldadas pelo processo FSW, especialmente quando ocorrência de defeitos está presente. Por este motivo, o presente trabalho teve como motivação avaliar a influência de defeitos em juntas soldadas por FSW, alterando os parâmetros de soldagem e comparando os resultados por meio de caracterização mecânica e microestrutural.

O trabalho desenvolvido teve como principal objetivo estudar a influência de defeitos nas propriedades mecânicas de juntas soldadas pelo processo *Friction Stir Welding* da liga de alumínio 6013-T6, correlacionando com os parâmetros de soldagem adotados e variações microestruturais obtidas.

A caracterização microestrutural das juntas foi realizada utilizando microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Além disso, foram realizados ensaios de microdureza, tração e fadiga para avaliar o desempenho mecânico das juntas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Alumínio e Suas Ligas

As ligas de alumínio podem ser classificadas de acordo com a *Aluminum Association* quanto a sua forma de processamento em dois grupos distintos: as *ligas trabalhadas mecanicamente* e as *ligas para fundição* [7,8]. No âmbito deste trabalho serão citadas apenas as ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente.

As ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente são classificadas de acordo com o elemento de liga majoritário, onde é empregado um sistema de designação de quatro dígitos. O primeiro dígito indica o grupo de elementos que determinam as características da liga e o segundo dígito corresponde às modificações feitas nos elementos de liga. Se o segundo dígito for zero significa que não houve modificação. Os dois últimos dígitos dizem respeito a modificações da liga original ou limites de impurezas. [6,7]

A Figura 2.1 representa um diagrama esquemático com a nomenclatura das ligas de alumínio e os respectivos tratamentos mecânicos e térmicos. A condição de tratamento térmico é baseada na seqüência de tratamentos mecânicos e térmicos usados para alterar o estado inicial da liga.

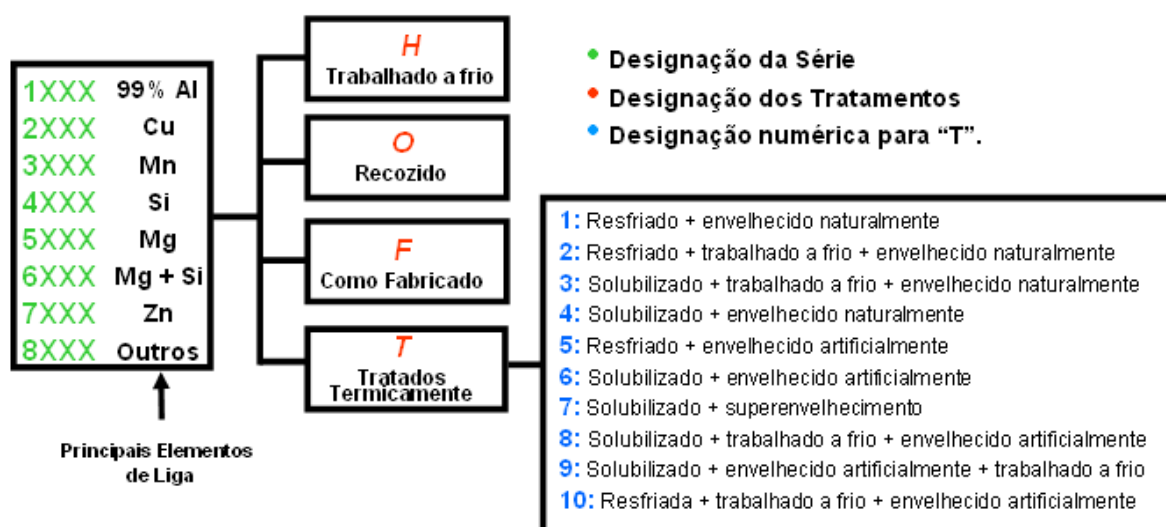


Figura 2.1 Nomenclatura das ligas de alumínio e respectivos tratamentos mecânicos e térmicos.

O alumínio puro possui resistência mecânica muito baixa e, portanto, vários elementos de liga são adicionados às suas ligas para conferir melhores propriedades mecânicas através de formação de solução sólida ou de precipitados de segunda fase. Dentre estes elementos, destacam-se o cobre, magnésio, manganês, zinco, lítio e silício. Outros elementos são adicionados em quantidades menores, agindo como refinadores de grão ou para conferir propriedades especiais. A Tabela 2.1 apresenta algumas propriedades mecânicas das ligas de alumínio [9-15].

Tabela 2.1 Comparação entre propriedades mecânicas de algumas ligas de alumínio.

Liga	LRT (MPa)	LE (MPa)	Alongamento em 50mm (%)	Dureza (Brinell / Vickers)	Aplicação
1060-O	69	28	43	19 / -	Cabos elétricos
2024-T6	475	395	10	125 / 142	Estruturas aeronáuticas
6061-T6	310	276	12	95 / 107	Estruturas automotivas
6063-T6	241	214	18	73 / 83	Estrutural e arquitetura
6013-T6	359	317	8	130 / 149	Estruturas aeronáuticas e automotivas.
6351-T6	330	310	11	95 / 107	Estruturas automotivas
7075-T6	572	503	11	150 / 175	Estruturas aeronáuticas

2.2 Ligas de Alumínio da Série 6xxx

As ligas dessa série possuem o silício e o magnésio como principais elementos de liga. São amplamente utilizadas na construção civil, indústria de transportes e até na distribuição de energia elétrica, onde algumas dessas ligas possuem combinações de propriedades mecânicas e elétricas tão boas que são utilizadas em linhas de transmissão [15].

Nas ligas da série 6XXX, o magnésio e o silício combinam-se para formar o composto intermetálico Mg_2Si , que antes de atingir o equilíbrio no superenvelhecimento, é o responsável pelo endurecimento dessas ligas. A solubilidade deste composto intermetálico na matriz rica em alumínio aumenta com a elevação da temperatura. O tratamento de solubilização e envelhecimento artificial controlado permite a precipitação do Mg_2Si a partir de uma solução sólida supersaturada, favorecendo a formação de precipitados finos e uniformemente distribuídos. Esses finos precipitados atuam como barreiras para o movimento de discordâncias e, conseqüentemente, aumentam a resistência do material [16,17].

Este tratamento é um dos métodos mais importantes de endurecimento utilizados no aumento da resistência das ligas de alumínio tratáveis termicamente, onde é alcançado por meio de três etapas distintas que são a *solubilização, o resfriamento rápido e envelhecimento* da liga [18].

2.3 Soldabilidade do Alumínio

A *American Welding Society (AWS)* define soldabilidade como “a capacidade de um material ser soldado nas condições de fabricação impostas por uma estrutura projetada de forma adequada e de se comportar adequadamente em serviço” [19], ou seja, esse termo está associado à facilidade com que uma liga pode ser soldada, produzindo uma junta com adequada resistência mecânica, resistência à corrosão e outras propriedades quando necessárias.

O alumínio apresenta propriedades físicas sensivelmente distintas as encontradas nos aços, e essas diferenças, influem diretamente em sua soldabilidade.

O alumínio e suas ligas são facilmente oxidáveis e em contato com o oxigênio presente na atmosfera produz uma fina camada protetiva de óxido de alumínio (Al_2O_3) na superfície. Este óxido apresenta uma alta temperatura de fusão, cerca três vezes maior que a temperatura de fusão do alumínio puro. Este filme de óxido dificulta a abertura e estabilização do arco elétrico, acarretando em problemas de falta de fusão [20].

Outra propriedade é o alto coeficiente de expansão térmica, que pode ocasionar distorções residuais críticas durante a soldagem, podendo acarretar em alguns casos a formação de trincas a quente [20].

A condutividade térmica é uma propriedade muito importante quando o assunto é soldagem, pois as ligas de alumínio possuem elevada condutividade térmica, aproximadamente quatro vezes a dos aços. Isto significa que a energia térmica fornecida para a realização da soldagem deve ser quatro vezes maior para as ligas alumínio do que para o aço, pois a essa energia fornecida é dissipada quatro vezes mais rápido ao longo do material [21].

A soldabilidade do alumínio e suas ligas é afetada diretamente devido a alta solubilidade do hidrogênio na junta durante a soldagem realizada pelos processos convencionais que envolvem a fusão do material. Quando o alumínio se encontra no estado fundido, ou seja, em altas temperaturas, o hidrogênio apresenta elevada solubilidade no banho. A medida que o alumínio líquido vai perdendo temperatura, a capacidade de dissolver hidrogênio é reduzida e este elemento vai sendo rejeitado da parte sólida. Com o resfriamento rápido da zona fundida, o hidrogênio é retido e causa porosidade, comprometendo as propriedades mecânicas da solda [22].

2.4 Soldagem Convencional das Ligas de Alumínio

Devido às propriedades particulares do alumínio mencionadas no tópico anterior, a soldagem por meios convencionais deste material requer processos específicos de soldagem como MIG, TIG, laser e feixe de elétrons.

A soldagem TIG é usada principalmente para juntas de menor espessura, utilizando em geral, corrente alternada e eletrodo de tungstênio puro para garantir a remoção superficial da camada de óxido (Al_2O_3) sem um aquecimento excessivo do eletrodo. Um ignitor de alta frequência é acoplado a uma fonte de soldagem e acionado durante toda a soldagem para facilitar a reabertura do arco e aumentar a sua estabilidade [23, 24, 25].

O processo MIG é mais usado para juntas de maiores espessuras, apresentando velocidade de soldagem muito superior ao processo TIG. O modo de transferência mais usado é o spray, sendo a soldagem com curto

circuito difícil ou impossível, pois a baixa resistividade elétrica do arame de alumínio tende a tornar o processo difícil de ser controlado. Em função da baixa resistência mecânica dos arames de alumínio, o correto ajuste do sistema de alimentação de arame é fundamental para se evitar problemas, particularmente, na soldagem de arames de menor diâmetro [23, 24, 25].

No processo a laser, o feixe de laser é uma fonte de calor concentrada de alta densidade de energia, que propicia ao processo de soldagem uma alta velocidade e baixo aporte de calor. Portanto, a extensão da ZAT e a distorção são reduzidas, o que favorece a obtenção de soldas com elevada resistência mecânica [25].

2.5 Processo de Soldagem “Friction Stir Welding”

O processo de soldagem conhecido como *Friction Stir Welding (FSW)* foi inventado e patenteado em 1991 pelo instituto de pesquisa *The Welding Institute (TWI)* situado na Inglaterra [26]. A partir de então, o *TWI* patenteou este processo de soldagem na Europa, EUA, Japão e Austrália. Atualmente, ele vende os direitos de permissão de uso deste processo há mais de 42 organizações de ensino e pesquisa em todo o mundo. Este processo oferece grande potencial industrial, apresentando baixos custos na união de alumínio e suas ligas, principalmente para aplicações na indústria aeronáutica e automobilística [27].

Este processo de soldagem é inovador, pois consiste na soldagem no estado sólido, que envolve a união de metais sem a fusão dos mesmos ou necessidade de metais de adição. De fato, o processo *FSW* tem mostrado resultados de juntas soldadas resistentes mecanicamente e dúcteis, que em muitas vezes não são obtidas nos processos de soldagens convencionais por fusão. O processo é comumente utilizado na soldagem de chapas metálicas, mas pode-se ainda soldar tubos de forma radial, bastando apenas adaptar a ferramenta para o uso na situação desejada [28].

Como esse processo de soldagem é no estado sólido, o mesmo apresenta grandes vantagens em relação aos processos convencionais de

soldagem como: uma baixa taxa de calor fornecido a peça, baixa distorção da peça soldada e a inexistência de trincas a quente [29].

A ferramenta rotativa responsável pela realização da solda é constituída por dois componentes principais, um componente cilíndrico, denominado como “*shoulder*” ou rebaixo, que é responsável pela geração de calor devido a fricção entre as superfícies da peça de trabalho e um pino responsável pela distribuição de material processado na junta, conforme ilustrado na Figura 2.2 [27].

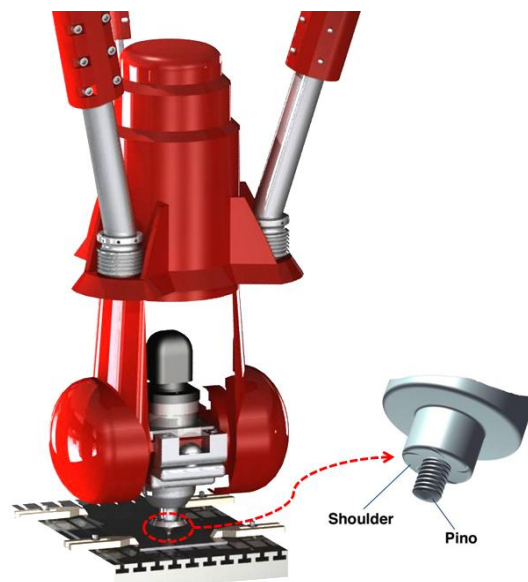


Figura 2.2 Esquema da ferramenta utilizada no processo FSW.

Com as peças a serem soldadas rigidamente fixas, a ferramenta em rotação é aproximada da junta e forçada contra as peças, até a completa imersão do pino no interior do material. A parte superior da ferramenta entra em contato com a superfície das peças, gerando calor que provoca a diminuição da resistência mecânica do material adjacente ao *shoulder*. A ferramenta é então deslocada ao longo da junta a ser soldada, promovendo a união das peças através do aquecimento e distribuição do material conforme ilustrado na Figura 2.3. A temperatura máxima atingida durante o processo de soldagem é da ordem de 80% da temperatura de fusão do material a ser soldado [30,31].

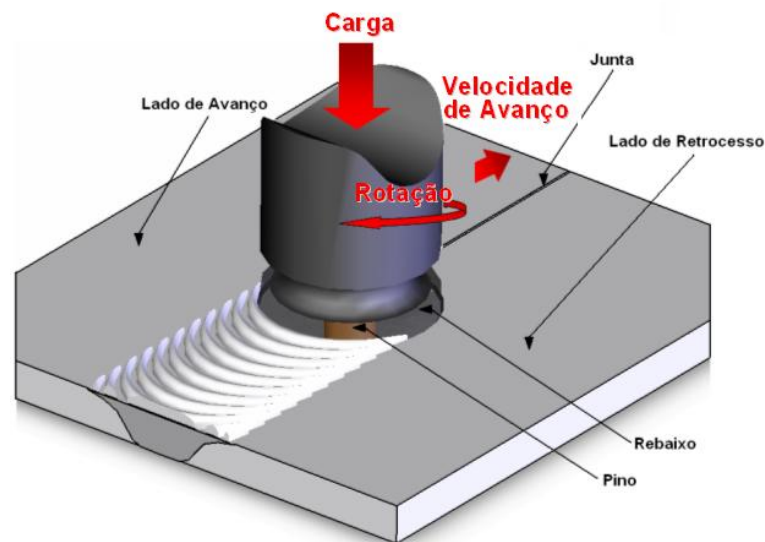


Figura 2.3 Ilustração do processo FSW.

2.5.1 Parâmetros e Características do Processo

O processo de soldagem por FSW possui vários parâmetros que influenciam diretamente nas características das juntas soldadas como na lente de soldagem, tipos de defeitos produzidos, qualidade, produtividade e viabilidade do processo. Em face destes fatos, foram convencionados os seguintes termos para a soldagem por FSW [32]:

- **Lado de retrocesso:** local de destino do material processado mecanicamente;
- **Lado de avanço:** local de partida do material processado mecanicamente;
- **Força Axial (F_z):** um dos parâmetros mais sensíveis e importantes deste processo, caso esta força seja insuficiente, a junta soldada apresentará um aspecto irregular, com variações na distribuição de material ao longo da solda podendo comprometer seriamente a qualidade da junta soldada. O controle da força axial pode ser monitorado e corrigido por sensores eletrônicos de acordo com a variação da força aplicada ou variação de posição [33];
- **Velocidade de rotação da ferramenta (Ω):** parâmetro acionado antes da introdução do pino no material, e interrompido somente após a extração total do pino do material. A utilização de altas velocidades de rotação acarreta em um aumento na fricção entre a ferramenta e a peça, e assim aumentando a quantidade de calor transferida para o material [34];

- **Velocidade de avanço da ferramenta (v):** a razão formada entre a velocidade de rotação e este parâmetro (Ω/v), influencia diretamente no fluxo de material em torno da ferramenta e na geração do calor resultante da fricção entre chapa e ferramenta. Para elevadas velocidades de rotação e baixas velocidades de avanço da ferramenta a geração de calor é maximizada, conferindo a junta maior aporte térmico e consequentemente maior extensão da ZAT [33];

- **Ângulo de ataque (α):** este parâmetro permite um aumento gradual da força aplicada pela ferramenta e garante o bom aspecto visual do cordão soldado [33];

- **Geometria do *shoulder*:** o *shoulder* pode apresentar inúmeras geometrias que auxiliam no desempenho durante a soldagem, como por exemplo, liso, côncavo, espiral, estriado, entre outras. Um *shoulder* estriado permite maximizar a geração de calor entre as superfícies de contato e uma distribuição de material processado mais efetivo ao longo da junta [33]. A figura 2.4 ilustra algumas geometrias de *shoulder* utilizadas para soldagem das ligas de alumínio;

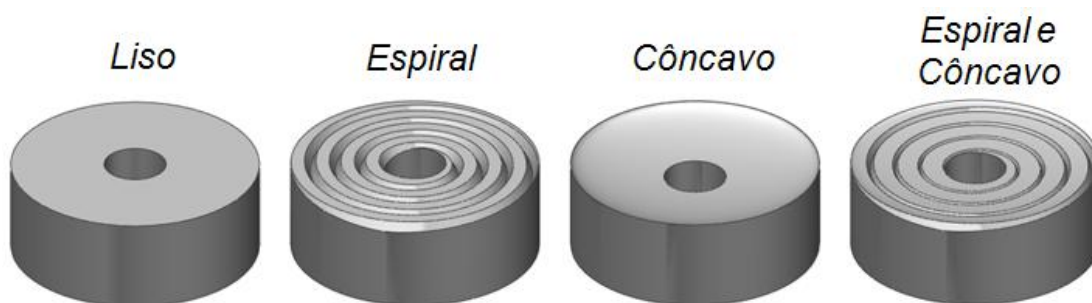


Figura 2.4 Geometrias do shoulder [33].

- **Diâmetro do *shoulder* ($D_{shoulder}$):** este parâmetro influencia diretamente na quantidade de calor gerado e nas dimensões do cordão de solda;

- **Geometria do pino:** assim como o *shoulder*, o pino pode apresentar várias geometrias, como por exemplo, cilíndrico ou cônico, roscado ou liso, sulcado, retangular, triangular, entre outros conforme ilustra a Figura 2.5. As características geométricas do pino influem diretamente na distribuição de material processado no interior da junta;

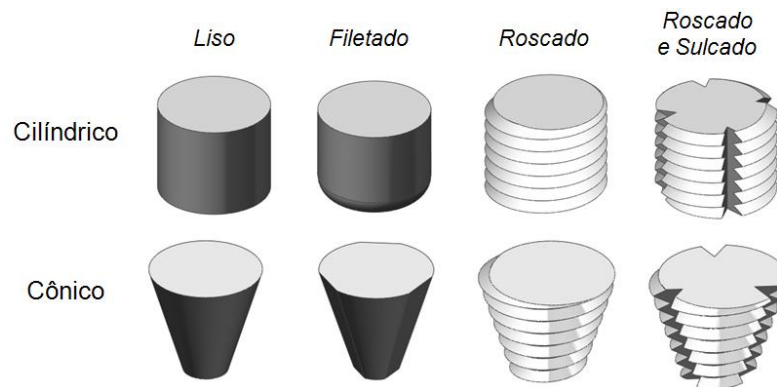


Figura 2.5 Geometrias do pino [33].

Estudos realizados por Elangovan e Balasubramanian mostram a influência de diferentes geometrias de pino (cilíndrico liso, cilíndrico roscado, cônico liso, quadrado e triangular) com diferentes velocidades de rotação e diâmetros de *shoulder*. Ambos concluíram que o pino de perfil quadrado apresentou os melhores resultados, conferindo juntas soldadas sem defeitos e com boas propriedades mecânicas quando comparado aos outros pinos investigados [35,36];

- **Diâmetro do pino (D_{pino}):** influencia na dimensão da zona processada, podendo variar quando utilizados pinos cônicos;
- **Comprimento do pino (δ):** influencia na profundidade de processamento, utilizando pinos menores do que as espessuras a serem soldadas a profundidade de processamento será menor, podendo comprometer a qualidade da junta.

2.5.2 Características das Juntas Soldadas

As microestruturas obtidas em juntas soldadas por FSW podem ser divididas em quatro zonas: *Metal de base*, *zona afetada termicamente (ZAT)*, *zona afetada termomecanicamente (ZATM)* e a *lente de soldagem*, denominada também como “*nugget*”, como é mostrado na Figura 2.6.

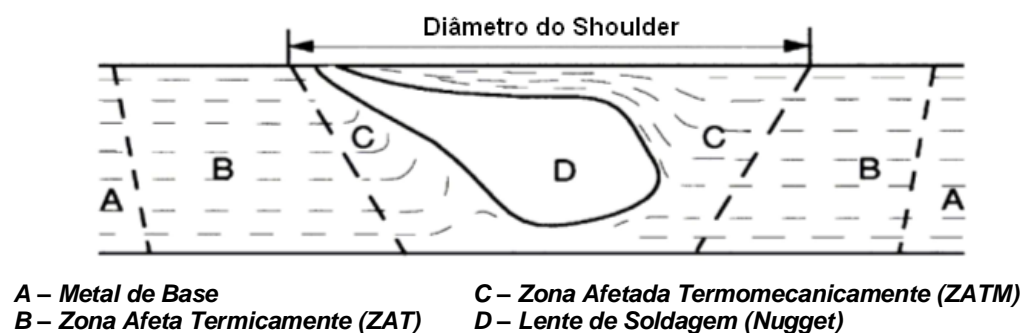


Figura 2.6 Representação das regiões microestruturais do processo de soldagem FSW [34].

A forma e o tamanho da lente de soldagem variam de acordo com a alteração dos parâmetros de soldagem e geometria da ferramenta. Nesta região, a microestrutura resultante é de grãos finos e equiaxiais, variando o tamanho de grão de 1 a 4 μm , devido principalmente ao elevado grau de deformação provocado pela passagem da ferramenta e recristalização induzida pela deformação mecânica [34].

As temperaturas envolvidas durante o processo FSW são responsáveis pelas variações das microestruturas formadas. A faixa de temperatura envolvida é aproximadamente 450 - 550°C, aliada a uma alta taxa de deformação, a microestrutura formada, como já foi mencionado, resulta de finos grão quando comparada com o metal de base [37].

A ZATM é a região de transição entre a ZAT e lente de soldagem, onde pode ser observada a deformação localizada de grãos (mudanças na orientação e forma dos grãos) e algum grau de recristalização. Nesta região, os ciclos térmicos são responsáveis pela aceleração do envelhecimento (superenvelhecimento) e pelo processo de recuperação. Porém, na região de transição com a lente de soldagem pode ser observado um encruamento do material revelado pelo aumento localizado nos valores de dureza [34].

A ZAT é uma região que não sofre qualquer tipo de deformação plástica oriunda da passagem da ferramenta durante a realização da solda, porém é influenciada diretamente pelo calor gerado. Dependendo do metal de base, do seu tratamento inicial e da proximidade à linha central, pode ocorrer

coalescimento de precipitados, dissolução de precipitados, recuperação ou em alguns casos o crescimento de grão [34].

Por fim o metal de base, que é a zona que contém o material que não foi afetado durante a soldagem devido à distância do cordão. Esta zona pode até ter sofrido algum ciclo térmico durante o processo, mas este não foi o suficiente para afetar a microestrutura ou as propriedades mecânicas da mesma [35].

As ligas de alumínio quando soldadas por FSW passam por importantes transformações metalúrgicas, como no caso das ligas da série 6xxx, onde a dissolução dos precipitados de Mg_2Si ocorre na faixa entre 250 a 500°C, resultando em uma diminuição direta nos valores de dureza na ZAT [38].

Durante o processo de soldagem, devido à deformação plástica que o material sofre, há um endurecimento causado pelo aumento da densidade das linhas de discordâncias. Contudo esse endurecimento não é tão efetivo quanto o promovido pela presença de precipitados de Mg_2Si [38].

2.5.3 Fluxo de Material em FSW

O mecanismo de fluxo de material durante a soldagem por FSW ainda é um assunto muito complexo. Atualmente, uma grande quantidade de estudos vem sendo desenvolvidos por especialistas do mundo todo para se obter modelos representativos de fluxo de material durante a soldagem por FSW [39, 40, 41]. Para uma melhor tentativa de entendimento dos mecanismos de fluxo de material é apresentada a seguir o modelo sugerido por William J. Arbegast.

Segundo Arbegast [42,43], podem ser observadas cinco zonas distintas de fluxo de material no interior da lente de soldagem (região de alta taxa de deformação e presença de grãos recristalizados dinamicamente). As Zonas I e II representam as zonas de avanço e retrocesso de material extrudado, respectivamente, enquanto a Zona III representa um apêndice de fluxo de material processado da parte superior da lente de soldagem pelo *shoulder*. A zona IV consiste em uma região de fluxo em espiral de material processado localizada na parte inferior da lente de soldagem, próximo ao término do pino.

Uma quinta zona (Zona V - Região de recirculação) pode se formar sob condições de processamento muito quentes, onde o movimento descendente

de material é maior do que aquele que pode ser acomodado pelo espaço por trás do pino (excesso de fluxo).

A presença destas zonas de fluxo distintas é facilmente visível quando as soldas de alumínio produzidas por FSW são submetidas a altas temperaturas de processamento, acarretando em um crescimento anormal de grão. As Figuras 2.7 e 2.8 ilustram as regiões citadas.

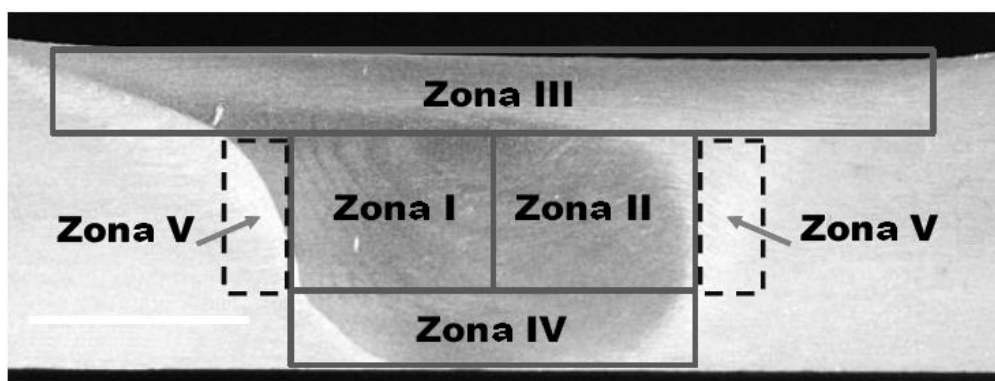


Figura 2.7 Zonas de Fluxo de Material em FSW [44].

A Zona I (zona de avanço de material extrudado) é caracterizada por um fluxo de material intercalado oriundo do lado de avanço e do lado de retrocesso, resultando assim em faixas visíveis de microestruturas. Este material se move para a região central da lente de soldagem, onde é depositado na parte de trás do pino, se unindo sob pressão de forjamento com a Zona IV (zona de fluxo de material em espiral).

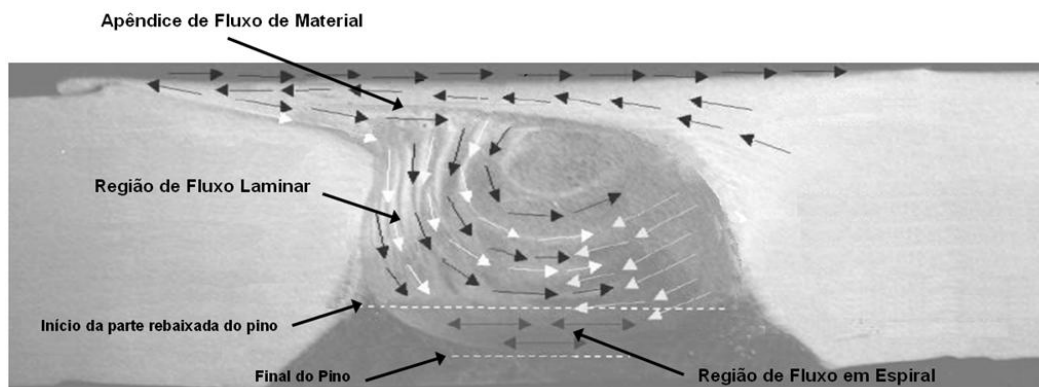


Figura 2.8 Fluxo de Material em FSW [45].

A Zona II (região de retrocesso de material extrudado) é caracterizada por um fluxo mais uniforme de material, em finas camadas oriundas do arraste de material da região posterior do pino vindo da Zona I e ainda do fluxo de material entrante processado na Zona IV.

2.5.4 Defeitos em FSW

Uma das principais vantagens do uso do processo FSW em soldagem do alumínio é a baixa incidência de defeitos quando comparada aos processos de soldagem convencionais a arco, porém alguns defeitos podem ser encontrados em FSW e possuem características próprias.

Algumas variáveis de processo afetam diretamente a qualidade da junta soldada, sendo as principais: geometria da ferramenta, velocidade de rotação e de avanço da ferramenta, tamanho do pino, ângulo de ataque, espaçamento e variação da espessura entre chapas [46,47].

Arbegast [42] ilustra um diagrama (ver Figura 2.9) que correlaciona duas variáveis fundamentais do processo FSW, que são a velocidade de rotação e a velocidade de avanço da ferramenta, onde uma janela de viabilidade para a realização da soldagem é proposta sem comprometer a qualidade da junta. Dependendo da combinação entre essas variáveis, duas classificações térmicas de soldas podem ser obtidas, as "frias" ou as "quentes".

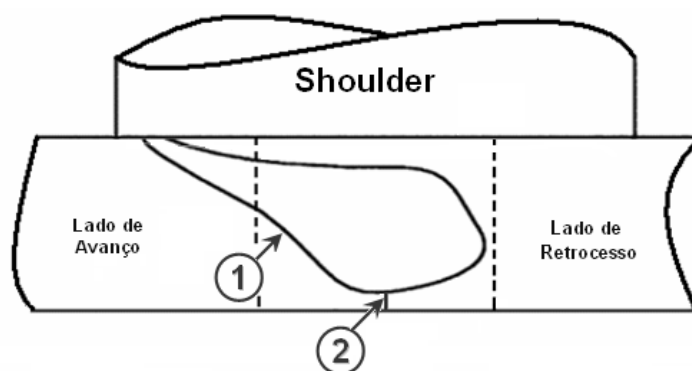
A produção de soldas frias confere a junta menor aporte térmico, gerando calor insuficiente para tornar o material menos resistente mecanicamente para ser processado pela ferramenta, deste modo o fluxo de material não será adequado para ser distribuído no interior da lente soldagem, favorecendo a ocorrência de defeitos de preenchimento. O mesmo acontece com as soldas quentes, pois utilizando altas velocidades de rotação a geração de calor será exagerada, degradando as propriedades mecânicas do material e promovendo a formação de material excessivo na Zona III que é eliminado pela rotação da própria ferramenta.



Figura 2.9 Diagrama de Arbegast [43].

Uma escolha adequada de parâmetros de soldagem permite a obtenção uma solda isenta de defeitos que refletirá diretamente na qualidade da junta. No entanto variações inadequadas nos parâmetros podem levar o aparecimento de defeitos no interior do cordão, comprometendo as propriedades mecânicas da junta como um todo.

Na literatura podem ser encontrados vários trabalhos que investigam a presença de defeitos em juntas soldadas por FSW [48,49,50,51,52,53,54]. Portanto, uma tentativa foi feita para descrever alguns dos defeitos mais comuns encontrados em juntas soldadas por *FSW* e suas principais características. Na Figura 2.10 podem ser visualizados os tipos de defeitos e respectivos locais de ocorrência que serão apresentados a seguir.



① - *Vazios Internos*

② - *Falta de penetração*

Figura 2.10 Regiões suscetíveis a ocorrência de defeitos em FSW [49].

2.5.4.1 Vazios internos

Este defeito manifesta-se sobre a forma de um túnel longitudinal alinhado a direção de soldagem no interior da lente de soldagem, podendo ser contínuo ou não. Segundo Leonard e Lockyer, o principal modo de induzir a presença desse defeito é a utilização de altas velocidades de soldagem [48].

Em geral este tipo de defeito manifesta-se em duas regiões distintas da junta soldada. A primeira região corresponde a interface com a ZATM no lado de avanço (Zona I do modelo de Arbegast), região esta de grande influência do pino na distribuição de material extrudado. A segunda região de ocorrência ocorre no lado em avanço logo abaixo da cauda da lente de soldagem na interface entre a ZATM e a lente de soldagem (interface Zona I / Zona III) [49].

Uma das causas inerentes ao aparecimento deste defeito no cordão de solda é o deficiente fluxo de material, resultante do efeito conjugado entre a falta de tensão axial, escolha inadequada de geometria da ferramenta e razão velocidade de rotação/velocidade de soldagem utilizadas [50,52]. A Figura 2.11 ilustra esse tipo de defeito encontrado em juntas soldadas por FSW.

A presença deste defeito provoca uma redução significativa nas propriedades mecânicas da junta, devido principalmente ao efeito de concentração de tensão provocado pela falta de material no interior da lente de soldagem. Em um estudo realizado por Zettler e Lomolino [51] sobre a influência deste defeito em juntas soldadas por FSW em chapas de 4 mm de espessura da liga de alumínio 2024-T351, foi relatado eficiências de soldas em termos de resistência à tração e alongamento de 75% e 10%, respectivamente, quando comparada ao metal de base demonstrando o efeito negativo de tais defeitos nas propriedades mecânicas das juntas.

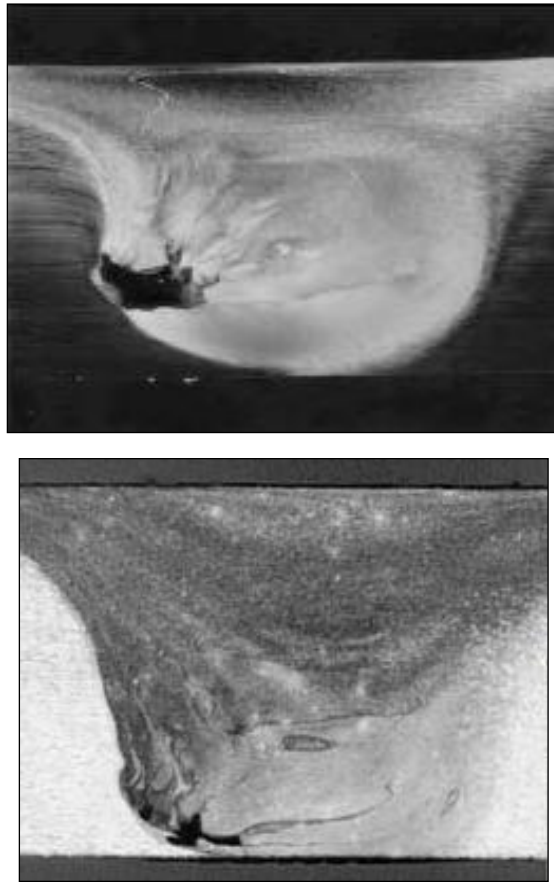


Figura 2.11 Vazios internos em juntas por FSW [45,51].

2.5.4.2 Falta de Penetração

Este defeito caracteriza-se pelo não desenvolvimento por completo da lente de soldagem em relação à espessura da chapa soldada. Este defeito tem tendência a ocorrer quando o comprimento do pino for inadequado, e este for curto para a espessura a ser soldada, a região da raiz da junta não terá ligação alguma.

Em consequência da existência deste defeito o comportamento mecânico da junta é altamente prejudicado, pois a diminuição da secção resistente do cordão contribui diretamente para originar efeito de entalhe que atua como uma zona concentradora de tensão.

Quando solicitadas mecanicamente as soldas que apresentam este tipo de defeito fraturam exatamente na linha de junção entre as chapas soldadas. Em geral, as fraturas dessas soldas tendem a ocorrer na ZAT ou ZATM, pois

apresentam variações de propriedades mecânicas maiores do que as apresentadas pela lente de soldagem [42,43]. A Figura 2.12 ilustra esse tipo de defeito.

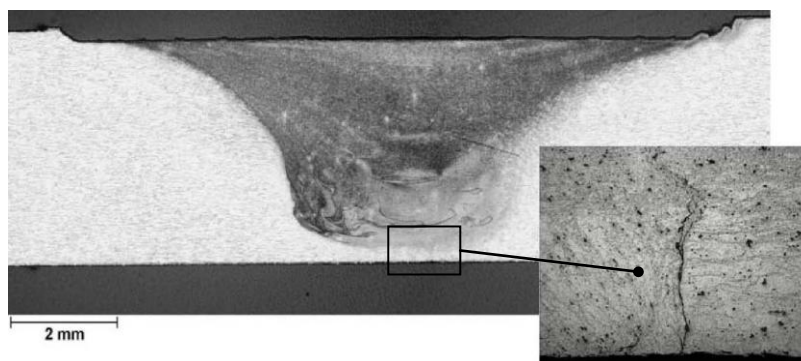


Figura 2.12 Falta de penetração em FSW [51].

2.5.5 Fadiga em FSW

Na direção deste estudo sobre a aplicação do processo FSW e presença de defeitos em juntas soldadas, o entendimento do comportamento em fadiga deste tipo de junta é de fundamental importância, uma vez que as falhas por fadiga são responsáveis pela maior parte das falhas de componentes mecânicos.

A aplicação de ensaios de fadiga em projetos de desenvolvimento e aperfeiçoamento de novos materiais e componentes mecânicos sempre foi fundamental, uma vez que esses ensaios são os que melhor se aproximam da real condição que os componentes e materiais estão sujeitos em situações reais. Deste modo é de extrema relevância conhecer os comportamentos deste tipo de juntas quando submetidas a este tipo de ensaio.

Ericsson e Sandström [55] tentaram determinar se a resistência à fadiga em juntas soldadas por FSW são influenciadas pela velocidade de avanço da ferramenta, e comparar os resultados de resistência à fadiga com outros processos convencionais de soldagem (MIG pulsado e TIG). O trabalho foi realizado soldando por FSW duas condições de tratamentos térmicos (T6 e T4) da liga de alumínio 6082, e soldando por MIG e TIG apenas a liga 6082-T6.

Estes autores concluíram que velocidades de soldagem significativamente baixas o resultado dos ensaios de fadiga foi significativamente melhor, devido provavelmente ao aumento da quantidade de calor fornecido à solda por unidade de comprimento. As soldagens por MIG pulsado e TIG evidenciaram propriedades mecânicas estáticas e dinâmicas inferiores às soldadas por FSW, porém as soldas por TIG apresentaram melhores resultados à fadiga que as soldas realizadas por MIG pulsado [55].

Durante os últimos anos diversos estudos têm sido realizados sobre este ensaio, focados sobre a resistência à fadiga das ligas soldadas por FSW. Lomolino [56] realizou um levantamento de dados disponíveis na literatura, focado diretamente em fadiga de ligas de alumínio soldadas por FSW, e analisou estatisticamente estes dados, tirando algumas conclusões sobre o comportamento destas juntas à fadiga utilizando diferentes parâmetros de soldagem. Entre as várias conclusões encontradas pelo autor, podem ser citadas algumas de extrema importância como:

As falhas por fadiga em juntas soldadas por FSW ocorrem na região da solda, e quando os corpos de provas são ensaiados sem tratamentos de acabamento posterior (usinagem), ocorre em geral, a nucleação da trinca na zona superficial do cordão de solda, ou seja, nas estrias deixadas pela passagem da ferramenta. Um modo de minimizar esses efeitos é sugerido um tratamento de usinagem e polimento na superfície do corpo de prova [56].

Os resultados de fadiga em juntas soldadas por FSW se aproximam dos resultados obtidos para o metal de base, e apresentam resistência à fadiga muito superiores as juntas soldadas pelos métodos convencionais [56].

Saab e Källman investigaram as propriedades em juntas soldadas por FSW utilizando como parâmetros de soldagem, rotação de 2000 RPM e velocidade de soldagem de 208 mm/min. A Figura 2.13 ilustra o comportamento em fadiga da junta soldada da liga de alumínio 6013-T6 investigada no trabalho. Pode ser observado que os resultados obtidos para os corpos de prova usinados apresentaram melhores propriedades mecânicas quando comparados aos corpos de prova ensaiados sem qualquer tipo de tratamento superficial [57].

Richter-Trummer e Tavares investigaram o comportamento em fadiga das ligas 6061-T6 e 6082-T6 quando soldadas pelos processos MIG, FSW e Laser. Comparando os processos convencionais de fusão, como pode ser visto na Figura 2.14 a resistência à fadiga da liga 6061-T6 é geralmente superior a liga 6082-T6, especialmente para as juntas soldadas por laser. As juntas obtidas por FSW apresentaram resultados de resistência à fadiga superiores aos obtidos pelo processo MIG, devido especialmente a região da ZAT nas juntas soldadas por MIG apresentarem os menores valores de dureza [58].

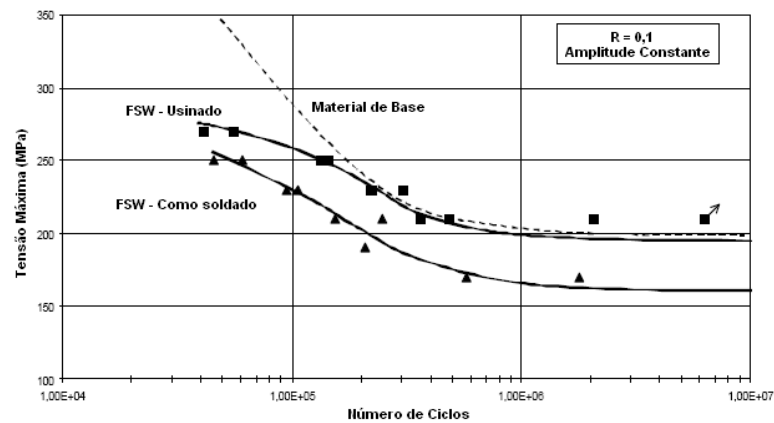


Figura 2.13 Resultados de fadiga da liga de alumínio 6013-T6 soldada por FSW [57].

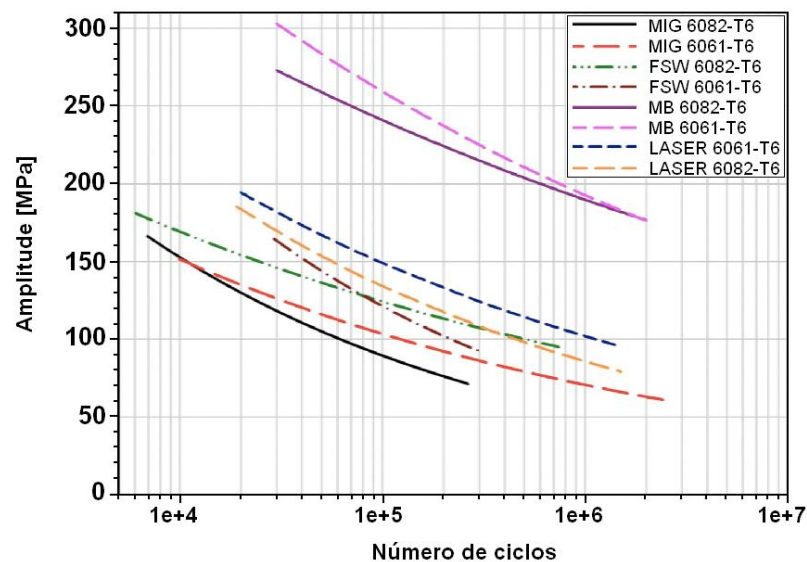


Figura 2.14 Resultados de fadiga das ligas de alumínio 6061-T6 e 6082-T6 [58].

Como pode ser visto até o momento, muitos trabalhos relacionados a resistência à fadiga em juntas soldadas, tanto por FSW ou por outros processos de soldagem podem ser encontrados na literatura. Porém, poucos abordam a influência de defeitos na resistência mecânica de juntas soldadas. Deste modo, este trabalho teve como objetivo investigar a influência de defeitos nas propriedades mecânicas de juntas soldadas por FSW.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

As atividades desenvolvidas neste trabalho foram divididas basicamente em duas etapas, a primeira etapa consistiu na *Caracterização Microestrutural* das soldas através da análise da seção transversal das juntas soldadas. A segunda etapa envolveu a *Caracterização Mecânica* das juntas soldadas por meio de ensaios de microdureza, tração e fadiga.

Após a aquisição dos dados experimentais realizou-se uma discussão comparativa entre os resultados obtidos, buscando correlacionar os defeitos obtidos nas juntas soldadas com as características microestruturais, propriedades mecânicas e parâmetros de processo adotados. O fluxograma ilustrado esquematicamente na Figura 3.1 ilustra as etapas que foram desenvolvidas neste trabalho.

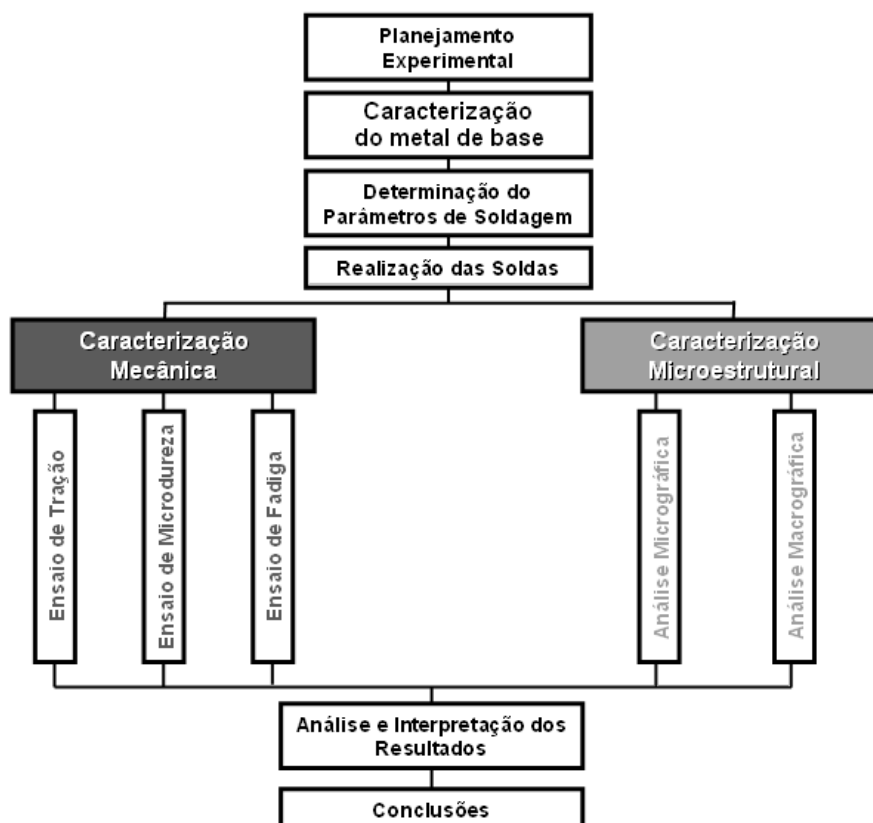


Figura 3.1 Fluxograma das atividades.

3.1 Material

O material adotado para a realização desse trabalho é a liga de alumínio 6013-T6, classificada como uma liga trabalhada mecanicamente e tratável termicamente. Essa liga é aplicada amplamente na indústria aeronáutica e vem ganhando espaço na indústria automobilística, já que apresenta propriedades mecânicas e condições de processamento boas.

3.2 Soldagem FSW

Para a realização da soldagem das chapas de alumínio foi empregado o processo *FSW - Friction Stir Welding* utilizando um robô hidráulico da *MTS Systems*, modelo *ISTIR 5* na sede da AIRBUS/Bremen na Alemanha. Enquanto as etapas de caracterização mecânica e microestrutural foram realizadas no instituto de pesquisa alemão GKSS/Geesthacht e no DEMa/UFSCar.

As soldas foram realizadas em chapas de 3 mm de espessura do tipo junta de topo variando os principais parâmetros de soldagem, com a finalidade de produzir juntas soldadas que apresentem defeitos típicos do processo FSW. Desta maneira, torna se possível uma comparação entre tipos de defeitos obtidos, microestruturas e propriedades mecânicas das juntas formadas.

Os parâmetros avaliados são combinações entre os valores de velocidade de rotação (Ω), velocidade de avanço (v), carga axial aplicada (F_z), comprimento do pino da ferramenta (δ) e espaçamento entre chapas (d). Para a realização das soldas foi empregado apenas um conjunto de ferramenta (*shoulder + pino*), com diâmetros de 3 mm para o pino e 13 mm para o *shoulder*. A Figura 3.2 apresenta o em detalhe o *shoulder* e pino utilizado para este trabalho.

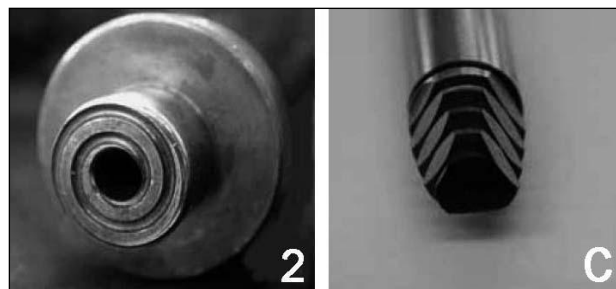


Figura 3.2 *Shoulder* e pino usados na soldagem das chapas.

Os parâmetros adotados para a realização das soldas estão mostrados na Tabela 3.1.

Tabela 3.1 Matriz dos parâmetros de soldagem.

Amostra	B	H	J	P
v <i>(mm/min)</i>	1200	1200	1200	1700
Ω <i>(RPM)</i>	900	900	900	1100
F_z <i>(kN)</i>	8	8	8	8
δ <i>(mm)</i>	3,0	3,0	2,3	3,0
d <i>(mm)</i>	0,5	0	0	0
Defeito Esperado	Vazios Internos	Vazios Internos	Falta de penetração	Nenhum

Antes da execução da soldagem das amostras, todas as chapas foram lixadas levemente na superfície com lixas de granulometria 600 e limpas com acetona, com a finalidade de eliminar qualquer fonte de sujeira presente nas chapas.

As soldas foram produzidas com a mesma configuração de posicionamento entre chapas e 950 mm comprimento de cordão, com exceção da amostra B que sofreu uma pequena alteração posicionamento das chapas. As demais amostras foram soldadas com chapas posicionadas paralelamente e em contato uma com a outra.

A soldagem da amostra B foi realizada com as chapas posicionadas a uma distância de 0,5 mm ao longo do comprimento da junta, buscando induzir ao aparecimento de defeitos volumétricos na junta, como vazios internos. Já na soldagem da amostra J foi utilizado um pino 0,7 mm mais curto do que a

espessura da chapa (3 mm), induzindo assim ao aparecimento de falta de penetração na junta, como pode ser observado resumidamente na Tabela 3.1

Após a realização das soldas, as chapas foram destinadas a usinagem para a produção de corpos de provas destinados a caracterização mecânica e microestrutural. Para cada condição soldada foram obtidos quatro corpos de prova destinados ao ensaio de tração, nove corpos de prova para o ensaio de fadiga e um corpo de prova para a análise metalográfica e ensaio de microdureza. Os corpos de prova destinados ao ensaio de fadiga receberam a identificação “SN”, os de tração “T” e os destinados para análise metalográfica e microdureza “M”. A Figura 3.3 ilustra a disposição de usinagem de todos os corpos de prova em cada chapa soldada.

Para uma melhor representatividade dos resultados de fadiga e construção da curva SN foram soldadas mais duas chapas para cada condição investigada, com a finalidade de se obter corpos de provas extras para a realização do ensaio de fadiga, totalizando assim 27 corpos de provas “SN”. Para a confirmação das propriedades mecânicas das juntas obtidas nas chapas extras foram realizados ensaios extras de tração e metalografia, onde os resultados do ensaio de tração estão apresentados nos apêndices deste trabalho.

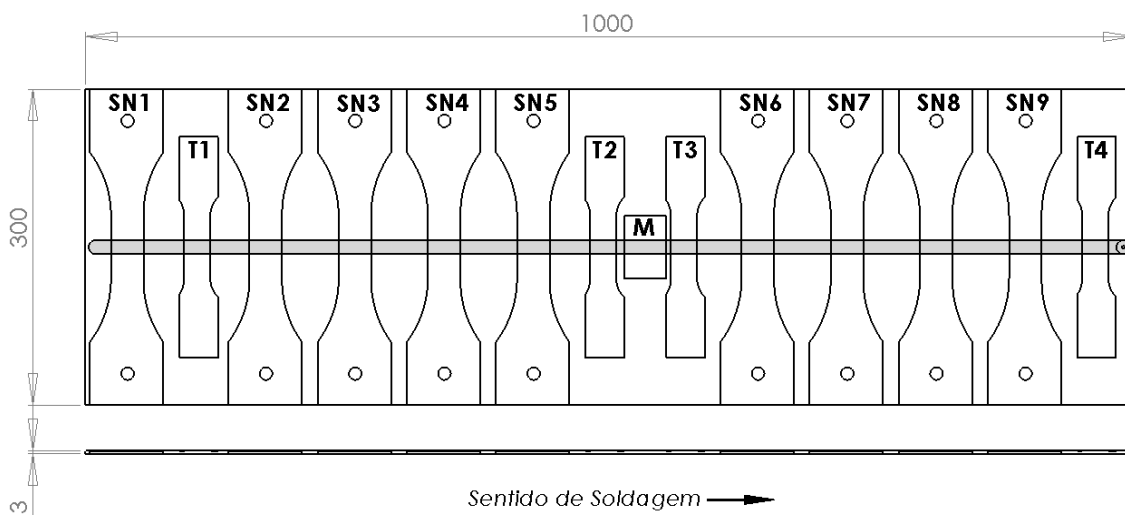


Figura 3.3 Disposição dos corpos de prova na chapa soldada.

3.3 Caracterização Mecânica e Microestrutural

3.3.1 Análise Macro e Microestrutural

As caracterizações macro e microestruturais foram direcionadas para a avaliação das transformações metalúrgicas ocorridas durante a soldagem do material e dos tipos de defeitos obtidos.

Nesta etapa foram realizadas análises macroestruturais das amostras em estereoscópio óptico para se obter macrografias das soldas e dos defeitos presentes. A análise microestrutural foi realizada na junta soldada via microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura utilizando os equipamentos do CCDM e DEMa/UFSCar. As amostras foram retiradas transversalmente à linha de solda, para avaliar as diferentes regiões formadas durante o processo de soldagem. A preparação das amostras foi realizada segundo procedimento descrito na norma ASTM E3:2001 [56]. O ataque químico utilizado para revelar a microestrutura da região soldada foi o reagente Keller (2ml HF, 3ml HCl, 5ml HNO₃ e 190ml H₂O) durante um intervalo de 10 segundos.

3.3.2 Ensaio de Tração

Para a realização do ensaio de tração, foram retirados corpos de prova das chapas soldadas no sentido transversal da direção de soldagem, coincidente ao sentido de laminação das chapas, conforme já ilustrado na Figura 3.3. A Figura 3.4 apresenta em detalhes as dimensões do corpo de prova adotado.

O ensaio foi realizado no sentido transversal ao cordão de solda, segundo os procedimentos experimentais descritos na norma ASTM E8:2004 [57], em temperatura ambiente e a uma taxa de deslocamento de 1mm/min. O equipamento utilizado para a realização do ensaio foi uma máquina universal *Schenk-Trebel*, acoplada a uma célula de carga de 100kN e conectado ao software de ensaio *testXpert*[®] utilizado para a coleta de dados e determinação das propriedades de tração das amostras, conforme mostra a Figura 3.5. O

alongamento foi determinado utilizando um extensômetro a laser, marca *FOEPS 180* e adotando um comprimento útil inicial de 60 mm.

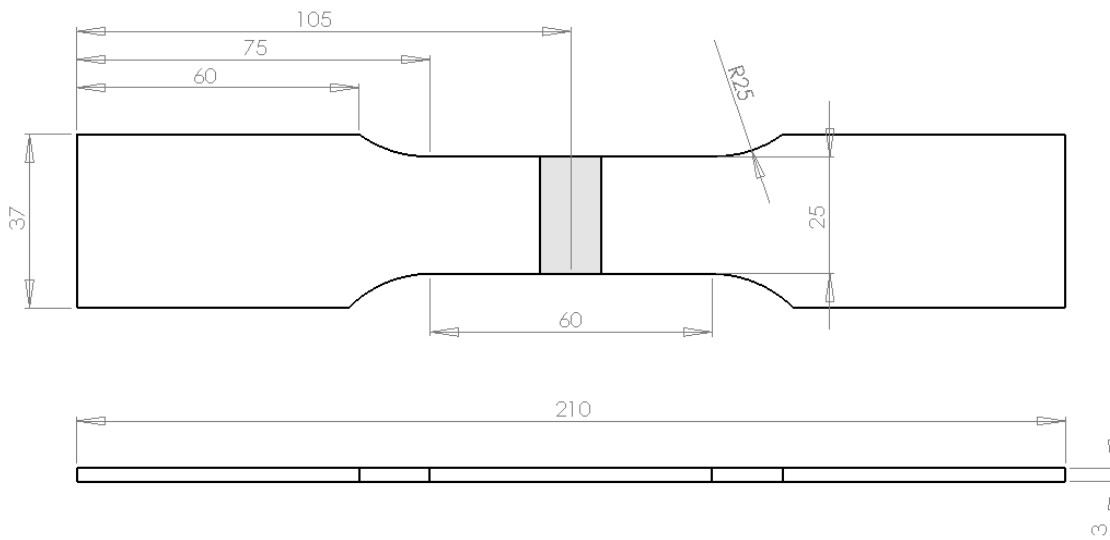


Figura 3.4 Dimensões do corpo de prova de tração.

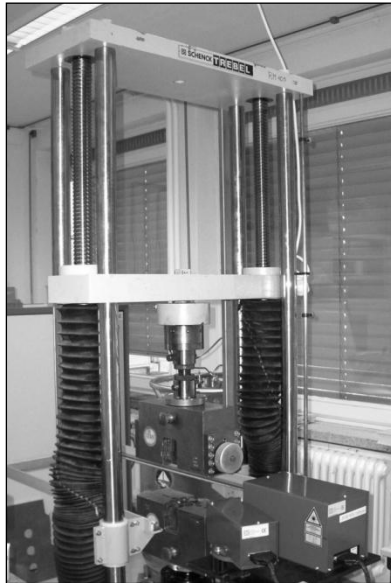


Figura 3.5 Máquina universal Schenk-Trebel.

3.3.3 Ensaio de Microdureza

As medidas de microdureza foram determinadas na seção transversal ao cordão de solda, utilizando os mesmos corpos de prova utilizados na análise metalográfica. Este ensaio visa avaliar as alterações metalúrgicas ocorridas

entre o metal de base e a lente de soldagem formada, através de diferentes medidas ao longo da junta soldada.

Para a realização das medidas de microdureza foi utilizado um microdurômetro marca SHIMADZU, modelo HMV-2 disponível no CCDM/UFSCar. O ensaio de cada ponto de microdureza (unidade Vickers) foi realizado aplicando se uma carga de 1,96 N (0,2 kgf) durante um período de 10 segundos na superfície polida da amostra.

Três linhas de endentações foram produzidas ao longo da seção transversal, obedecendo a um espaçamento de 0,5 mm entre cada endentação. Essas linhas apresentaram aproximadamente 40 mm de comprimento, distantes 1,0 mm uma da outra e perfeitamente paralelas entre si. Obtendo um total de 80 pontos em cada linha de medição, possibilitando assim uma comparação entre valores de microdureza ao longo da região da solda. A Figura 3.6 ilustra esquematicamente uma amostra após o ensaio.

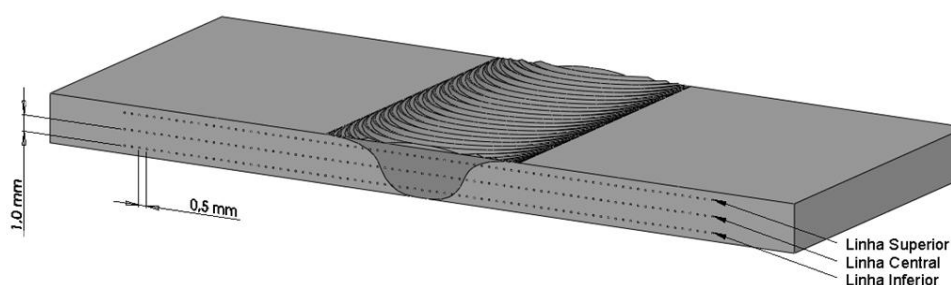


Figura 3.6 Ilustração de uma amostra após ensaio de microdureza.

Além de avaliar as alterações metalúrgicas ocorridas entre o metal de base e a lente de soldagem quando alterados os parâmetros de soldagem, o perfil de microdureza da junta soldada fornece um bom método para medir a largura da ZAT e avaliar os diferentes ciclos térmicos a diferentes distâncias do centro do cordão soldado [34].

3.3.4 Ensaio de Fadiga

Este tipo de ensaio mecânico fornece dados quantitativos relativos às características de um material ou componente quando submetido a tensões cíclicas por longos períodos, sem seu rompimento.

Neste trabalho os ensaios de fadiga foram realizados com aplicação de carregamento senoidal, com amplitude de tensão em níveis variando entre 115,4 a 40,4 MPa para as amostras soldadas. A relação entre a carga máxima e a carga mínima em cada ensaio foi fixada em 0,1 e frequência a 10 Hz para todas as amostras avaliadas, assim como para o metal de base, permitindo assim a construção e comparação das curvas SN entre todas as condições investigadas.

As dimensões dos corpos de prova SN, metodologia de usinagem e metodologia de ensaio foram determinados de acordo com as normas ASTM E466:1996 (2002) e Airbus AITM1-0011 [58,59], inclusive para o material de base. A Figura 3.7 mostra as dimensões do corpo de prova SN utilizada no ensaio de fadiga.

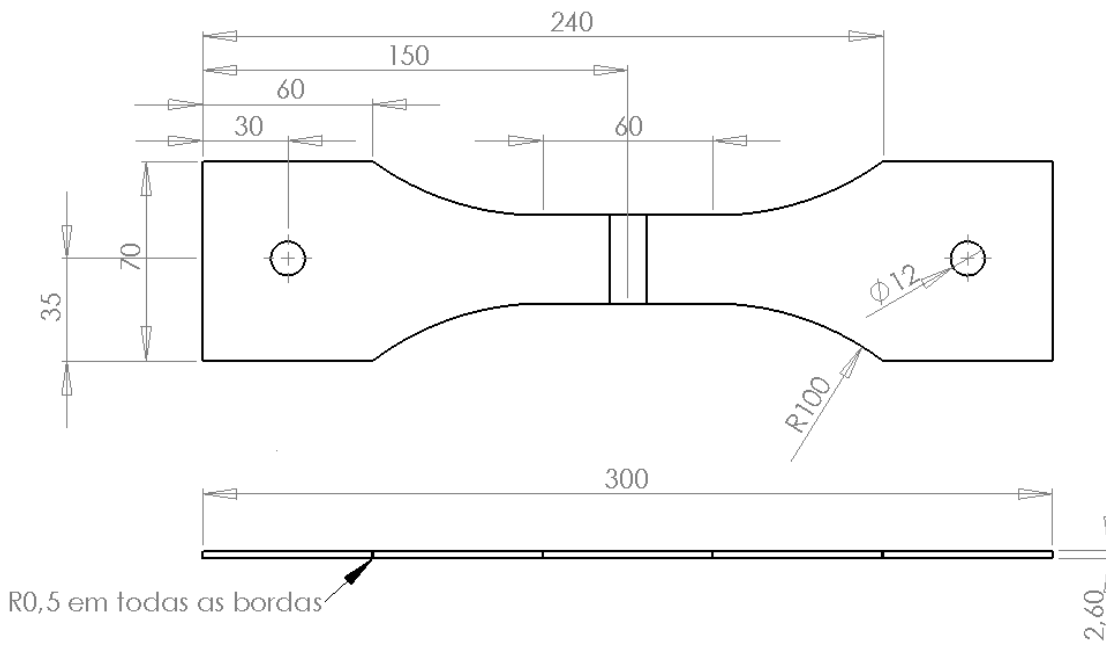


Figura 3.7 Dimensões do corpo de prova de fadiga.

O ensaio de fadiga foi realizado em uma máquina servo-hidráulica marca SCHENCK presente no instituto de pesquisa alemão GKSS. A Tabela 3.2 apresenta os parâmetros de ensaio adotados para todos os corpos de prova e a Figura 3.8 mostra o equipamento utilizado.

O ensaio foi conduzido aplicando cargas cíclicas trativas nos corpos de prova até a ruptura dos mesmos. Os resultados obtidos foram usados para a

construção da curva S-N, de modo a se avaliar a influência dos defeitos presentes nas soldas.

Para a determinação dos níveis de carga foram utilizados os resultados de limite de resistência determinados do ensaio de tração e os valores de largura e espessura nominal da seção transversal do corpo de prova. A partir deste ponto foi realizado um levantamento estatístico para determinação dos níveis de carga, visando utilizar os mesmos valores de carga para todas as condições e possibilitando uma comparação mais efetiva. A Tabela 3.3 apresenta os níveis de cargas adotados para a realização do ensaio para as condições soldadas.



Figura 3.8 Máquina servo-hidráulica Schenk.

Tabela 3.2 Parâmetros utilizados no ensaio de fadiga.

Razão de Carga	Frequência (Hz)	Largura (mm)	Espessura (mm)	Área (mm ²)
0,1	10	30	2,6	78

Tabela 3.3 Níveis de cargas e tensões utilizadas no ensaio de fadiga para as condições soldadas.

$F_{\text{máx}}$ (kN)	F_{min} (kN)	$F_{\text{média}}$ (kN)	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	σ_{min} (MPa)	σ_m (MPa)	σ_a (MPa)
20,00	2,00	11,00	256	25,6	141,0	115,4
18,50	1,85	10,18	237	23,7	130,4	106,7
17,50	1,75	9,63	224	22,4	123,4	101,0
16,50	1,65	9,08	212	21,2	116,3	95,2
14,50	1,45	7,98	186	18,6	102,2	83,7
13,75	1,38	7,56	176	17,6	97,0	79,3
12,50	1,25	6,88	160	16,0	88,1	72,1
11,00	1,10	6,05	141	14,1	77,6	63,5
10,00	1,00	5,50	128	12,8	70,5	57,7
9,00	0,90	4,95	115	11,5	63,5	51,9
7,00	0,70	3,85	90	9,0	49,4	40,4

4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Metal de Base

O resultado obtido pela análise química para os principais elementos presentes na liga de alumínio 6013-T6 é mostrado na Tabela 4.1. Comparando o resultado de composição química obtido experimentalmente com a composição nominal, nota-se que todos os elementos químicos estão dentro do limite de especificado pelo fabricante.

Deste modo, é esperado que não ocorresse qualquer alteração significativa nas propriedades do material, principalmente em relação às propriedades mecânicas, pois trata-se de uma liga tratável termicamente e sua resistência mecânica é fortemente dependente da precipitação de intermetálicos Mg_2Si .

Tabela 4.1 Composição química da liga de alumínio 6013-T6 [13,60].

Elemento Químico	% em peso	
	Nominal	Experimental
Al	94,8 - 97,8	96,737
Cr	Máx 0,1	0,015
Cu	0,6 - 1,1	0,886
Fe	máx 0,5	0,260
Mg	0,8 - 1,2	0,934
Mn	0,2 - 0,8	0,348
Ti	máx 0,1	0,016
Si	0,6 - 1,0	0,794
Zn	máx 0,25	0,010

Antes das chapas de alumínio serem soldadas foi feita a caracterização microestrutural do metal de base em três seções distintas, conforme ilustra a Figura 4.1. A microestrutura revelada apresenta grãos deformados na direção

de laminação, em uma matriz de alumínio na fase alfa, com distribuição de precipitados Mg_2Si nos contornos de grão distribuídos homogeneamente.

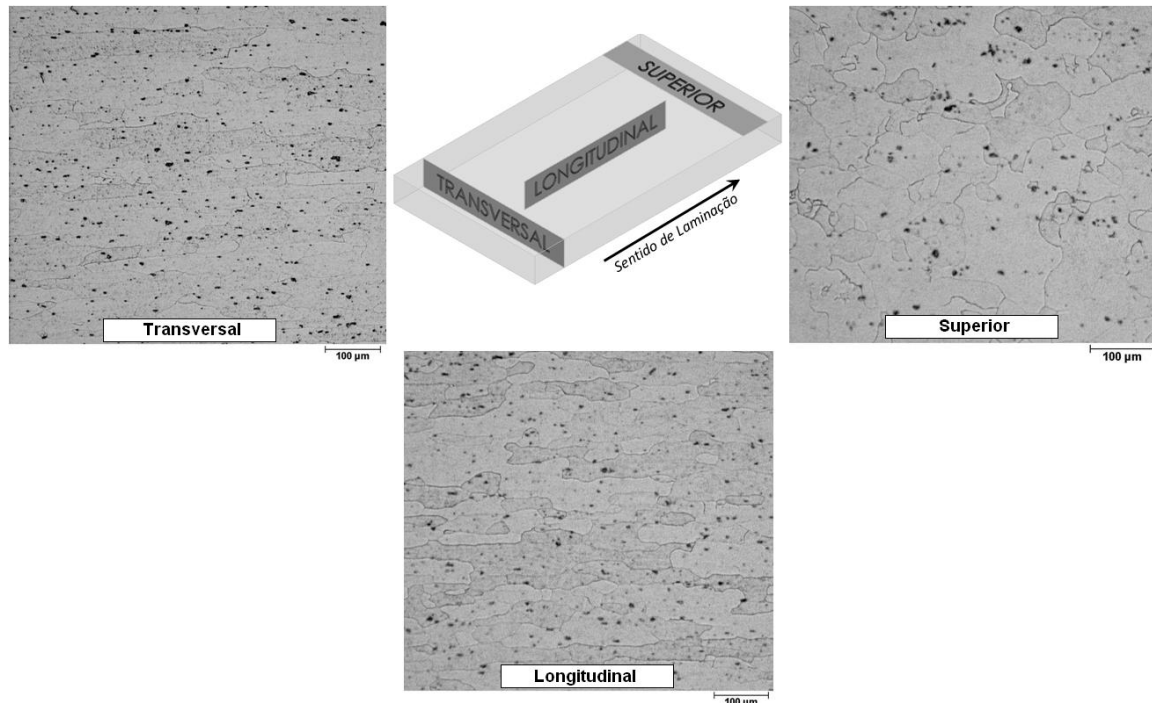


Figura 4.1 Micrografias do material de base.

Após a caracterização microestrutural, foram retirados corpos de prova destinados ao ensaio de tração uniaxial, perpendiculares ao sentido de laminação das chapas de alumínio. A Tabela 4.2 apresenta os resultados obtidos, onde pode ser observado que os valores obtidos estão de acordo com as especificações do fabricante [60].

Tabela 4.2 Resultados do ensaio de tração para o metal de base.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TMB1	362	399	11,9
TMB2	361	399	12,0
TMB3	361	399	11,7
Média	361 ± 0,5	399 ± 0,1	11,9 ± 0,2
Especificação Fabricante*	317	359	8

* Valores mínimos exigidos.

4.2 Juntas Soldadas

4.2.1 Análise Macro e Microestrutural

As caracterizações macro e microestruturais de todas as condições investigadas foram realizadas via estereoscopia óptica, microscopia óptica (MO) e microscopia eletrônica de varredura (MEV) visando avaliar as transformações metalúrgicas ocorridas durante a soldagem do material e a presença de defeitos nas juntas soldadas. Foi retirado apenas um corpo de prova destinado a análise macro e microestrutural, localizado na parte central do cordão de solda conforme ilustrado na Figura 3.3.

O item (a) das Figuras 4.2 a 4.5 ilustra as macrografias das amostras que foram avaliadas neste trabalho. Em todas as figuras, o lado de avanço da juntas soldadas fica situado no lado esquerdo de cada Figura, como ilustrado pela Figura 4.2.a. Nestas Figuras pode-se observar a diferença de fluxo de material quando é comparado o lado de avanço com o de retrocesso, onde no lado esquerdo das juntas há uma transição mais delineada na região de interface ZATM / Lente de Soldagem do que no lado direito, caracterizando assim como sendo o lado de avanço das juntas soldadas.

Nessas macrografias é possível observar três regiões de microestruturas distintas, onde na região central da junta (região em cinza escuro) está localizada a *lente de soldagem* ou *nugget*. A região da transição entre a lente de soldagem e o material de base (região de interface cinza escuro / cinza claro) representa a ZATM, enquanto a região em cinza claro logo após a região da ZATM representa a ZAT.

De acordo com Bonome [61], as microestruturas na ZAT apresentam os mesmos aspectos do metal de base quanto ao tamanho de grão, o que não ocorre na ZATM, onde o movimento da ferramenta provoca uma conformação localizada no material, promovendo a rotação dos grãos. Enquanto na região da lente de soldagem, onde ocorre a recristalização dinâmica, podem ser observado a presença de grãos equiaxiais aproximadamente 2,5 vezes menores que os observados no metal de base.

A ZATM é uma zona característica do processo FSW que difere dos processos convencionais de soldagem por fusão. Como já mencionado anteriormente, esta região caracteriza-se por ter uma estrutura bastante deformada, apresentando grãos rotacionados devido ao fluxo gerado em volta da lente de soldagem. As tensões induzidas ao material podem levar à recristalização e conseqüente a formação de áreas recristalizadas dentro da ZATM. Nos itens (f) e (g) das Figuras 4.2, 4.3 e 4.4 e itens (d) e (e) da Figura 4.5 são mostradas em detalhes as microestruturas obtidas via MEV desta região em específico, onde pode ser observada tal deformação localizada e rotação dos grãos.

A Figura 4.2 apresenta as micrografias da condição B, onde era esperado o aparecimento de vazios internos na junta. Como pode ser observado em detalhes nestas micrografias, foi conseguido induzir com sucesso a presença de vazios internos ao longo do cordão de solda. Estes defeitos obtidos estão concentrados no lado avanço da junta, internos a lente de soldagem e na região da raiz.

Na condição H onde também era esperado o aparecimento de vazios internos utilizando chapas sem espaçamento na etapa de soldagem, também foi alcançada com êxito. A Figura 4.3 apresenta as microestruturas obtidas nesta condição, onde pode ser observada a presença de um único vazio interno.

Pela comparação da condição soldada com e sem espaçamento entre chapas foi possível verificar características muito semelhantes, como a localização dos defeitos no lado de avanço e na parte inferior da lente de soldagem. Não foi observada nenhuma variação significativa quanto ao tamanho de grão no interior da lente de soldagem, ZATM e ZAT, somente um indicativo da deficiência do fluxo de material presente na lente de soldagem evidenciado pela diferença de contraste entre grãos devido ao ataque químico utilizado.

As únicas diferenças observadas nestas duas condições estão nas quantidades e dimensões dos vazios obtidos no interior da lente de soldagem, onde na condição soldada sem espaçamento entre chapas (condição H) é

observado somente um vazio interno, medindo aproximadamente 134 μm . Enquanto na condição soldada com espaçamento entre chapas (condição B), observa-se dois vazios internos de dimensões diferentes, medindo respectivamente 94,5 e 25,7 μm .

Como mencionado no capítulo 4 uma terceira condição foi avaliada neste trabalho (amostra J), onde a soldagem desta condição foi realizada utilizando os mesmos parâmetros soldagem da amostra H, variando exclusivamente o comprimento do pino da ferramenta. Para isso, o comprimento do pino foi reduzido 0,7 mm dos 3,0 mm utilizados anteriormente para as outras condições já mencionadas, buscando induzir como defeito a falta de penetração na região da raiz.

Pelas macro e micrografias apresentadas na Figura 4.4 desta condição, nota-se que este defeito é muito evidenciado uma vez que a lente de soldagem não está plenamente desenvolvida ao longo da espessura da chapa. Pode ser observado que a junta possui as mesmas características das outras condições investigadas, porém a presença de vazios internos a lente de soldagem é inexistente. Tal fato pode ser explicado pelo aporte térmico gerado na junta durante a passagem da ferramenta, onde o calor gerado pela fricção da ferramenta foi suficiente para tornar o material macio para ser processado pelo comprimento do pino utilizado.

Pela análise da Figura 4.4, pode ser visto que o comprimento da região não soldada da condição J é de 620 μm , diferentemente dos 700 μm esperados inicialmente. Esta redução no comprimento deve-se à acomodação do pino na ferramenta durante a soldagem das chapas e a força axial exercida pela mesma, promovendo assim uma breve redução na espessura da junta.

Por fim, a quarta e última condição investigada é a amostra P, onde foi soldada aumentando os valores de dois parâmetros de soldagem adotados pela amostra H, sendo a velocidade de avanço da ferramenta e velocidade de rotação, mantendo constante o restante das variáveis.

As micrografias desta condição são apresentadas na Figura 4.5, onde é verificada uma junta perfeitamente livre de defeitos na lente de soldagem. O

único ponto relevante observado nesta condição esta nas micrografias obtidas via MEV mostradas nos itens (f) e (g) da Figura 4.5, onde apresentam uma microestrutura muito mais refinada na lente de soldagem do que as obtidas nas outras três condições. Este refinamento microestrutural é refletido diretamente nos resultados de propriedade mecânica como será evidenciado no decorrer deste trabalho.

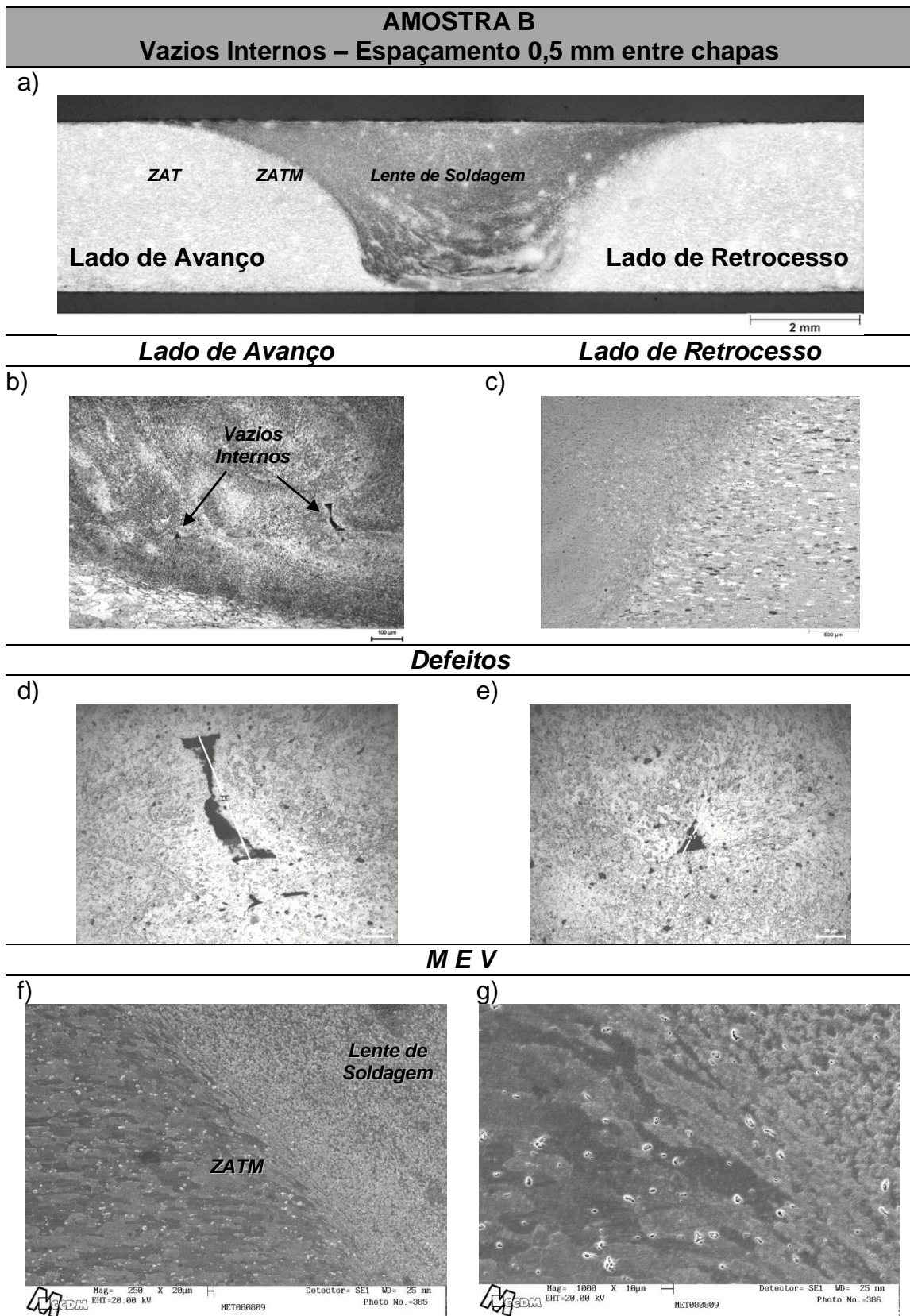


Figura 4.2 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra B.

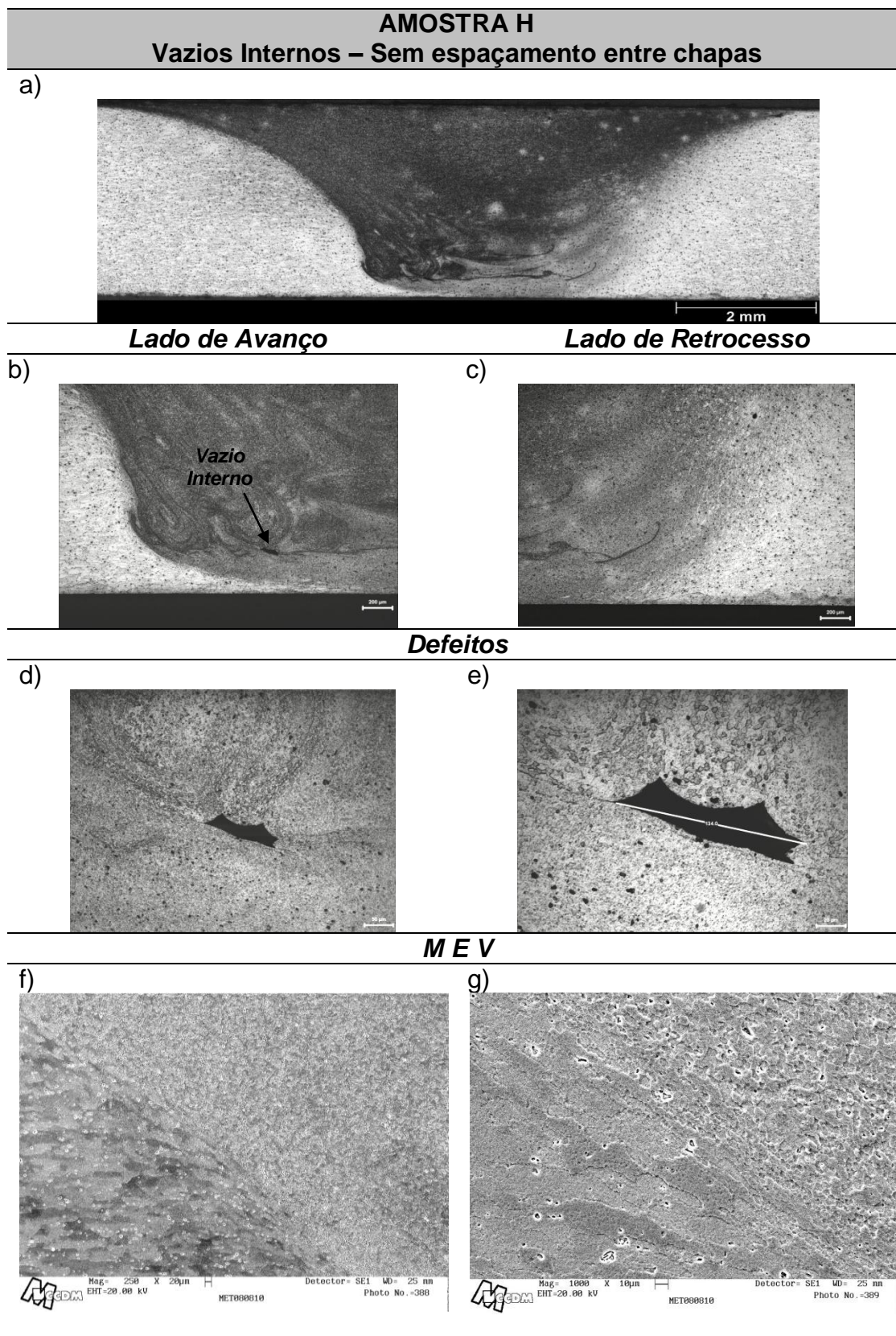


Figura 4.3 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra H.

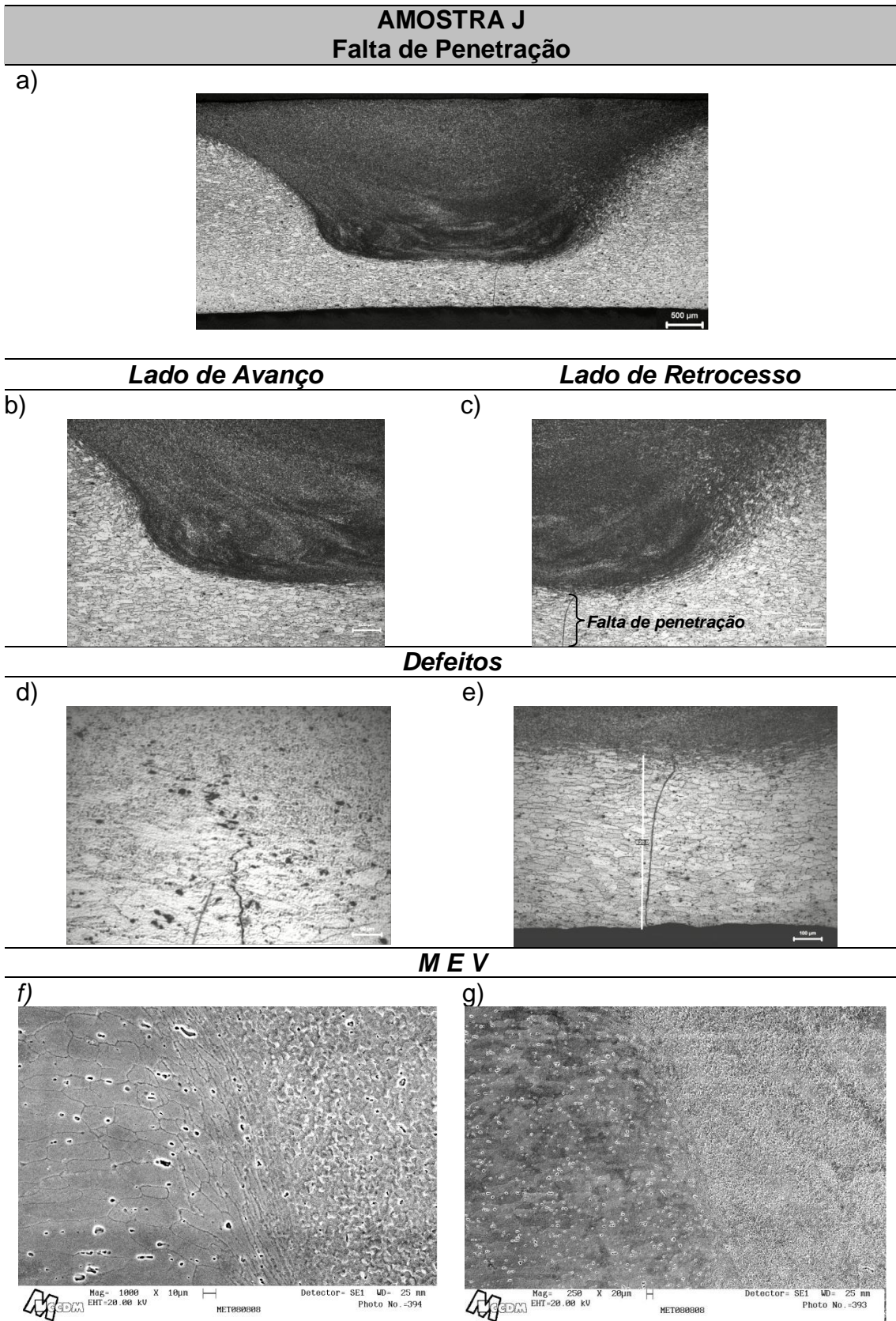


Figura 4.4 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra J.

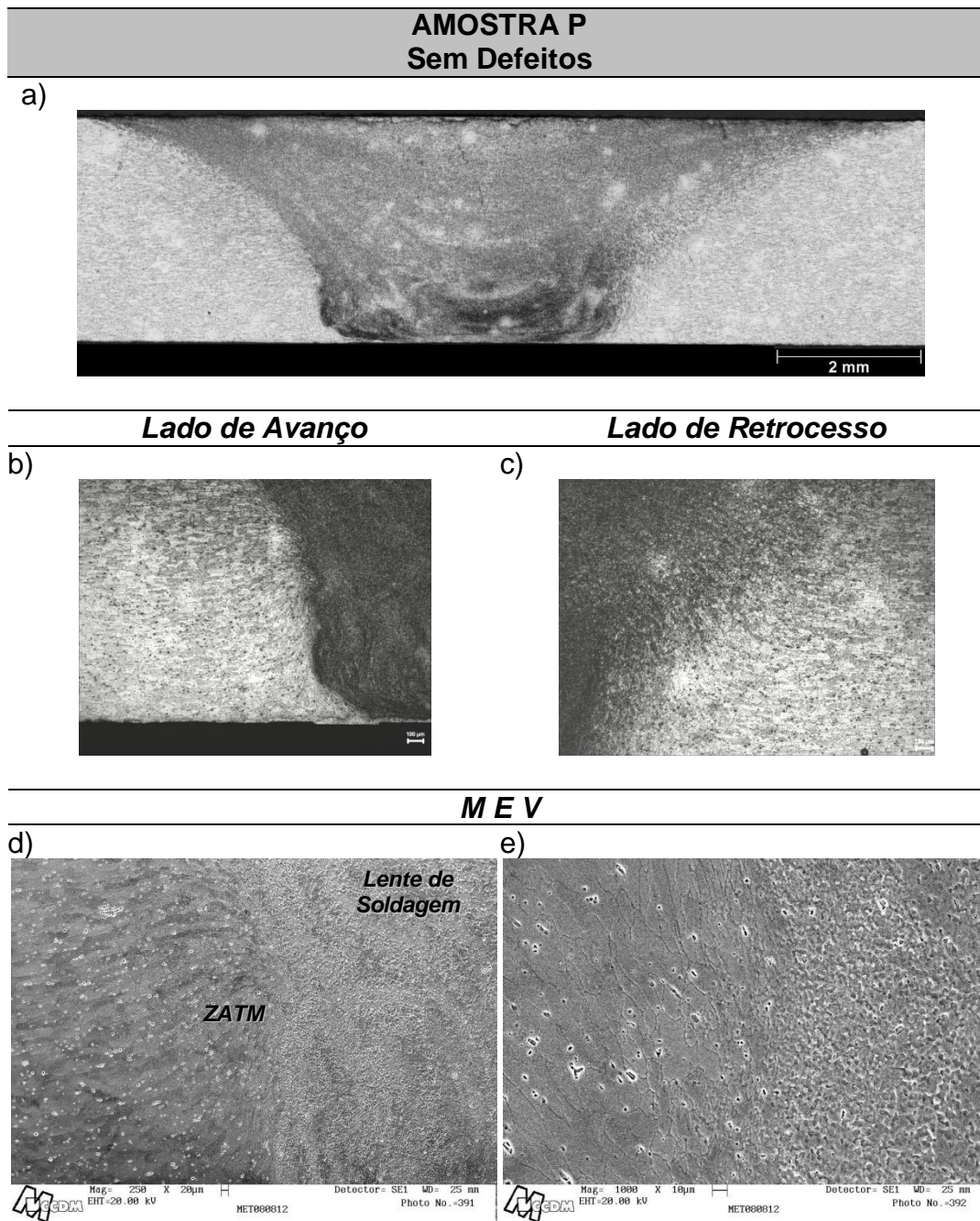


Figura 4.5 Macrografia e microestruturas obtidas da amostra P.

4.2.2 Ensaio de Microdureza

Através do comportamento do perfil de microdureza das quatro condições investigadas foi possível avaliar as diferenças metalúrgicas ocorridas no material quando alterados os parâmetros de soldagem durante o processo de soldagem por FSW. Além disso, o perfil de microdureza auxilia na

determinação da largura da ZAT e na avaliação dos efeitos da temperatura a diferentes distâncias do centro solda [36].

A Figura 4.6 ilustra uma amostra representativa após a realização do ensaio de microdureza e a Figura 4.7 os resultados dos ensaios com as curvas de microdureza obtidas para as condições investigadas. Na literatura pode ser encontrado o mesmo comportamento do perfil de microdureza da liga da série 6013 soldadas por FSW mesmo utilizando parâmetros de soldagem distintos [62].

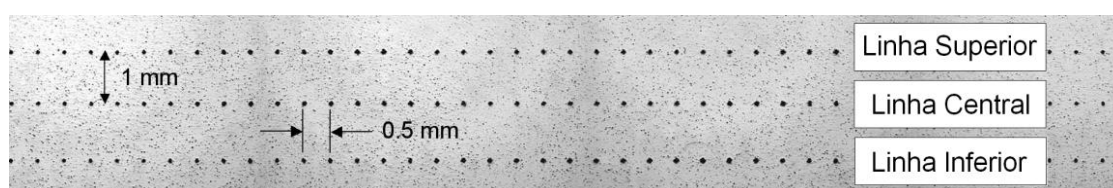


Figura 4.6 Amostra após ensaio de microdureza.

Pela análise das curvas obtidas, observa-se que os valores de microdureza das juntas soldadas são inferiores quando comparados ao metal de base, independente do tipo de defeito presente, parâmetros utilizados e região analisada.

Cada curva apresenta uma queda abrupta nos valores de microdureza ao cruzar a região da ZAT (em ambos os lados da junta) em direção ao centro de cada solda. Como dito anteriormente, a temperatura é o único fator que influencia diretamente na ZAT e, conseqüentemente, as propriedades mecânicas do material adquiridas pelo tratamento térmico T6 (envelhecimento artificial) são alteradas, ou seja, o material acaba sofrendo uma perda significativa de resistência mecânica quando comparada ao material de base.

De acordo com Ericsson [55], a queda de microdureza na condição T6 no começo do ZAT é uma consequência da dissolução dos precipitados endurecedores onde uma dureza mínima é alcançada. Embora não investigado mais detalhadamente neste trabalho, esta perda de resistência mecânica ocorre devido aos precipitados endurecedores que sofreram dissolução no interior da matriz devido ao calor gerado pela fricção da ferramenta com as chapas. Deste modo, a movimentação de discordâncias na região é favorecida,

refletindo assim em uma diminuição substancial nos valores de microdureza em todas as condições.

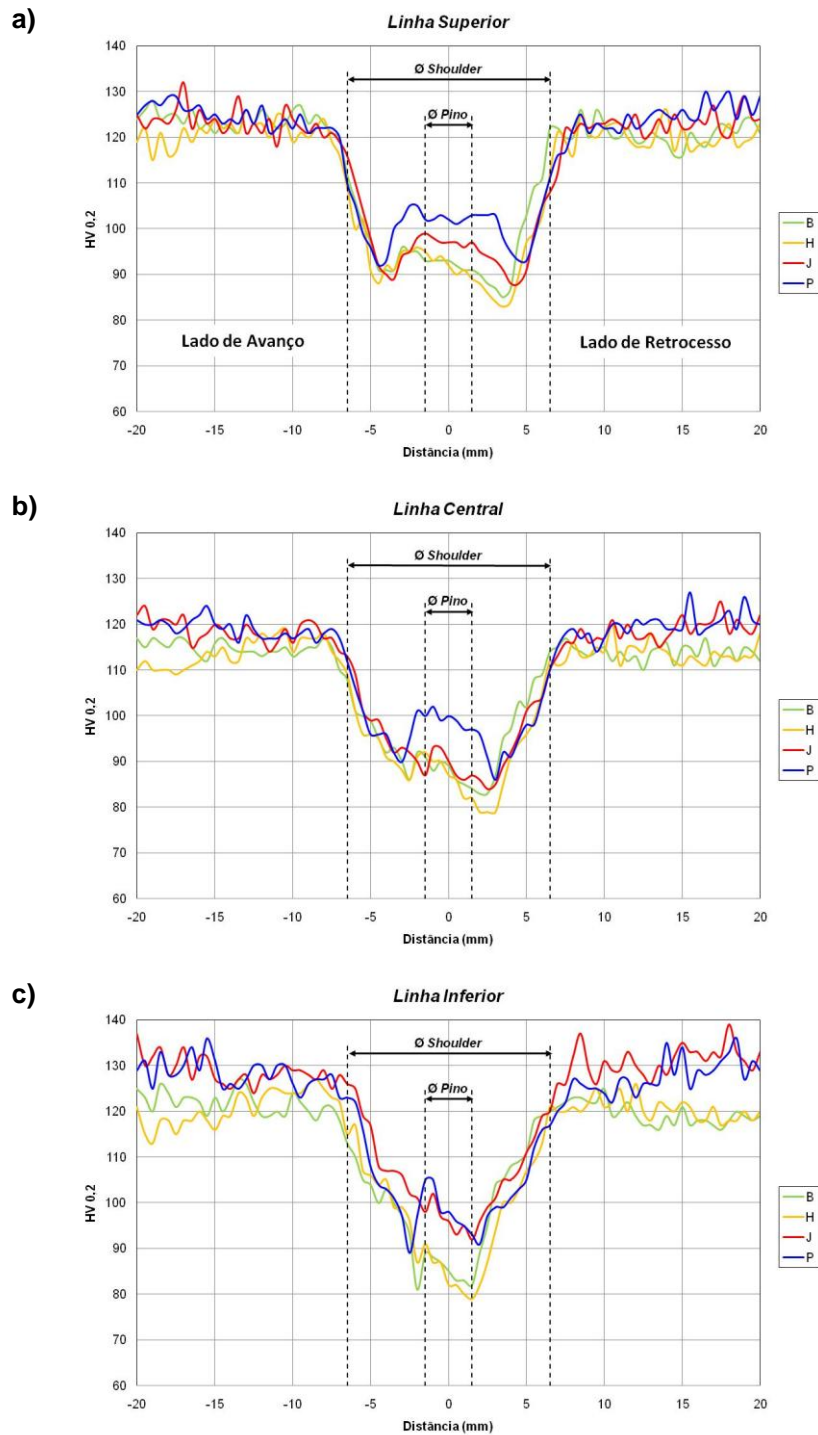


Figura 4.7 Perfil de microdureza das amostras ensaiadas.

Pode ser visto em todas as condições que os valores de microdureza aumentam na região da lente de soldagem, especialmente nas linhas superior e central. Este aumento é devido à influência da elevada taxa de deformação atingida durante o processo de soldagem, que acaba recristalizando os grãos da lente de soldagem, aumentando assim a resistência mecânica.

Outro fator atuante no aumento de resistência mecânica é a temperatura desenvolvida também durante a soldagem, que atua na solubilização dos precipitados e sua reprecipitação no interior da lente de soldagem. Embora a recristalização e a reprecipitação aconteçam, a dureza nessa região ainda é menor que a encontrada no metal de base uma vez que boa parte dos precipitados continuam dissolvidos na matriz, permanecendo em solução sólida.

As medidas de microdureza para a linha superior (ver Figura 4.7.a) apresentam valores de microdureza mais elevados em comparação aos valores encontrados para a linha central e linha inferior, Figuras 4.7.b e 4.7.c respectivamente. Isto já era esperado, uma vez que a geração de calor nesta região (abaixo do *shoulder*) pode ser considerada como a mais alta alcançada, pois o *shoulder* e a superfície das chapas estão em contato direto e o aquecimento promovido pela fricção entre essas partes é conseqüentemente maior.

Além das altas temperaturas alcançadas nessa região serem as maiores, a taxa de deformação localizada nesta região também é muito elevada. Neste caso, as ações combinadas entre temperatura e deformação plástica promovida pelo pino e pelo *shoulder* conferem melhores condições de recristalização e reprecipitação na região, que reflete diretamente no aumento de resistência mecânica evidenciado pelos valores de microdureza.

Segundo Sato e Lomolino [63,64] o lado de retrocesso sempre apresenta propriedades mecânicas menores do que o lado de avanço. Isto ocorre devido às altas temperaturas atingidas no lado de retrocesso quando comparada ao lado de avanço, evidenciado por tamanhos de grãos maiores.

A Figura 4.7.b apresenta os perfis de microdureza medidos na linha central de cada amostra soldada, onde é possível observar que valores mais

elevados de microdureza são os obtidos pela amostra sem defeitos, ou seja, amostra P.

É verificado também que o perfil de microdureza em “W” é menos pronunciado do que aquele medido na linha superior. Tal comportamento sugere que esta região sofreu uma influência menor da temperatura quando comparada a medida na linha superior, independente da condição soldada.

Por fim, observando a linha inferior para todas as condições investigadas, Figura 4.7.c, é possível verificar que existem variações mais significativas tanto em valores de microdureza e quanto ao formato do perfil em “W”, onde este perfil é quase que inexistente. Este comportamento pode ser um indicativo do efeito da temperatura alcançada nesta região ser inferior a atingida pela linha superior, dificultando a recristalização de grãos e reprecipitação.

4.2.3 Ensaio de Tração

Através dos resultados do ensaio de tração realizado foi possível avaliar as propriedades mecânicas das juntas soldadas para cada condição avaliada, permitindo assim uma comparação entre os parâmetros de soldagem e defeitos obtidos.

A Figura 4.8 apresenta graficamente os resultados do ensaio de tração de um corpo de prova representativo para cada condição ensaiada, inclusive para o material de base. Nota-se nesta Figura que as curvas de tração das condições B e H estão sobrepostas, pois os resultados obtidos nestas duas condições foram muito semelhantes.

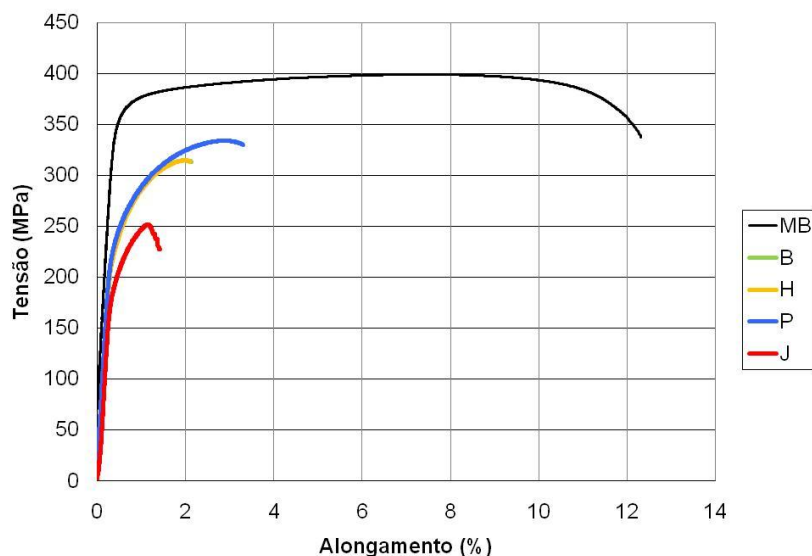


Figura 4.8 Curvas de tração para cada condição avaliada.

A partir dos resultados obtidos de carga versus deformação, foram determinados os dados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento, para cada corpo de prova e calculada as respectivas médias e desvios padrão.

A Tabela 4.3 apresenta as médias e desvios padrão dos resultados de cada condição e a Figura 4.9 ilustra graficamente a variação os valores de desvio padrão obtidos para cada propriedade determinada. No apêndice deste trabalho podem ser encontrados todos os resultados dos ensaios de tração de cada condição avaliada, inclusive os resultados das chapas extras soldadas para a usinagem dos corpos de prova complementares utilizados no ensaio de fadiga.

Tabela 4.3 Resultado do ensaio de tração das amostras.

Amostra	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
Material de Base	361 ± 0,6	399 ± 0,1	11,9 ± 0,19
B	241 ± 5,4	311 ± 9,6	2,1 ± 0,32
H	245 ± 1,6	314 ± 1,0	2,1 ± 0,03
J	208 ± 0,9	249 ± 3,6	1,4 ± 0,04
P	248 ± 1,4	332 ± 1,5	3,3 ± 0,19

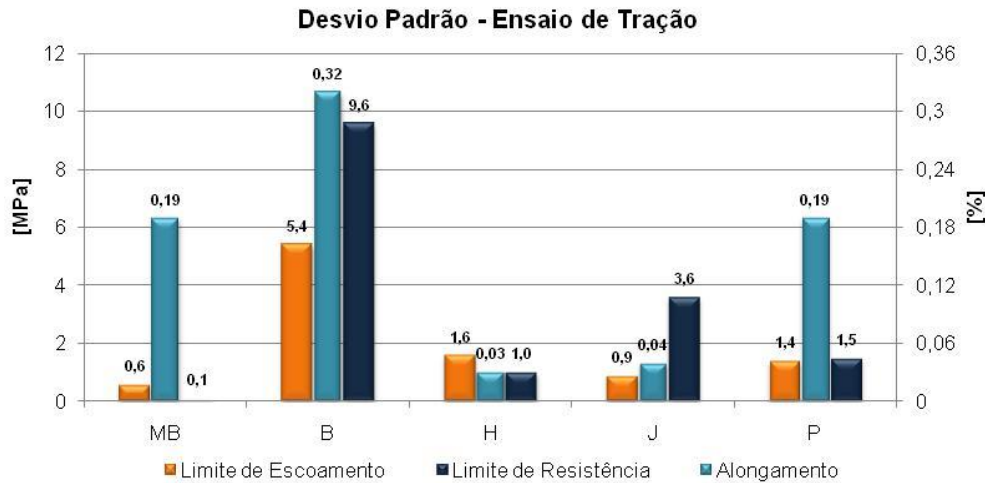


Figura 4.9 Desvios dos valores obtidos no ensaio de tração.

Pela análise dos dados acima mostrados, pode ser observado não somente uma diferença entre os valores obtidos, mas uma variação marcante dos desvios obtidos entre os corpos de prova ensaiados para uma mesma condição, como é o caso da condição B, que foi soldada com espaçamento entre chapas e apresenta vazios internos na lente de soldagem. Esta condição apresenta os maiores desvios entre os resultados de limite de resistência, limite de escoamento e alongamento quando comparados as outras condições.

Essa variação é um forte indicativo da influência da abertura entre placas intencionalmente provocada durante a soldagem da condição B. Uma vez que os desvios encontrados na condição H (condição soldada com mesmos parâmetros da amostra B, porém sem espaçamento entre chapas) apresentam variação no limite de escoamento e limite de resistência de apenas 1,6 MPa e 1,0 MPa, respectivamente.

Para uma comparação mais efetiva dos resultados de tração foram determinadas as eficiências das propriedades obtidas da juntas soldadas em relação às propriedades do material de base, onde é calculada pela equação 4.1:

$$\text{Eficiência (\%)} = \frac{\text{Propriedade Solda}}{\text{Propriedade Metal de Base}} \times 100 \quad (\text{Equação 4.1})$$

A Figura 4.10 apresenta as eficiências calculadas para as propriedades de alongamento e limite de resistência das condições investigadas. Pode-se observar que a condição que não apresenta defeitos na junta (amostra P) exibe as melhores eficiências de propriedades mecânicas, ou seja, eficiências de 83% para o limite de resistência e 28% para o alongamento.

Nota-se que no alongamento que as soldas apresentam em geral valores muito menores do que o obtido pelo metal de base, isto se deve ao fato que durante a soldagem por FSW as propriedades metalúrgicas do metal de base são alteradas, devido às altas temperaturas e taxas de deformação aplicadas ao material para a realização da junta soldada.

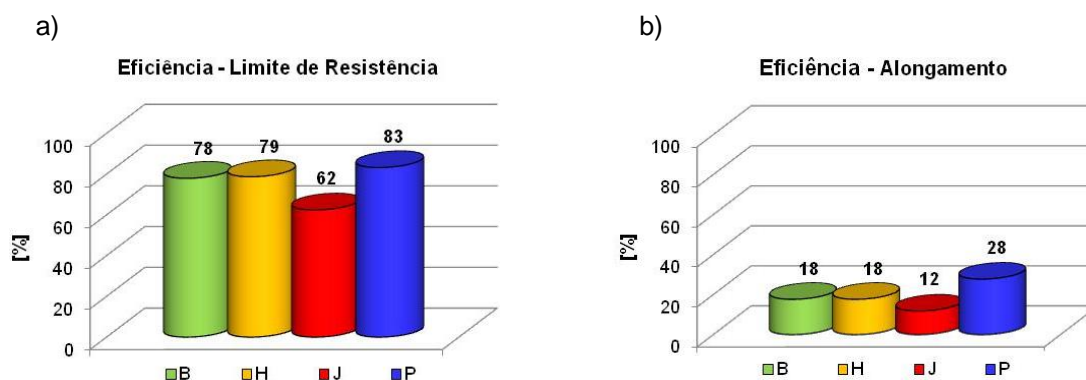


Figura 4.10 Gráficos de eficiência das soldas nas condições ensaiadas.

Uma diferença muito pequena foi observada entre as eficiências das soldas que foram soldadas com e sem espaçamento entre chapas (amostras B e H respectivamente). Porém a condição J, que apresenta falta de penetração, obteve os piores resultados de eficiência, 62% para limite de resistência e 12% para alongamento.

Após a execução do ensaio de tração, os corpos de prova ensaiados foram submetidos a análise das regiões de rompimento e superfície de fratura via estereomicroscopia óptica. Na literatura [51,56,57] encontra-se informações sobre as regiões de fratura nos corpos de prova de tração, onde é esperado que todas as rupturas ocorram na zona da transição entre ZAT e ZATM das juntas devido a diminuição brusca nos valores de dureza, especialmente no lado de retrocesso. As Figuras de 4.11 à 4.14 apresentam as macrografias e fratógrafias das regiões fraturadas.

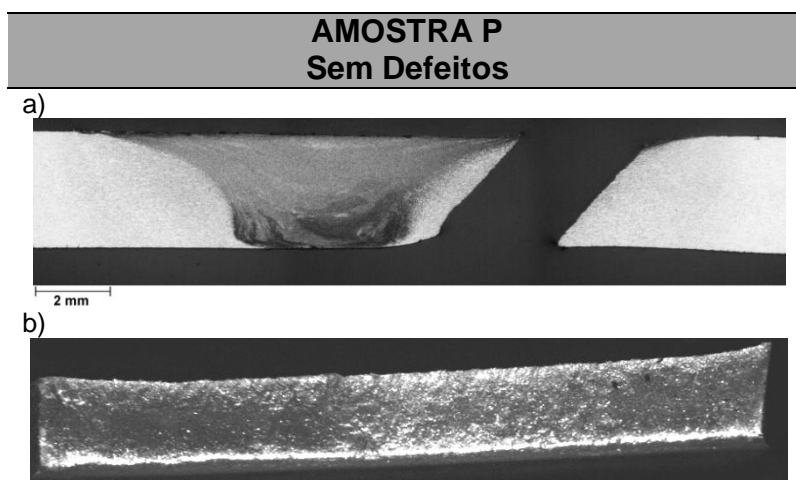


Figura 4.11 Macrografia/fratografia da amostra P após ensaio.

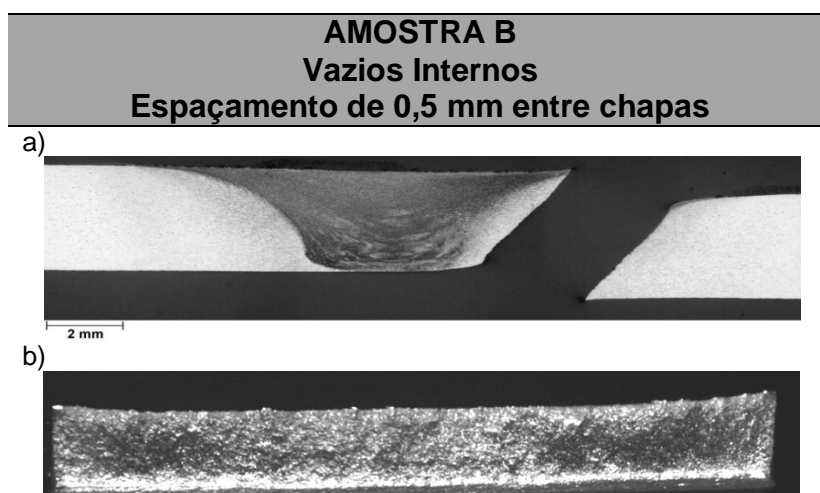


Figura 4.12 Macrografia/fratografia da amostra B após ensaio.

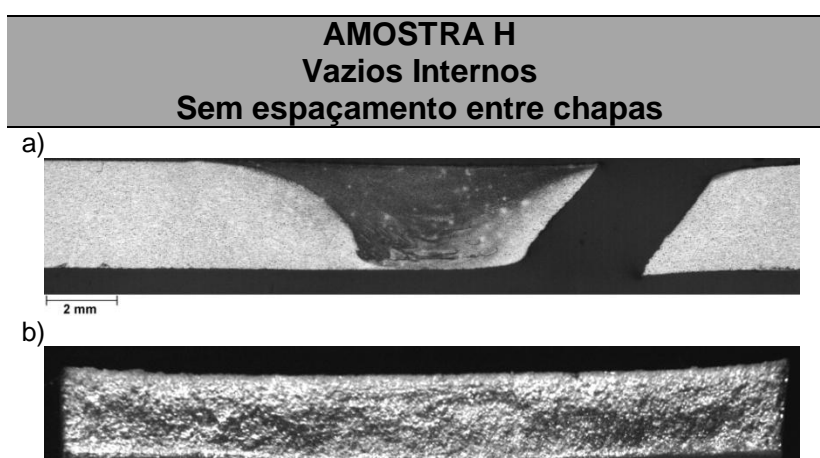


Figura 4.13 Macrografia/fratografia da amostra H após ensaio.

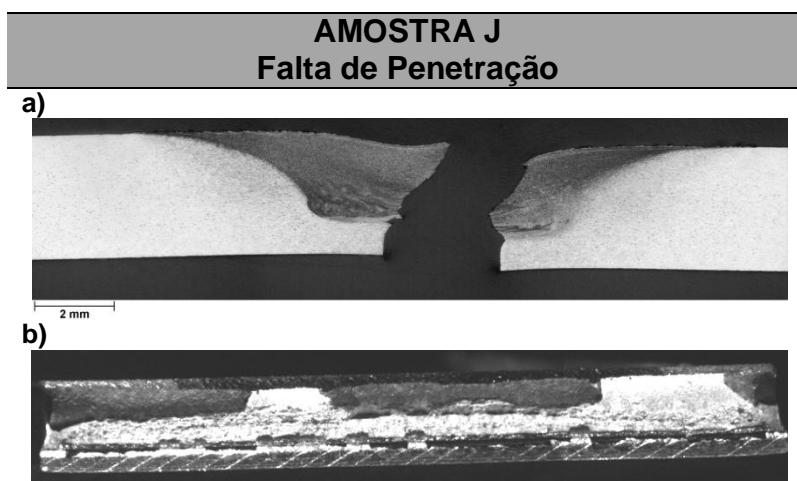


Figura 4.14 Macrografia/fratografia da amostra J após ensaio.

Todos os corpos de provas das condições que apresentam vazios internos e ausência de defeito, ou seja, condições B, H e P romperam no lado de retrocesso. Enquanto a condição que apresenta falta de penetração (condição J), a ruptura ocorreu no centro do cordão de solda.

Como já discutido anteriormente, os locais de fratura dos corpos de prova ocorreram no lado de retrocesso e na região de transição ZAT / ZATM, região menos resistente mecanicamente conforme mostrado pelas Figuras 4.11, 4.12 e 4.13. A presença de vazios no interior da junta não revelou qualquer contribuição para a fratura dos corpos de prova quando comparados a solda sem defeitos.

Deve ser lembrado novamente que a presença de vazios internos nas juntas soldadas se encontra no lado de avanço, e é resultante do efeito combinado entre a falta de tensão axial exercida pelo *shoulder* e pela razão velocidade de rotação/velocidade de soldagem utilizadas.

Entretanto na condição J, pode ser visto claramente que a presença de falta de penetração na junta resultou na fratura do corpo de prova exatamente onde se encontrava o defeito, ou seja, no meio da junta soldada conforme mostrado na Figura 4.14. A fratura destes corpos de prova deve-se a uma região concentradora de tensão ocasionada pela falta de penetração do pino da ferramenta, localizada na interface da região soldada e não soldada.

As superfícies de fratura em todos os corpos de prova com exceção da condição com falta de penetração indicam a morfologia clássica de fratura dútil como mostrado pelo item (b) das Figuras 4.11, 4.12 e 4.13. É possível ser observado também na condição J (Figura 4.14.b) que a presença da falta de penetração teve influência direta na morfologia da fratura do corpo de prova, devido a área não soldada da junta, refletindo diretamente nas baixas propriedades mecânicas encontradas.

4.2.4 Ensaio de Fadiga

Através da realização deste ensaio foi possível avaliar a influência dos defeitos investigados no comportamento à fadiga das juntas soldadas. Além da avaliação do comportamento em fadiga de todas as condições soldadas, foi avaliada também a vida em fadiga do material de base, ou seja, da liga 6013-T6.

Apesar deste dado já estar disponível na literatura [64,65], este parâmetro foi quantificado com o objetivo de avaliar comparativamente eventuais perdas nas propriedades mecânicas das condições soldadas.

Os resultados obtidos do ensaio para o material de base foram tratados estatisticamente através de regressão linear com um nível de confiabilidade de 50% para construção das curvas SN. Os valores obtidos estatisticamente são coerentes aos encontrados na literatura e garantem confiabilidade ao tratamento estatístico aplicado, deste modo podendo ser estendido às condições soldadas.

Todos os dados obtidos em todos os ensaios foram plotados em um gráfico de tensão máxima versus número de ciclo, usando escala bi-logarítmica para uma melhor representação gráfica. A Figura 4.15 e a Tabela 4.4 apresentam o gráfico e os resultados obtidos para o material de base.

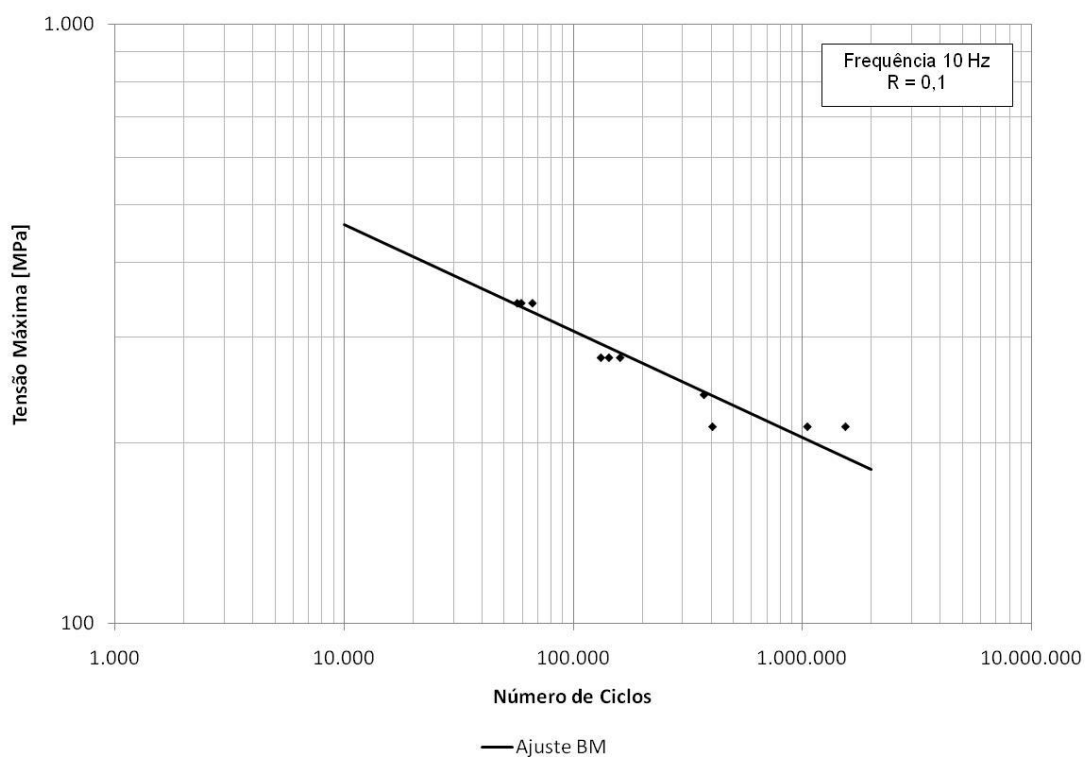


Figura 4.15 Curva de fadiga para o material 6013-T6.

Os resultados obtidos confirmam aos encontrados na literatura [60,65], como por exemplo, a 10^5 e 10^6 ciclos as tensões são aproximadamente 307 e 204 MPa, respectivamente.

Tabela 4.4 Resultado do ensaio para o material 6013-T6.

Corpo de Prova	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	Número de Ciclos
SNMB-01	342,6	59.160
SNMB-02	342,6	66.220
SNMB-03	342,6	56.790
SNMB-04	277,8	159.870
SNMB-05	277,8	142.860
SNMB-06	277,8	131.770
SNMB-07	240,7	371.560
SNMB-08	213,0	1.542.060
SNMB-09	213,0	404.750
SNMB-10	213,0	1.051.400

As Tabelas com os resultados obtidos experimentalmente para todas as condições são apresentadas no apêndice E no final deste trabalho, onde os níveis máximos de tensão são apresentados em ordem decrescente. Os valores de tensão foram calculados dividindo a força aplicada pela área transversal do corpo de prova, usando como valor de espessura 2,6 mm para todos os corpos de prova. Além disso, o intervalo que determinou a fratura por fadiga variou de 10.000 a 2.000.000 ciclos.

Com base nos dados das Tabelas E.1 a E.4 foi possível estabelecer o gráfico com as curvas SN e avaliar a influência das variáveis já citadas nas propriedades mecânicas das juntas soldadas, conforme mostra a Figura 4.16.

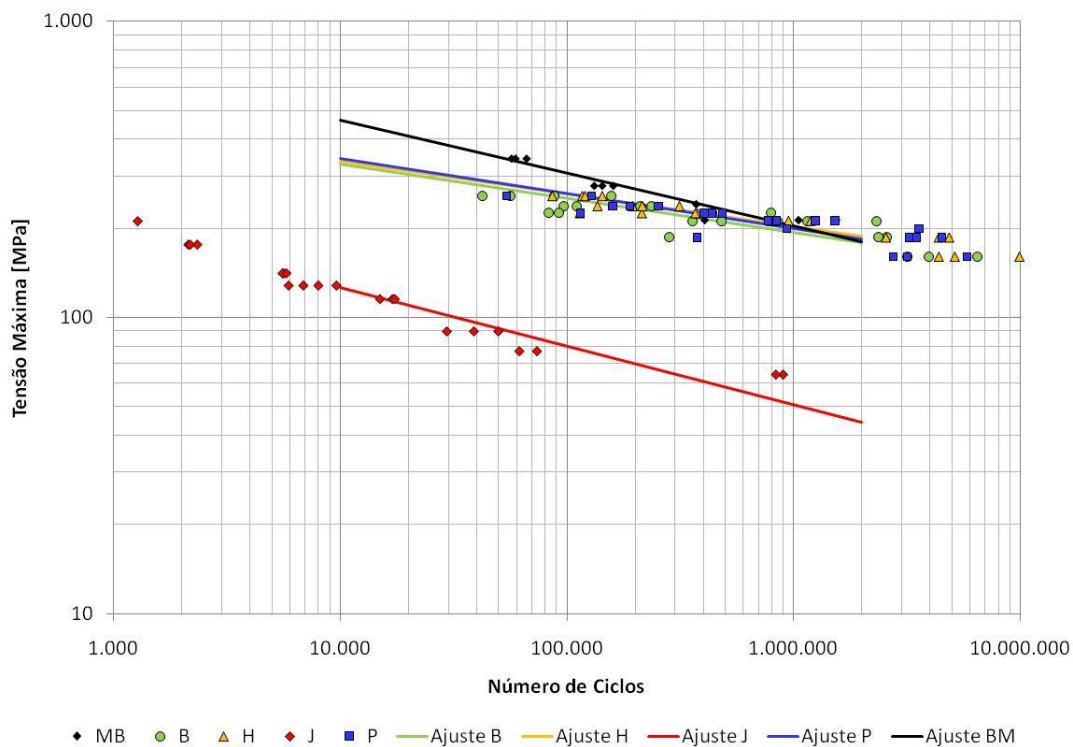


Figura 4.16 Curvas SN de todas as amostras.

A Tabela 4.5 apresenta alguns valores estimados de tensões e números de ciclos em relação às condições soldadas.

Tabela 4.5 Tensões estimadas para as curvas de fadiga.

Ciclos	Tensão (MPa)				
	MB	B	H	J	P
10.000	462	329	337	126	345
100.000	307	252	262	80	262
2.000.000	180	179	188	44	184

Analisando a Figura 4.16 nota-se uma diferença no comportamento entre a curva de ajuste da condição que apresenta como defeito, a falta de penetração, em relação às demais, principalmente em relação ao nível de tensão atingido. Com relação as outras condições, a variação do comportamento em fadiga das juntas não foi grande, sendo os maiores valores obtidos foram para a condição sem defeitos, ou seja, para a condição P. Como já explicado anteriormente, esta condição apresentou melhores propriedades mecânicas devido a um maior aporte térmico, produzindo assim uma junta soldada mais resistente devido a sua microestrutura na lente de soldagem ser mais refinada.

Pela análise dos resultados presentes na Tabela 4.5, as condições que apresentam vazios internos ou ausência de defeitos, ou seja, condições B, H e P, apresentaram valores de tensão muito semelhantes, independente do defeito presente e número de ciclos atingido. Indicando apenas que a amostra sem defeitos foi a que apresentou melhores resultados seguidos pelas amostras H e B. Como já era esperada, a condição com falta de penetração apresentou os piores resultados como já havia sido evidenciado pelos ensaios mecânicos anteriores. Pode ser observado também que a presença de abertura entre chapas da condição B não afetou significativamente o comportamento em fadiga, como evidenciado pelos valores de tensão na Tabela 4.5.

Após a realização do ensaio de fadiga, todos os corpos de prova foram submetidos a uma análise visual qualitativa das superfícies de fratura, onde foi possível observar que a ruptura ocorreu na grande maioria deles na região da

junta soldada. Apenas um corpo de prova apresentou superfície de fratura atípica das demais analisadas, que foi o corpo de prova SNB-05 retirado da região inicial do cordão soldado.

Este corpo de prova resistiu apenas a 10 ciclos de carregamento antes da sua ruptura total. Tal comportamento pode ser explicado devido a possíveis instabilidades de processo no início da realização da soldagem das juntas, caracterizado pela distribuição ineficiente de material para a produção da junta soldada, conforme ilustrado pelo perfil em “zig-zag” de material na Figura 4.17. Já a Figura 4.18 ilustra um corpo de prova representativo da superfície de fratura do restante das condições ensaiadas.

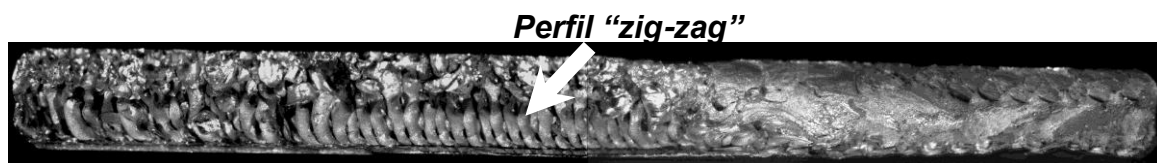


Figura 4.17 Superfície do corpo de prova SNB-05.

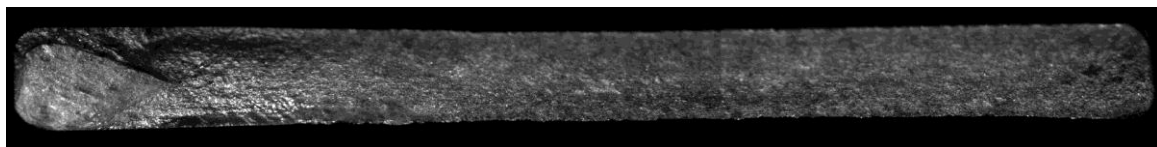


Figura 4.18 Superfície do corpo de prova SNB-14.

Após ruptura por fadiga, alguns corpos de prova SN foram escolhidos para avaliação da superfície de fratura. Essa avaliação foi realizada via microscopia eletrônica de varredura, devido a alta capacidade de aumento e resolução visando identificar a influência do tipo de defeito na ruptura do corpo de prova. As Figuras 4.19, 4.20, 4.21 e 4.22 apresentam as superfícies de fratura dos corpos de prova representativos das condições B, H, J e P respectivamente.

AMOSTRA B
Vazios Internos
Espaçamento de 0,5 mm entre chapas

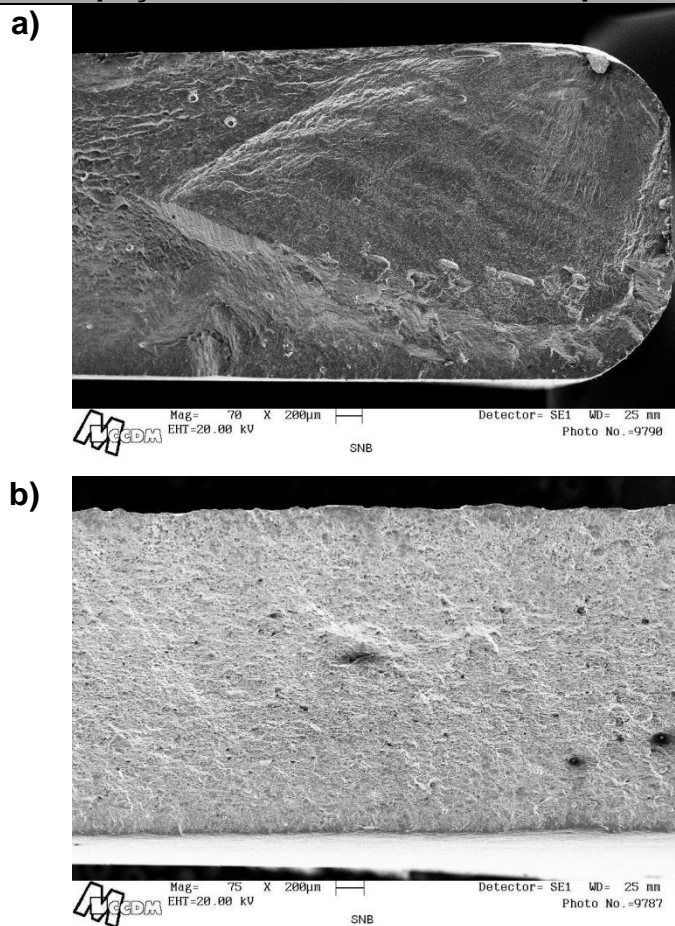


Figura 4.19 Fratografia do corpo de prova SN da amostra B.

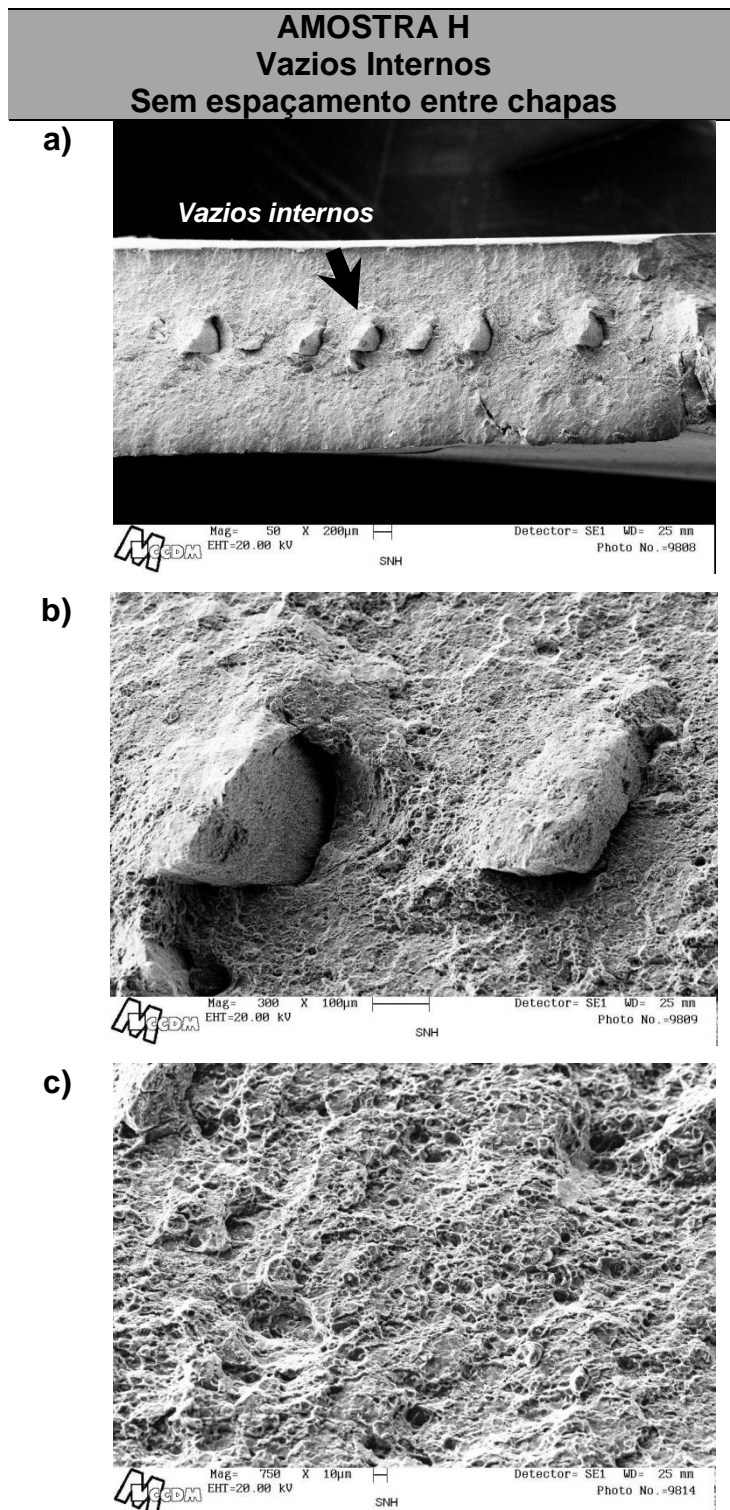


Figura 4.20 Fratografia do corpo de prova SN da amostra H.

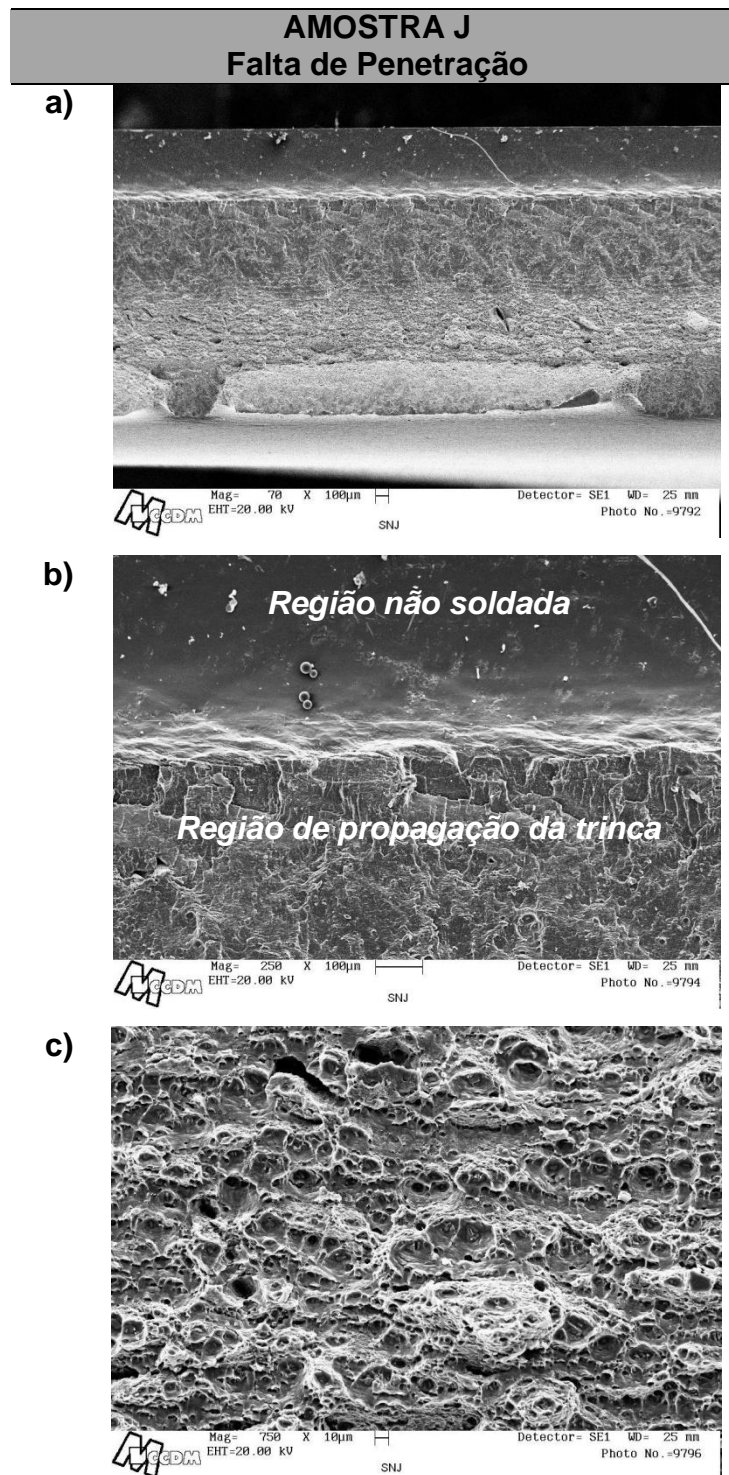
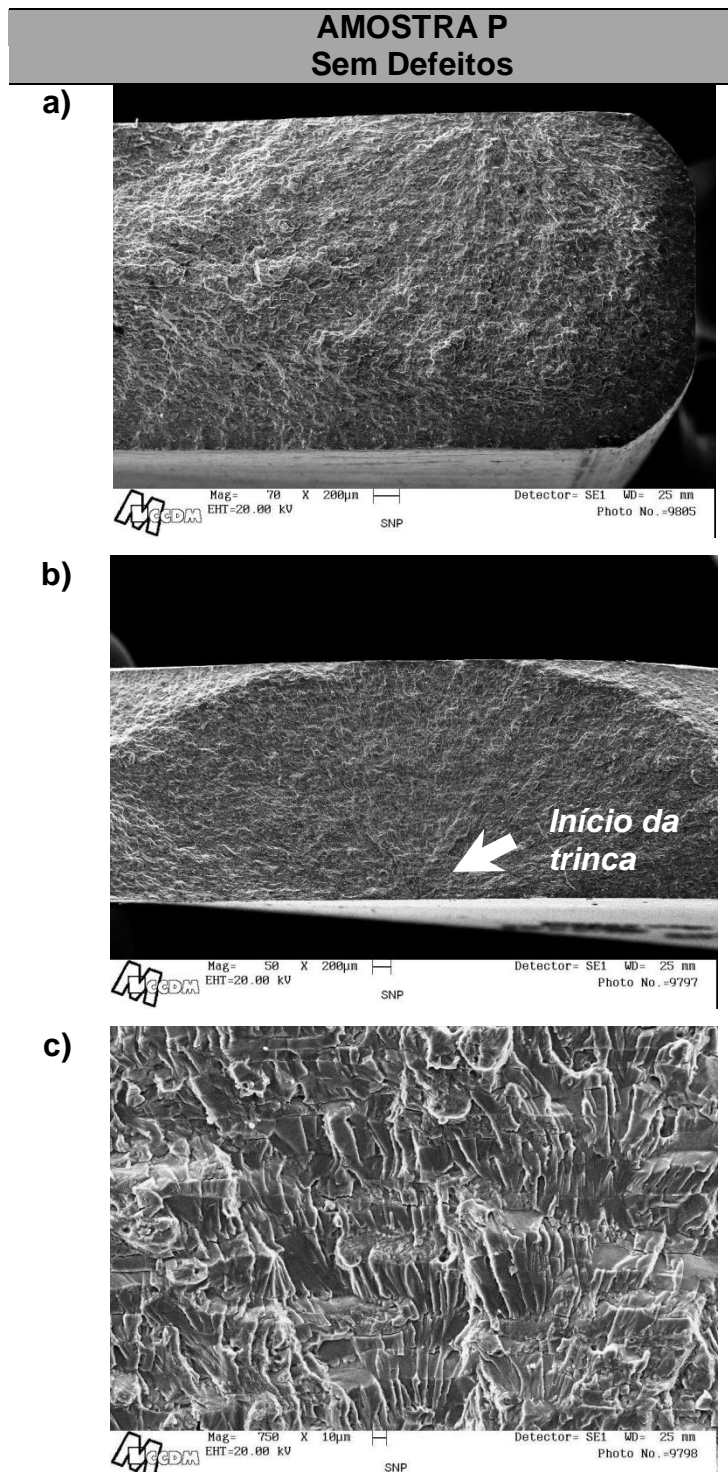


Figura 4.21 Fratografia do corpo de prova SN da amostra J.



Os corpos de prova ensaiados por fadiga apresentaram as mesmas características de fratura, contudo algumas condições apresentaram algumas particularidades em virtude dos parâmetros utilizados na soldagem.

A Figura 4.19 representa as superfícies de fratura da amostra B, que foi soldada com espaçamento entre chapas e apresenta vazios na junta. Nela, pode ser interpretada que a fratura ocorreu região de menor dureza, pois não é evidenciada nenhuma presença de vazios na superfície do corpo de prova. As mesmas características da superfície de fratura para a condição sem defeitos, podem ser verificadas pela Figura 4.22.

Enquanto que na condição H, que apresenta vazios internos na junta e soldada sem espaçamento entre chapas, a fratura ocorreu no lado de avanço, na região onde podem ser encontrados os vazios internos a lente de soldagem, como já evidenciado pela análise metalográfica. Os itens (a) e (b) da Figura 4.20 apresentam em detalhes a morfologia desses vazios na superfície de fratura. Como pode ser visto esses vazios se distribuem uniformemente ao longo de toda a junta soldada, apresentando entre si forma e tamanhos muito semelhantes.

No caso da condição J, que apresenta falta de penetração como defeito a fratura do corpo de prova ocorreu novamente na região central do cordão, no mesmo local da fratura obtida no ensaio de tração, como mostra a Figura 4.21. Este resultado mostra como a falta de penetração apresenta um papel preponderante na nucleação e propagação da trinca, provocando a fratura do corpo de prova precocemente devido a região soldada não estar totalmente desenvolvida em relação a espessura da chapa, atuando como um concentrador de tensões. A curva SN desta condição confirma o que foi dito, mostrando que a resistência à fadiga é bastante prejudicada quando este defeito esta presente na junta soldada, sendo o defeito mais crítico dos avaliados neste trabalho.

No caso dos ensaios realizados nas condições com defeitos em volume, ou seja, com vazios internos, a região de ruptura dos corpos de prova ocorre tanto na região do defeito quanto na região de menor dureza. Deste modo, a sua presença na junta evidencia a influência negativa ao comportamento em fadiga dessas juntas. Contudo, a gravidade deste defeito mostra-se muito inferior quando comparado a presença de falta de penetração na raiz.

5 CONCLUSÕES

Este trabalho teve como escopo principal avaliar a influência de defeitos presentes em juntas soldadas em chapas de 3 mm da liga de alumínio 6013-T6, soldadas pelo processo *Friction Stir Welding*. Através da análise dos resultados obtidos pode-se concluir que:

1. As microestruturas formadas estão de acordo com as encontradas na literatura, porém em três das quatro condições investigadas pode ser verificada a presença de defeitos ao longo da junta soldada em virtude dos parâmetros de soldagem adotados. Nas duas primeiras condições avaliadas os defeitos encontrados são vazios internos a lente de soldagem, localizados no lado de avanço, na terceira condição a falta de penetração ocorre na raiz da junta e na quarta condição não foi verificada a presença de defeitos.
2. No ensaio de microdureza, foi observada uma redução nos valores de microdureza na região da junta soldada em todas as condições, onde a junta produzida sem defeitos apresentou valores mais elevados de microdureza. O perfil de microdureza medido na linha mais próxima do *shoulder* apresentou valores mais elevados para todas as condições.
3. O ensaio de tração revelou forte influência da presença de defeitos nas propriedades mecânicas das juntas investigadas. A amostra que continha falta de penetração na raiz apresentou resultados muito inferiores aos comparados com as outras três condições investigadas, devido especialmente ao efeito entalhe na junta, provocado pelo desenvolvimento incompleto da solda. As condições que apresentaram vazios internos a lente de soldagem apresentaram propriedades mecânicas muito semelhantes, porém não superiores as conseguidas pela condição sem defeito.
4. No ensaio de fadiga, a amostra que apresentou falta de penetração na raiz também apresentou o pior comportamento em fadiga. Enquanto que as outras condições apresentaram resistência a fadiga muito semelhantes, independente da presença de defeitos na junta. A amostra

sem defeito foi a que apresentou resultados mais elevados de resistência a fadiga.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

1. Estudar a influência da geometria da ferramenta na geração de defeitos, a fim de avaliar o mecanismo de fluxo de material na produção de juntas soldadas utilizando os mesmos parâmetros.
2. Alterar os parâmetros de soldagem visando ampliar a produção de defeitos volumétricos e assim avaliar suas propriedades mecânicas a partir de sua dimensão.
3. Avaliar os ciclos térmicos das condições soldadas em relação a espessura da chapa e distância do cordão de solda visando ampliar a investigação sobre sua influência nas propriedades mecânicas e microestruturais.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ABAL - Associação Brasileira do Alumínio. Boletim eletrônico. 12ª Edição. Disponível em: <www.abal.org.br>. Acesso em: 05 fev. 2008.
- [2] IAI - International Aluminium Institute. Improving sustainability in the transport Sector Through Weight Reduction and the Application of Aluminium. Disponível em: <www.world-aluminium.org>. Acesso em: 05 fev. 2008.
- [3] MATSUMOTO, K.; SASABE, S. Lap joints of aluminium alloys by friction stir welding. 3rd International Friction Stir Welding Symposium, Kobe Steel Ltda. Japan. 2004.
- [4] MENDEZ, P.F.; EAGAR, T.W. New trends in welding in the aeronautic industry. 2nd Conference of New Manufacturing Trends, Bilbao, Spain, November 19 - 20, 2002.
- [5] BENAVIDES, S. Low temperature friction stir welding of 2024 aluminium. Scripta Materialia, v.41, n.8 p.809-815, 1999.
- [6] HAASE, I.; NOCKE, K.; WORCH, H.; ZOUHAR, G.; TEMPUS, G. Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten der Aluminiumlegierung AA6013-T6 in korrosivem Medium. Praktische Metallographie. vol. 38, no3, p. 119-137. 2001.
- [7] SMITH, W.F. Princípios de ciência e engenharia de materiais. 3ª Edição. McGraw-Hill de Portugal. Lisboa, Portugal. 1998.
- [8] The Aluminum Association Inc. Aluminum alloy: selection and applications. Washington, USA. p. 1-24. 1998.
- [9] European Aluminium Association. Disponível em: <www.aluminium.org>. Acesso em: 05 fev. 2008.
- [10] ASM Metals Handbook. Aluminium and aluminium alloys, ASM Specialty Handbook, J. R. Davis, Davis & Associates. Ohio, USA. 1996.
- [11] InfoMet. Disponível em: <www.infomet.com.br>. Acesso em: 22 jan. 2009.
- [12] KAUFMAN, J.G. Properties of aluminum alloys: tensile, creep, and fatigue data at high and low temperatures. ASM International. p. 305, Ohio, USA. 1999.
- [13] Matweb - Material Property Data. Disponível em: <www.matweb.com>. Acesso em: 10 jan. 2008.

- [14] Alcoa Mill Products. Disponível em: <www.millproducts-alcoa.com>. Acesso em: 22 jan. 2009.
- [15] JENISKI, R.A. The effect of iron and manganese on the recrystallization of hot rolled and solution heat treated aluminum alloy 6013. Metallurgical and Materials Transactions. 1996.
- [16] HATCH, J.E. Aluminum: Properties and physical metallurgy. ASM. Metals Park. USA. 1990.
- [17] MYHR, O.R.; GRONG, Ø.; ANDERSEN, S.J. Modelling of the age hardening behaviour of Al–Mg–Si alloys. Acta Materialia. Vol. 49. 2001.
- [18] MATHERS, G. The welding of aluminium and its alloys. Woodhead Publishing LTDA, 1ª edição, p.236, 2002.
- [19] KEARNS, W.H. Welding Handbook. Volume 4: Metals and their weldability. 7th Edition. American Welding Society. 1982.
- [20] PÓVOA, A.D. Soldagem de alumínio. Associação Brasileira de Soldagem. 1986.
- [21] DOS SANTOS, M.R. Caracterização de juntas sobrepostas dissimilares de ligas de alumínio 2024-T351 e 7075-T351 soldadas por Fricção Linear - FSW. Dissertação de Metrado UFSCar. São Carlos. 2004.
- [22] ALCAN - Alumínio do Brasil SA. Manual de soldagem. 1ª Edição. 1993.
- [23] MODENESI, P.J. Introdução à física do arco elétrico e sua aplicação na soldagem dos metais. Notas de Aulas. Universidade Federal de Minas Gerais. 151 páginas. 2007.
- [24] MODENESI, P.J. Soldabilidade de algumas ligas metálicas. Notas de Aulas. Universidade Federal de Minas Gerais. 26 páginas. 2007.
- [25] FELIZARDO, I. Processos de Fabricação por Soldagem. Notas de Aulas. Universidade Federal de Minas Gerais. 115 páginas. 2008.
- [26] TWI - The Welding Institute. Friction stir welding at TWI. Disponível em: <www.twi.co.uk/content/fswintro.html>. Acesso em: 15 Out. 2008.
- [27] KURI, M. P; DOS SANTOS, M, R.; ALCÂNTARA, N. G. DE; DOS SANTOS, J. F. Aplicações industriais de ligas de alumínio soldadas pelo processo de soldagem por Fricção Linear – FSW. 59º Congresso Anual da ABM – Internacional. Anais... São Paulo. Julho. 2004.

- [28] BHADESHIA, H.K.D.H. Joining of commercial aluminium alloys. In: Proceedings of International Conference on Aluminium (INCAL `03), Aluminium Association of India. Bangalore, India. 2003.
- [29] MATSUMOTO, K.; SASABE, S. Lap joints of aluminium alloys by friction stir welding. Proceedings 3rd International Friction Stir Welding Symposium. Kobe, Japan. 2001.
- [30] MATSUMOTO, K.; SASABE, S. Lap joints of aluminium alloys by friction stir welding. Proceedings 3rd International Friction Stir Welding Symposium. Kobe, Japan. 2001.
- [31] CHAO Y.J.; QI, X.; TANG, W. Heat transfer in friction stir welding - Experimental and numerical studies. Journal of Manufacturing Science and Engineering. Fevereiro. 2003.
- [32] ROSATO JR, A. Estrutura integral por soldagem por atrito "Friction Stir Welding - FSW - Requisitos básicos para o projeto estrutural. Dissertação de Mestrado. ITA. São José dos Campos-SP. 2003.
- [33] MISHRA, R.S.; MA, Z.Y. Friction stir welding and processing. Materials Science and Engineering. v. 50. Agosto. 2005.
- [34] BRANDIM, A.S.; ALCÂNTARA, N.G. Aspectos gerais de um novo processo de manufatura: Soldagem por fricção linear – SFL. 4ª Jornada Científica da UFSCar. Congresso de Pós Graduação. 2001.
- [35] ELANGO VAN, K.; BALASUBRAMANIAN, V. Influences of pin profile and rotational speed of the tool on the formation of friction stir processing zone in AA2219 aluminium alloy. Materials Science and Engineering. v. 459. 2007.
- [36] ELANGO VAN, K.; BALASUBRAMANIAN, V. Influences of tool pin profile and tool shoulder diameter on the formation of friction stir processing zone in AA6061 aluminium alloy. Materials and Design. 2007.
- [37] MIDLING, O.T. Material flow behaviour and microstructural integrity of Friction Stir Butt Weldments. The 4th International Conference On Aluminum Alloys. 1994.
- [38] CHAO, Y.J.; QI, X. Heat transfer and thermo-mechanical analysis of Friction Stir Joining of AA 6061- T6 plates. 1st International Symposium On Friction Stir Welding. USA. 1999.

- [39] XU, S.; DENG, X.; REYNOLDS, A.P.; SEIDEL, T.U. Finite element simulation of material flow in friction stir welding. *Science and Technology of Welding & Joining*. v. 6. 2001.
- [40] REYNOLDS, A.P. Flow visualization and simulation in FSW. *Scripta Materialia*. v. 58. Março. 2008.
- [41] DENG, X ; XU, S. Two-dimensional finite element simulation of material flow in the friction stir welding process. *Journal of manufacturing processes*. v. 6. 2004.
- [42] ARBEGAST, W.J. A flow-partitioned deformation zone model for defect formation during friction stir welding. *Scripta Materialia*. v. 58. Março. 2008.
- [43] ARBEGAST, W.J. Using process forces as a statistical process control tool for Friction Stir Welds. *Friction Stir Welding and Processing III*. 2005.
- [44] ARBEGAST, W.J. Friction stir welding and aircraft applications - Part I - What is FSW and FSSW?. University of North Dakota. Aerospace Fall Workshop. 2000.
- [45] ARBEGAST, W.J. Friction stir welding and processing - Current state of the art and needs for the future. XXXIII CONSOLDA - Congresso Nacional de Soldagem. 2007.
- [46] BACKLUND, J. Friction stir welding – Weld properties and manufacturing techniques. *Journal of Materials Processing Technology*. p. 11. 1997.
- [47] KURI, M.P. Efeito dos ciclos térmicos na microestrutura e nas propriedades mecânicas da liga de alumínio 2024-T351 soldada por FSW. Dissertação de Mestrado. UFSCar. São Carlos. 2006.
- [48] LEONARD, A.J.; LOCKYER, S.A. Flaw in friction stir welds. 4th International Symposium on Friction Stir Welding. USA. 2003.
- [49] SANTOS, T.; VILAÇA, P.S. Fusão de dados em ensaios não destrutivos utilizando decisão Fuzzy para a avaliação de soldas abtidas pelo processo de fricção linear. *Soldagem Inspeção*. São Paulo. v. 12. n. 3. 2007.
- [50] Aerospace Technology. Disponível em: <www.aerospace-technology.com>. Acesso em: 26 nov. 2008.
- [51] ZETTLER, R.; LOMOLINO, S. Study on root flaws in 4mm thick AA2024-T351 FSW joints. GKSS Forschungszentrum Geesthacht GmbH. 2004.

- [52] ZHOU, C.; YANG, X.; LUAN, G. Effect of root flaws on the fatigue property of friction stir welds in 2024-T3 aluminum alloys. School of Materials Science and Engineering. China. 2005.
- [53] ZHOU, C.; YANG, X.; LUAN, G. Effect of oxide array on the fatigue property of friction stir welds. School of Materials Science and Engineering. China. 2005.
- [54] SATO, Y.S.; YAMASHITA, F.; SUGIURA, Y.; PARK, S.H.C. FIB-assisted TEM study of an oxide array in the root of a friction stir welded aluminium alloy. Department of Materials Processing. Japan. 2003.
- [55] ERICSSON, M.; SANDSTROM, R. Fatigue of FSW AlMgSi-Alloy 6082. Materials Science Forum. p. 331-337. Suíça. 2000.
- [56] LOMOLINO, S.; TOVO, R.; DOS SANTOS, J.F. On the fatigue behavior and design curves of friction stir butt-welded Al alloys. GKSS Forschungszentrum. Alemanha. 2004.
- [57] SAAB, L.M.; KÄLLMAN, L. Mechanical properties of friction stir welds in thin sheet of aluminium 2024, 6063 and 7475. 2nd International Symposium on Friction Stir Welding, Gothenburg, Suécia. 2000.
- [58] RICHTER-TRUMMER, V.; TAVARES, S.M.O.; MOREIRA, P.M.G.P.; DE CASTRO, P.M.S.T. Friction stir welding of aluminium alloys and damage tolerance of integral monolithic structures. EURNEX ZEL 2008 - 16th International Symposium Railroads at the threshold of the third millennium. Junho. Žilina, Eslováquia. 2008.
- [56] ASTM standards, ASTM E3:2001 Standard practice for preparation of metallographic specimens. The American Society for Testing and Materials, 2006.
- [57] ASTM standards, ASTM E8:2004 Standard test methods for tension testing of metallic materials. The American Society for Testing and Materials, 2006.
- [58] ASTM standards, ASTM E466-96 (2002)e1: Standard practice for conducting Force controlled constant amplitude axial fatigue test of metallic materials. The American Society for Testing and Materials, 2002.
- [59] AITM standards, AITM 1-0011 Issue2: Constant amplitude fatigue testing of metallic materials. Airbus Industries Test Method, 2006.

- [60] ALCOA Mill Products, Inc. ALCOA Alloy 6013 Sheet - Higher strength with improved formability. Catálogo de produto. 2008.
- [61] BONOME, E. C.; CARLETTI, C. B. ; ALCÂNTARA, N. G.; DOS SANTOS, J. F. Soldagem por fricção linear - FSW aplicada em tailored blanks. Revista Soldagem & Inspeção, São Paulo, v. 11, n. 2, p. 79-84, 2006.
- [62] HEINZ, B.; SKROTZKI, B.; EGGELER, G. Microstructural and mechanical characterization of FSW Al-Alloy. Material Science Forum, Parte 3, Virginia. 2000.
- [63] SATO, Y.S.; KOKAWA, H.; ENOMOTO, M.; JOGAN, S.; HASHIMOTO, T. Distribution of hardness and microstructure in friction stir weld of Al Alloy 6063. 3rd International Symposium on Friction Stir Welding, Kobe, Japão. 2001.
- [64] LOMOLINO, S.; TOVO, R.; DOS SANTOS, J.F. Fatigue behavior of friction stir welded butt joints in AA6056 alloy for airframe application. Welding In The World.Vol. 50 . Novembro/Dezembro. 2006.
- [65] WIRTZ, T.; LUTJERING, G.; GYSLER, A. Fatigue properties of the aluminium alloys 6013 and Al-Mg-Sc. Materials Science Forum. v. 331-337. p. 1489-1494. 2000.

APÊNDICE A
CONDIÇÃO COM VAZIOS INTERNOS
ESPAÇAMENTO DE 0,5 mm ENTRE CHAPAS

1. AMOSTRA B

Tabela A.1 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TB1	244	313	1,7
TB2	245	315	1,7
TB3	244	319	2,1
TB4	233	297	1,3
Média	242 ± 5,0	311 ± 10,0	1,7 ± 0,3

2. AMOSTRA B - Chapa extra 01

Tabela A.2 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TB _{ext1} 1	242	311	1,7
TB _{ext1} 2	244	313	1,7
TB _{ext1} 3	245	317	1,9
TB _{ext1} 4	240	316	2,1
Média	243 ± 2,0	314 ± 3,0	1,9 ± 0,2

3. AMOSTRA B - Chapa extra 02

Tabela A.3 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TB _{ext2} 1	238	315	2,4
TB _{ext2} 2	242	315	2,1
TB _{ext2} 3	243	313	1,8
TB _{ext2} 4	239	317	2,3
Média	241 ± 2,0	315 ± 2,0	2,1 ± 0,3

APÊNDICE B
CONDIÇÃO COM VAZIOS INTERNOS
SEM ESPAÇAMENTO ENTRE CHAPAS

1. AMOSTRA H

Tabela B.1 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TH1	245	315	1,7
TH2	246	314	1,7
TH3	246	314	1,7
TH4	243	313	1,7
Média	245 ± 2,0	314 ± 1,0	1,7 ± 0,02

2. AMOSTRA H - Chapa Extra 01

Tabela B.2 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TH _{ext1} 1	242	312	1,6
TH _{ext1} 2	244	313	1,7
TH _{ext1} 3	246	313	1,7
TH _{ext1} 4	246	315	1,7
Média	245 ± 2,0	313 ± 2,0	1,7 ± 0,05

3. AMOSTRA H - Chapa extra 02

Tabela B.3 Resultados do ensaio de tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TH _{ext2} 1	245	314	1,8
TH _{ext2} 2	243	314	1,8
TH _{ext2} 3	247	315	1,7
TH _{ext2} 4	244	314	1,8
Média	245 ± 2,0	314 ± 1,0	1,8 ± 0,03

APÊNDICE C

CONDIÇÃO COM FALTA DE PENETRAÇÃO

1. AMOSTRA J

Tabela C.1 Resultados do ensaio de tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TJ1	208	250	1,1
TJ2	209	252	1,1
TJ3	207	245	1,1
Média	208 ± 1,0	249 ± 4,0	1,1 ± 0,04

2. AMOSTRA J - Chapa Extra 01

Tabela C.2 Resultados do ensaio de tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TJ _{ext1} 1	209	249	1,1
TJ _{ext1} 2	203	247	1,1
TJ _{ext1} 3	209	250	1,0
Média	207 ± 4,0	249 ± 2,0	1,1 ± 0,03

3. AMOSTRA J - Chapa Extra 02

Tabela C.3 Resultados do ensaio de tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TJ _{ext2} 1	211	257	1,2
TJ _{ext2} 2	211	258	1,1
TJ _{ext2} 3	211	256	1,2
Média	211 ± 0	257 ± 1,0	1,2 ± 0,1

APÊNDICE D CONDIÇÃO SEM DEFEITOS

1. AMOSTRA P

Tabela D.1 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TP1	247	331	2,5
TP2	250	334	2,9
TP3	247	332	2,6
Média	248 ± 1,4	332 ± 1,5	2,7 ± 0,2

2. AMOSTRA P – Chapa Extra 01

Tabela D.2 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TP _{ext1} 1	249	323	2,7
TP _{ext1} 2	250	321	2,4
TP _{ext1} 3	250	321	2,3
TP _{ext1} 4	248	328	3,1
Média	249 ± 1,0	323,2 ± 3,3	2,6 ± 0,4

3. AMOSTRA P – Chapa Extra 02

Tabela D.3 Resultados do ensaio de Tração.

Corpo de Prova	LE (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
TP _{ext2} 1	247	321	2,4
TP _{ext2} 2	249	322	2,4
TP _{ext2} 3	250	321	2,3
TP _{ext2} 4	248	324	2,7
Média	249 ± 1,3	322 ± 1,4	2,5 ± 0,2

APÊNDICE E
RESULTADOS DOS ENSAIOS DE FADIGA

Tabela E.1 Resultados do ensaio de fadiga da amostra B.

AMOSTRA B		
Vazios Internos – Espaçamento de 0,5 mm entre chapas		
Corpo de Prova	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	Número de Ciclos
SNB-01	256,4	56.390
SNB-02	256,4	42.382
SNB-03	256,4	87.749
SNB-04	256,4	156.953
SNB-05	237,2	10
SNB-06	237,2	96.910
SNB-07	237,2	110.858
SNB-08	237,2	210.624
SNB-09	237,2	236.591
SNB-10	224,4	437.307
SNB-11	224,4	83.021
SNB-12	224,4	92.039
SNB-13	224,4	794.124
SNB-14	211,5	478.556
SNB-15	211,5	358.651
SNB-16	211,5	849.430
SNB-17	211,5	1.147.383
SNB-18	211,5	2.315.971
SNB-19	185,9	283.553
SNB-20	185,9	2.568.207
SNB-21	185,9	2.374.228
SNB-22	160,3	6.460.818
SNB-23	160,3	3.957.159
SNB-24	160,3	3.177.494

Tabela E.2 Resultados do ensaio de fadiga da amostra H.

AMOSTRA H		
Vazios Internos – Sem espaçamento entre chapas		
Corpo de Prova	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	Número de Ciclos
SNH-01	256,4	116.635
SNH-02	256,4	86.073
SNH-03	256,4	142.941
SNH-04	256,4	120.038
SNH-05	237,2	1.020.159
SNH-06	237,2	194.456
SNH-07	237,2	313.351
SNH-08	237,2	136.075
SNH-09	237,2	214.610
SNH-10	224,4	376.033
SNH-11	224,4	113.738
SNH-12	224,4	368.386
SNH-13	224,4	214.055
SNH-14	211,5	1.191.021
SNH-15	211,5	797.625
SNH-16	211,5	950.429
SNH-17	185,9	4.384.397
SNH-18	185,9	2.561.515
SNH-19	185,9	4.873.666
SNH-20	160,3	4.387.468
SNH-21	160,3	5.163.016
SNH-22	160,3	9.963.522

Tabela E.3 Resultados do ensaio de fadiga da amostra J.

AMOSTRA J		
Falta de Penetração		
Corpo de Prova	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	Número de Ciclos
SNJ-01	211,5	1.277
SNJ-02	176,3	2.137
SNJ-03	176,3	2.177
SNJ-04	176,3	2.338
SNJ-05	141,0	5.627
SNJ-06	141,0	5.561
SNJ-07	141,0	5.784
SNJ-08	128,2	9.622
SNJ-09	128,2	6.874
SNJ-10	128,2	7.998
SNJ-11	128,2	5.914
SNJ-12	115,4	16.997
SNJ-13	115,4	17.391
SNJ-14	115,4	14.968
SNJ-15	89,7	29.537
SNJ-16	89,7	38.844
SNJ-17	89,7	49.833
SNJ-18	76,9	61.662
SNJ-19	76,9	73.736
SNJ-20	64,1	899.929
SNJ-21	64,1	836.374

Tabela E.4 Resultados do ensaio de fadiga da amostra P.

AMOSTRA P Sem Defeitos		
Corpo de Prova	$\sigma_{\text{máx}}$ (MPa)	Número de Ciclos
SNP-01	256,4	54.370
SNP-02	256,4	128.776
SNP-03	237,2	253.871
SNP-04	237,2	189.754
SNP-05	224,4	485.378
SNP-06	224,4	404.114
SNP-07	224,4	438.981
SNP-08	224,4	114.664
SNP-09	211,5	776.281
SNP-10	211,5	1.527.145
SNP-11	211,5	845.944
SNP-12	211,5	1.251.134
SNP-13	198,7	3.586.918
SNP-14	198,7	935.526
SNP-15	185,9	3.494.342
SNP-16	185,9	4.515.165
SNP-17	185,9	3.252.365
SNP-18	185,9	376.770
SNP-19	160,3	5.841.088
SNP-20	160,3	2.756.996
SNP-21	160,3	3.192.060