

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE
PRÓ-REITORIA DE PÓS-GRADUAÇÃO E PESQUISA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE
MATERIAIS

EDUARDO ETZBERGER FEISTAUER

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS COM
DIFERENÇA DE ESPESSURA PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR
ATRITO LINEAR COM MISTURA EM LIGAS DE Al-Mg PARA
APLICAÇÃO NA CONSTRUÇÃO NAVAL

SÃO CRISTÓVÃO
SERGIPE-BRASIL
2014

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS COM DIFERENÇA DE
ESPESSURA PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR COM
MISTURA EM LIGAS DE Al-Mg PARA APLICAÇÃO NA CONSTRUÇÃO
NAVAL

EDUARDO ETZBERGER FEISTAUER

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-
Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais
como um dos requisitos para obtenção do título de
Mestre em Ciência e Engenharia de Materiais.

ORIENTADORA: PROF^a. Dr.^a LEDJANE SILVA BARRETO

SÃO CRISTÓVÃO
SERGIPE-BRASIL
2014

Propriedades Mecânicas de juntas soldadas com diferença de espessura pelo processo de soldagem por atrito linear com mistura em ligas de Al-Mg para aplicação na construção naval.

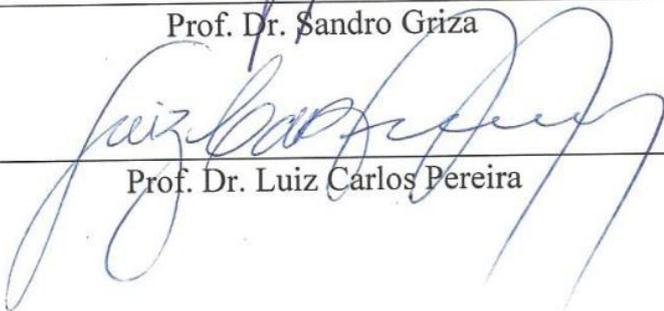
Eduardo Etzberger Feistauer

DISSERTAÇÃO SUBMETIDA AO CORPO DOCENTE DO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE COMO PARTE DOS REQUISITOS NECESSÁRIOS PARA A OBTENÇÃO DO GRAU DE MESTRE EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Aprovada por:



Prof. Dra. Ledjane Silva Barreto


Prof. Dr. Sandro Griza
Prof. Dr. Luiz Carlos Pereira

SÃO CRISTÓVÃO, SE - BRASIL

Março/2014

**FICHA CATALOGRÁFICA ELABORADA PELA BIBLIOTECA CENTRAL
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SERGIPE**

F299p Feistauer, Eduardo Etzberger
Propriedades mecânicas de juntas soldadas com diferença de espessura pelo processo de soldagem por atrito linear com mistura em ligas de Al-Mg para aplicação na construção naval / Eduardo Etzberger Feistauer ; orientadora Ledjane Silva Barreto. – São Cristóvão, 2014.
109 f. : il.

Dissertação (Mestrado em Engenharia de Materiais) - Universidade Federal de Sergipe, 2014.

1. Soldagem - ensaios. 2. Construção naval - materiais. I. Barreto, Ledjane Silva, orient. II. Título.

CDU 620.163.3

AGRADECIMENTOS

- Em especial aos meus pais, Denize e Paulo, aos quais dedico este trabalho e carrego profunda gratidão. Obrigado por estarem sempre presentes e apoiarem minhas escolhas. Amo vocês!
- Aos meus irmãos Alexandre, Leonardo e Thalita, meus melhores companheiros;
- A Professora Ledjane S. Barreto, por quem tenho grande admiração profissional, pelo incentivo e confiança depositada em mim durante toda minha formação acadêmica e por ter indo além, alimentado sonhos com maestria.
- Ao Dr. Jorge dos Santos por ter me aceitado como aluno de mestrado no WMP/HZG e orientado durante todo o período de desenvolvimento dos experimentos realizados na Alemanha;
- Ao Eng. Luciano Bergmann pela supervisão deste trabalho, operação da máquina de soldagem, revisão dos desenhos técnicos e companheirismo durante meu estágio no HZG;
- Aos amigos do DCEM, em especial aos que compõem o Laboratório de Cerâmica e, a Gabriela pelas criteriosas revisões dos textos em inglês e lembranças dos prazos do P2CEM;
- Aos amigos de emigração do HZG, em especial os companheiros de sala Letícia, Gerbson e Natália por terem compartilhado comigo um ano fantástico na Alemanha;
- Aos técnicos e funcionários do HZG por todo suporte prestado durante a elaboração deste trabalho;
- Aos Professores e funcionários do DCEM;
- Ao CNPq pela concessão da bolsa de Mestrado e;

A todos que de uma certa forma contribuirão para a elaboração deste trabalho e que não são lembrados explicitamente pelas circunstâncias. Muito obrigado!

RESUMO

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE JUNTAS SOLDADAS COM DIFERENÇA DE ESPESSURA PELO PROCESSO DE SOLDAGEM POR ATRITO LINEAR COM MISTURA EM LIGAS DE Al-Mg PARA APLICAÇÃO NA CONSTRUÇÃO NAVAL

O setor de construção naval, bem como a indústria moderna, é continuamente sobrecarregada por demandas de aumento de produtividade e ao mesmo tempo precisa garantir a fabricação de produtos com alta qualidade, reduzindo os níveis de retrabalhos, economizando energia e diminuindo os custos operacionais. Adicionalmente a este paradoxo, é imperativo que os novos designs de produtos e todos os estágios de produção sejam compatibilizados com as rígidas exigências ambientais. Neste contexto, a concepção de projetos de estruturas leves soldadas por SALM em configurações sob medidas (*Tailor Welded Blanks* - TWB) em Al podem contribuir para produção de embarcações com eficiente consumo de combustível e redução dos níveis de eliminação de CO₂ através da redução do peso de suas estruturas. Além de utilizar um processo de soldagem eficiente energeticamente e amigável ao meio ambiente. Neste trabalho as características heterogêneas de juntas em TWB soldadas por SALM foram avaliadas através de ensaios mecânicos com carregamentos quasi-estáticos e dinâmicos e, foram criadas relações entre as propriedades mecânicas das juntas e alterações microestruturas resultantes do processo de soldagem. As juntas em TWB foram produzidas com três diferentes ligas de alumínio de particular interesse da construção naval, (AA5083, AA5059 e AA6082) em configurações similares e dissimilar, com combinações de espessuras de 6 e 8mm. Acoplado ao ensaio de tração um sistema de correlação digital de imagens (DIC) foi instalado e o perfil de deformação local das juntas foram investigados durante o carregamento. A partir do processamento dos dados obtidos por DIC, diagramas de concentração de tensão e curvas de tensão-deformação locais foram computados para diferentes subzonas das juntas. O procedimento utilizado, bem como os dados obtidos e a precisão da metodologia proposta foram descritos detalhadamente. As juntas apresentaram excelentes propriedades mecânicas, equivalentes às do metal base para a junta dissimilar produzida com as ligas endurecidas por trabalho mecânico (AA5059/AA5083) e 76% de eficiência para as juntas similares produzidas com a liga tratável termicamente (AA6082). A resistência a fadiga das juntas foram superiores às referências do IIW para juntas soldadas em alumínio e os mecanismos de fratura foram caracterizados por MEV.

Palavras-chave: *Soldagem por Atrito Linear com Mistura - SALM, Tailor welded blanks - TWB, Propriedades mecânicas locais e globais, Sistema de correlação digital de imagens - DIC.*

ABSTRACT

MECHANICAL BEHAVIOUR OF FRICTION STIR WELDED TAILOR WELDED BLANKS IN Al-Mg ALLOYS FOR MARINE APPLICATIONS

The shipbuilding sector, as well as all modern transportation industries, is faced with demands for greater productivity while at the same time ensuring the manufacture of consistently high quality products, reducing levels of re-working, saving energy, and minimizing operational costs. Furthermore, it is imperative that new designs and all the stages of production comply with stringent environmental regulation. Within this context, the application of Friction Stir Welding (FSW) as a manufacturing process to weld Tailor Welded Blanks (TWB) for Al structures can contribute to the development of high speed craft and lightweight ships that are more fuel efficient, based on a high energetic efficient and environmental friendly welding process. In this work, the heterogeneous mechanical behavior of TWB joints welded by FSW was evaluated using quasi-static and cyclic loading, and the observed microstructural features were analyzed. The TWB joints were manufactured using dissimilar alloys and thicknesses (6 and 8mm) of particular interest in the shipbuilding sector (AA5083, AA5059 and AA6082). An evaluation of local constitutive properties in different regions through the TWB joint was performed by digital image correlation linked to the tensile test system. From the DIC data processing were generated stress concentrations diagrams and true stress-strain curves for several TWB subzones. The DIC methodology used as well as the accuracy of the proposed method are described in detail. The joints exhibited excellent mechanical properties approximately the same as those of the base metal for the joints manufactured with work hardened alloys (AA5059/AA5083) and 76% mechanical efficiency to those manufactured with the heat-treatable alloy (AA6082). The fatigue strength of the TWB joints were higher than the IIW references for welded structures in aluminum and the fracture mechanisms were characterized using SEM.

Keywords: *Friction Stir Welding (FSW), Tailor-welded blanks (TWB), Global and local mechanical properties, Digital image correlation system (DIC).*

SUMÁRIO

AGRADECIMENTOS	i
RESUMO	ii
ABSTRACT	iii
SUMÁRIO	iv
LISTA DE FIGURAS	vi
LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS	x
CAPÍTULO 1	1
1 Introdução	1
CAPÍTULO 2	5
2 Objetivo	5
2.1 Objetivo Geral	5
2.2 Objetivos Específicos	5
CAPÍTULO 3	6
3 Referencial Teórico	6
3.1 Soldagem do Alumínio e suas ligas	6
3.2 Soldagem por Atrito Linear e Mistura – SALM	10
3.2.1 Parâmetros de Processo e seus efeitos na SALM	12
3.2.2 Geração e Transferência de calor na SALM	14
3.2.3 Transformações Microestruturais Resultantes da SALM	16
3.2.4 Aplicações Industriais e Considerações Finais	18
3.3 Sistema de Correlação Digital de Imagens	19
CAPÍTULO 4	23
4 Procedimentos Experimentais	23
4.1 Programa de Soldagem	23
4.2 Produção das Soldas	24
4.2.1 Equipamento de Soldagem	24
4.2.2 Procedimento de soldagem em TWB	25
4.2.3 Materiais	27
4.2.4 Parâmetros de Soldagem	29
4.3 Avaliação das Juntas	29
4.3.1 Medições de Temperatura	30
4.3.2 Caracterização Macro e Microestrutural	31
4.3.3 Teste de Dobramento	31
4.3.4 Ensaio de Microdureza Vickers	32
4.3.5 Ensaio de Tração	33
4.3.6 Ensaio de Fadiga	34
4.3.7 Análises das Superfícies de Fratura	35
CAPÍTULO 5	36
5 Resultados e Discussões	36
5.1 Configuração I (TWB AA5059_{6mm}/AA5083_{8mm})	36
5.1.1 Avaliação do Processo	36
5.1.2 Caracterização Macro e Microestrutural	38

5.1.3	Teste de Dobramento	40
5.1.4	Perfil de Microdureza	40
5.1.5	Ensaio de Tração.....	41
5.1.6	Avaliação das Propriedades Mecânicas em Escala Local via DIC.....	44
5.1.7	Ensaio de Fadiga.....	49
5.1.8	Superfícies de Fratura	51
5.2	Configuração II (TWB AA6082_{6mm}/AA6082_{8mm}).....	53
5.2.1	Avaliação do Processo	53
5.2.2	Caracterização Macro e Microestrutural.....	60
5.2.3	Teste de Dobramento	63
5.2.4	Perfil de Microdureza	64
5.2.5	Ensaio de tração	66
5.2.6	Avaliação das Propriedades Mecânicas em Escala Local via DIC.....	68
5.2.7	Ensaio de Fadiga.....	70
5.2.8	Superfícies de Fratura	71
5.3	Configuration III (TWB AA6082_{6mm}/AA5083_{8mm}).....	75
5.3.1	Avaliação do Processo	75
5.3.2	Caracterização Macro e Microestrutural.....	77
5.3.3	Ensaio de Dobramento.....	80
5.3.4	Perfil de Microdureza	81
5.3.5	Ensaio de Tração.....	82
5.3.6	Superfícies de Fratura	84
CAPÍTULO 6	88
6 Conclusões	88
CAPÍTULO 7	89
7 Trabalhos Futuros	89
CAPÍTULO 8	90
8 Referências Bibliográficas	90

LISTA DE FIGURAS

Figura 01.	Solubilidade do hidrogênio no alumínio [36] (a) e produção de um cordão de solda com alta porosidade [38] (b).....	8
Figura 02.	Comparação da condutividade térmica do Alumínio com aço carbono (AISI 1010) e aço inoxidável (AISI 316)[39].....	8
Figura 03.	Efeito dos elementos de liga na sensibilidade a formação de trinca por solidificação (a) e macro análise de uma trinca de solidificação na superfície de uma solda TIG em AA5083 (b - fig. superior) e formação de um trinca de solidificação no cordão em um junta soldada por TIG em AA6082 com 3mm de espessura (b - fig. inferior)	9
Figura 04.	Processo de FSW: 1) Rotação da ferramenta, 2) penetração da ferramenta na interface dos placas a serem soldadas, 3) deslocamento transversal, 4) saída da ferramenta.....	11
Figura 05.	Diagrama do processo SALM e nomenclatura normatizada pela ISO 25239-1 [47].....	12
Figura 06.	Representação dos parâmetros de processo durante a soldagem por fricção linear.	13
Figura 07.	Desenho esquema de uma típica secção transversal de juntas soldadas por SALM (a). Onde (A) representa material de base -MB, (B) zona afetada pelo calor -ZAC, (C) zona termomecanicamente afetada-ZTMA e (D) zona de mistura (<i>nugget</i>). Na figura (b) a macrográfica de um junta soldada por SALM. Imagem adaptado de [11].....	17
Figura 08.	Recentes aplicações industrial da SALM, da direita para esquerda: iMac da Apple, aeronave Eclipse 500, Ford GT e navio <i>Freedom calss Littoral Combat</i> da Navy.....	18
Figura 09.	Padrão estocástico em escala de cinza produzido na superfície de um objeto para realização de medidas via DIC.....	20
Figura 10.	Representação dos elementos de malha na imagem de referência e imagem deforma, parte superior da figura, e representação da malha no estágio de referência e após a deformação, nas imagem inferiores.....	21
Figura 11.	Programa de Soldagem.....	24
Figura 12.	Máquina de SALM - FSW Gantry System.....	25
Figura 13.	Desenho esquemático da fixação das chapas e inclinação da ferramenta durante a soldagem (a); vista explodida da ferramenta de SALM (b); vista inferior da base do pino e ombro da ferramenta (c). Note que a chapa de maior espessura foi fixada no lado de avanço. Este procedimento foi adotado para as três configurações de soldagem.....	26
Figura 14.	Foto da mesa de mesa de soldagem inclinada em 5,7° (a) e esquema trigonométrico adotado para o cálculo do ângulo de inclinação (b).....	27
Figura 15.	Esquema de fixação dos termopares na solda em TWB da configuração I.....	30
Figura 16.	Esquema de fixação dos termopares na solda em TWB da configuração II.....	31
Figura 17.	Dobramento manual das juntas em TWB.....	32
Figura 18.	Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração.....	33

Figura 19.	Sistema de correlação digital de imagens da GOM instalado durante o ensaio de tração (a) e detalhe da instalação do extensômetro da MTS no CP e câmera digital utilizada para aquisição das imagens durante o carregamento.....	34
Figura 20.	Máquina 1 de fadiga modelo schenck® da Instron capacidade máxima 100kN (a) e dimensões dos CPs utilizados para os testes de fadiga nas juntas da configuração I de soldagem.....	35
Figura 21.	Máquina 2 de fadiga modelo schenck® da Instron capacidade máxima 40kN (a) e dimensões dos CPs utilizados para os testes de fadiga nas juntas da configuração II de soldagem.....	35
Figura 22.	Diagrama de processo solda TWB-I-1 (a) e etapas do processo (b).....	37
Figura 23.	Acabamento superficial do cordão de solda da junta TWB-I-1.....	37
Figura 24.	Diagrama da Temperatura de processo da junta TWB-I-1, onde: AS – lado de avanço da ferramenta, RS- lado de retrocesso.....	38
Figura 25.	Análise microestrutural da junta TWB-I-1. Onde (a) representa a região microestrutural do metal de base AA5059, (b) zona de mistura, (c) metal de base AA5083, (d) macrografia da junta, (e) ZTMA no lado de retrocesso, (f) zona de mistura (g) ZTMA no lado de avanço da solda.....	39
Figura 26.	Corpos de prova após o dobramento manual (a) e ângulo de dobramento atingido pela junta TWB-I-1(b).....	40
Figura 27.	Perfil de microdureza da junta TWB-I-1.....	41
Figura 28.	Curvas de tensão-deformação de engenharia da junta TWB-I- (a) e mapas de deformação obtidos a partir da técnica de DIC (b). A primeira imagem (tempo 0s) apresenta um típico padrão estocástico de manchas pretas produzidas para medição via DIC.....	43
Figura 29.	Diagrama de deformação obtido via DIC (a) e diagrama de concentração de tensão (b) computado através da correlação entre os dados obtidos por DIC e ensaio de tração.....	45
Figura 30.	Comparação das curvas de tensão deformação do metal de base AA5059 (perpendicular e paralelo a direção de laminação) com as curvas computados através dos dados do Aramis (a) e, a mesma comparação para o metal de base AA5083 (b). Note que, em ambas as figuras as curvas do Aramis são plotadas em termos de tensão real.....	46
Figura 31.	Curvas de tensão-deformação de subzonas da junta computadas a partir dos dados do DIC.....	47
Figura 32.	Alterações nas propriedades mecânicas na seção transversal da junta TWB-I-1 calculadas através dos dados da análise por DIC. A linha composta por pontos escuros corresponde ao limite de escoamento e a linha com pontos abertos a tensão a 2% de deformação.....	48
Figura 33.	Curva de Wöhler para junta TWB-I-1 (a) e macrografias das superfícies de fratura para cada condição de carregamento testada em relação percentual a tensão de escoamento da junta.....	50
Figura 34.	Marcas deixadas pela ferramenta na superfície do cordão de solda da junta TWB-I-1 e indicação, em vermelho, da região onde foram iniciadas as trincas de fadiga..	51

Figura 35.	Fractografia obtida por MEV de um CP ensaiado sob tração (a) e detalhe em alta ampliação, 30000x, dos <i>dimples</i> da mesma superfície em (b).....	52
Figura 36.	MEV da região de iniciação da trinca de fadiga (a) e região de propagação estável da trinca (b).....	53
Figura 37.	Finas estrias de fadiga observadas por MEV (a) e região de fratura final do CP ensaiado sob fadiga (b).....	53
Figura 38.	Diagramas de processo, (a) TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3.....	55
Figura 39.	Efeito da rotação no valor absoluto do torque e aporte térmico do processo.....	56
Figura 40.	Acabamento superficial do cordão de solda das três condições de soldagem produzidas na configuração II.....	56
Figura 41.	Comparação da superfície do cordão de solda durante a soldagem, (a) TWB-II-1 e (b) TWB-II-3.....	57
Figura 42.	Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-1. Gráfico superior corresponde ao lado de avanço da ferramenta e o inferior ao lado de retrocesso.....	58
Figura 43.	Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-2. Gráfico superior corresponde ao lado de avanço da ferramenta e o inferior ao lado de retrocesso.....	59
Figura 44.	Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-3. Gráfico superior corresponde ao lado de avanço da ferramenta e o inferior ao lado de retrocesso.....	59
Figura 45.	Comparação do aporte térmico e temperatura máxima para as três soldas produzidas na condição II.....	60
Figura 46.	Análise metalográfica das juntas soldadas na configuração II.....	61
Figura 47.	Radiografias das juntas soldadas na configuração II. (a) Junta TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3.....	61
Figura 48.	Análise microestrutural da junta TWB-II-3. (a) Microestrutura do metal de base AA6082–6mm, (b) zona de mistura, (c) metal de base AA6082–8mm, (d) detalhe do crescimento anormal de grão na ZAC–6mm, (e) macrográfica da junta, (f) detalhe do crescimento anormal de grão no MB de 8mm (g) ZTMA no lado de retrocesso, (h) zona de mistura (i) ZTMA no lado de avanço da solda.....	62
Figura 49.	Teste de dobramento manual nas juntas soldadas na configuração II. (a) Fotografia dos CPs após o dobramento e (b) ângulo de dobramento.....	64
Figura 50.	Mapas qualitativos de dureza das juntas soldadas na configuração II.....	65
Figura 51.	Perfis de microdureza das juntas soldadas na configuração II e indicação das duas linhas de indentação realizadas.....	65
Figura 52.	Curvas de tensão-deformação e mapas de deformação obtidos por DIC para a junta TWB-II-1 (a), TWB-II-2 (b) e TWB-II-3 (c).....	68
Figura 53.	Diagramas de distribuição de deformação e concentração de tensão das juntas TWB-II-1 (a), TWB-II-2 (b) e TWB-II-3 (c) e representação esquemática da seção vertical de análise.....	69
Figura 54.	Curvas de Wöhler das juntas soldadas na configuração II (a) e curvas médias obtidas pelo tratamento estatístico recomendado pela ASTM E739 (b).....	70

Figura 55.	Localização da fratura nos corpos de prova ensaiados na configuração II. (a) TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3 para altas taxas de carregamento.....	71
Figura 56.	Macrografia da superfície de fratura das soldas realizadas na configuração II.....	72
Figura 57.	MEVs da superfície de fratura da junta TWB-II-1 ensaiada com 45% da carga de escoamento.....	73
Figura 58.	MEVs da superfície de fratura da junta TWB-II-2 ensaiada com 60% da carga de escoamento.....	74
Figura 59.	Acabamento superficial e diagramas do processo das juntas soldadas na configuração III.....	76
Figura 60.	Efeitos do aumento da rotação no torque e aporte térmico das juntas soldadas na configuração III.....	77
Figura 61.	Análise macroestrutural das juntas soldadas na configuração III e detalhe dos defeitos formados próximos a raiz da solda no lado de avanço.....	78
Figura 62.	Análise microestrutural da junta TWB-III-2. (a) Microestrutura do metal de base AA6082–6mm detlhe do crescimento anormal de grão, (b) zona de mistura, (c) transição entre a zona de mistura e ZTMA, detalhe do padrão de fluxo de material na ZM, (d) microestrutura do metal de base AA6082–6mm, (e) macrografia da junta, (f) microestrutura do metal de base AA5083–8mm (g) linha de óxido formada na ZM, (h) defeito de canal na zona de mistura, (i) ZTMA no lado de avanço da solda.....	79
Figura 63.	Ensaio de dobramento das juntas soldadas na configuração III e caracterização macroestrutural dos CPs ensaiados.....	80
Figura 64.	Perfis de dureza das juntas soldadas na configuração III.....	82
Figura 65.	Gráficos de tensão-deformação e mapas de deformação das juntas soldadas na configuração III.....	84
Figura 66.	Caracterização da região de fratura após o ensaio de tração dos CPs soldados na configuração III. (a) macrografia da seção transversal das juntas, (b) fotografia da lateral dos CPs após o ensaio de tração e (c) macrografia da superfície de fratura dos CPs.....	85
Figura 67.	MEVs da superfície de fratura dos CPs ensaiados sob tração na configuração de soldagem III.....	86

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

AA	<i>Aluminum association</i>
ASTM	<i>American society for testing and materials</i>
CP	Corpo de prova
DIC	<i>Digital image correlation system</i> , usado para abreviação de sistema de correlação digital de imagens
F_a	Força axial aplicada à ferramenta
FAT	<i>Fatigue class</i>
FSW	<i>Friction stir welding</i>
HI	<i>Heat input – aporte térmico</i>
HZG	<i>Helmholtz-zentrum geesthacht</i>
ISO	<i>The international organization for Standardization</i>
LSR	<i>Limiting strength ratio criteria</i>
MIG	<i>Metal inert gas</i>
MB	Metal de base
n	Velocidade de rotação da ferramenta
SALM	Soldagem por atrito linear com mistura
TIG	<i>Tunsten inert gas</i>
TWB	<i>Talior welded blanks</i> , usado para abreviação de juntas sob medida
TWB-I	Junta em TWB produzida na configuração de soldagem I
TWB-II	Junta em TWB produzida na configuração de soldagem II
TWB-III	Junta em TWB produzida na configuração de soldagem III
TWI	<i>The welding institute</i>
v	Velocidade de deslocamento transversal da ferramenta ou velocidade de soldagem
ZM	Zona de mistura
ZTMA	Zona termomecamente afetada
ZAC	Zona afetada pelo calor

CAPÍTULO 1

1. Introdução

O setor de construção naval, bem como a indústria moderna, é continuamente sobrecarregada pela necessidade de aumento de produtividade e, seguindo as tendências globais precisa caminhar para um regime de economia energética, adaptando-se a rígidas normas de controle ambiental. Este é um dos paradoxos que o mercado global precisa enfrentar. Entretanto, as inovações tecnológicas atuais disponibilizam poucas combinações de materiais com design competitivo que se adequem aos conceitos de sustentabilidade e Engenharia verde [1–3].

Igualmente, inovar em projetos de materiais neste setor não é uma tarefa simples, pois a indústria naval apresenta uma série de normas rígidas, as quais dificultam a implantação de novos materiais e tecnologias. Esta rigidez normativa inerente ao setor é por vezes mantida por conservadorismo, outras por excessivas precauções e mais frequentemente por limitação do preciso conhecimento das propriedades dos novos materiais [4]. Para compensar este déficit de conhecimento, estes materiais são aplicados com um alto coeficiente de segurança penalizando assim seu desempenho global.

A proposta de aplicações de estruturas soldados sob medidas (*Tailor Welded Blanks* - TWB) em alumínio no setor de construção naval contribui para a concepção de materiais e componentes seguindo este novo paradigma industrial, o qual prioriza projetos de estruturas leves para produção de embarcações com eficiente consumo de combustível e redução da eliminação de CO₂. Adicionalmente, propõe a otimização *in situ* ou local, das propriedades mecânicas em juntas soldadas [5,6] utilizando um processo de soldagem eficiente energeticamente e amigável ao meio ambiente.

Os primeiros projetos de juntas em TWB foram introduzidos pela indústria automotiva como um procedimento para aumentar a produtividade de componentes estampados [7,8]. Este conceito consiste em soldar chapas metálicas, similares ou dissimilares, com espessuras dissimilares, antes da estampagem, objetivando o controle de fluxo e distribuição do material durante o processo. A aplicação de juntas em TWB no cenário automotivo proporciona a elaboração de projetos de componentes estampados com precisa distribuição das propriedades mecânicas dos materiais de acordo com as exigências locais, eliminando a presença de reforços e etapas de soldagem posteriores [9]. Igualmente, o preciso dimensionamento geométrico das chapas possibilita a redução do peso destes componentes, bem como reduz a heterogeneidade microestrutural provocada por séries de estampagens e soldagens.

A possibilidade de otimizar o peso de estruturas soldadas através da seleção precisa das ligas de alumínio e espessuras de chapas adotando o conceito de TWB tem despertado interesse de outros setores de transporte como o aeronáutico e o naval. Nestes setores em particular, o interesse está vinculado estritamente na utilização de ligas com propriedades específicas, de acordo com solicitações mecânicas locais, e a redução do peso através da redução da espessura em regiões de menor exigência mecânica.

Apesar de ser um conceito atrativo aos setores de transporte como um todo, as ligas de alumínio de alta resistência aplicadas na construção naval, bem como no setor aeronáutico, apresentam uma microestrutura altamente controlada que é severamente modificada durante os processos de soldagem convencionais (baseados na fusão dos metais envolvidos) [10]. Desta forma, tecnologias de soldagem no estado sólido, as quais apresentam baixas temperatura de processamento (menores que a de fusão dos materiais envolvidos), tal como a Soldagem por Atrito Linear com Mistura - SALM (*Friction Stir Welding*), apresenta-se como uma alternativa atraente para soldagens em configurações TWB. Adicionalmente, o processo de SALM é considerado altamente amigável ao meio ambiente e ao soldador, características que provem da eficiente geração e transferência de calor por atrito. As baixas temperaturas necessárias para a soldagem por SALM em ligas leves (por exemplo Al e Mg) eliminam problemas relacionados a volatilização de compostos nocivos e a utilização de gases especiais de proteção na região de soldagem [11–13].

Estudos recentes abordam particularidades de juntas em TWB soldadas por SALM. A viabilidade da SALM para produção de TWB em liga de alumínio AA7075-T6 em combinações de chapas 3 a 5 mm foi investigado por Fratini e colaboradores [14,15] através de análises de elementos finitos e experimentos práticos. Nestes trabalhos foram ressaltados a influência dos parâmetros de processo, geometria da ferramenta de soldagem e a influência de um segundo ângulo de inclinação da ferramenta nas propriedades mecânicas de juntas. Zadpoor [16,17] e colaboradores avaliaram a combinação de ligas dissimilares de alumínio (AA2024-T3 e AA7075-T6) com diferentes combinações de espessuras (2 a 2,5mm). As propriedades mecânicas globais e locais, bem como as mudanças microestruturais foram avaliadas neste estudo. Embora sejam encontrados estudos destinados a particularidades desta configuração de soldagem, os trabalhos disponíveis em sua maioria são focados na otimização do processo SALM em configurações de espessuras de 1 a 2,6 milímetros priorizando a formabilidade para aplicações automotivas [7,18–20]. Entretanto, em estruturas utilizadas em embarcações, devido as altas exigências estruturais, chapas com maior rigidez precisam ser aplicadas e, portanto, o processo de SALM deve ser avaliado e otimizado para soldagem de ligas de alumínio de alta resistência e espessas.

Outra lacuna de conhecimento nos dados expostos na literatura estão relacionados a degradação induzida por corrosão e fadiga destas juntas. Neste cenário, os dados disponíveis são limitados ao trabalho de Garware e colaboradores [21], no qual foi investigado as propriedades de juntas em TWB produzidas em AA5754 (combinação de espessuras de 1,06 e 1,66mm) submetidas a ensaios com carregamentos quasi-estático e dinâmicos. A resistência em tração e fadiga foi avaliada em ensaios com corpos de prova retirados a 0°, 45° e 90 ° em relação a localização do cordão de solda. Neste trabalho foi ressaltada a alta resistência a fadiga das juntas em TWB soldadas por SALM, a qual apresentou valores superiores ao material de base para fadiga em baixo ciclo.

Em termos de avaliação das propriedades mecânicas de juntas, devido as mudanças geométricas na região de soldagem, bem como as mudanças microestruturais induzidas pelo processo de SALM, um perfil altamente heterogêneo de propriedades é observado. Logo, as relações entre as características microestruturais e mecânicas heterogêneas, assim como as características plásticas de cada região das juntas devem ser conhecidas e bem descritas. Pois, qualquer aplicação tecnológica estrutural destas juntas requer a viabilização destes dados como *input* para a seleção de materiais, design de estruturas e planos de manufatura.

Dentro deste cenário, a descrição das particularidades mecânicas em escala local com o propósito de descrever as propriedades não-homogêneas que constituem as juntas soldadas por SALM estão sendo pesquisadas e diferentes métodos experimentais para esta finalidade são apresentados na literatura. Entre estes, destacam-se testes de micro e nano indentação [22–24] , testes com corpos de prova miniaturizados retirados de regiões específicas das juntas [25,26] e, mais recentemente, técnicas baseadas em sistemas de correlação digital de imagens (*Digital Image Correlation System – DIC*) acoplados ao ensaio convencional de tração, introduzidos por Reynolds and Duvall [27] para este propósito. Os métodos citados apresentam vantagens e limitações experimentais. As principais limitações destas técnicas estão relacionadas com a precisão em descrever o comportamento plástico (micro a nano indentação), dificuldades com a usinagem de corpos de prova (ensaio de tração em CPs miniaturizados) e, a completa medição do comportamento plástico das subzonas de soldagem são limitadas pela resistência mecânica da região mais frágil da solda (DIC) [27–29]. Apesar de suas limitações experimentais a técnica de correlação digital de imagens tem sido aplicada com sucesso para geração de curvas tensão-deformação de subzonas de juntas soldadas por SALM considerando variações locais de espessuras no cordão de solda [29,30] e em testes de cisalhamento [31].

Neste trabalho, as características heterogêneas de juntas em TWB soldadas por SALM foram avaliadas. As juntas foram submetidas a ensaios com carregamentos quasi-estáticos e dinâmicos e relações entre as propriedades mecânicas locais e globais e as alterações microestruturais foram criadas. As juntas em TWB foram produzidas com três diferentes ligas de alumínio de particular

interesse do setor de construção naval, duas delas endurecidas por trabalho mecânico (AA5083 e AA5059) e uma tratável termicamente (AA6082) em configurações similares e dissimilar com combinação de espessura de 6 e 8 milímetros. Acoplado ao ensaio de tração, um sistema de correlação digital de imagens foi instalado e o perfil de deformação das juntas em TWB foram avaliados. A partir do processamento dos dados resultantes das análises com DIC foram construídas curvas de tensão-deformação locais de diferentes zonas das juntas soldadas. O procedimento utilizado, bem como os dados obtidos e a precisão da metodologia proposta foram descritos detalhadamente.

CAPÍTULO 2

2. Objetivo

2.1 Objetivo Geral

Este trabalho busca desenvolver juntas em TWB em ligas de alumínio de particular interesse do setor de construção naval, soldadas pelo processo de soldagem por atrito linear com mistura e avaliar suas propriedades microestruturas e mecânicas em escala global e local.

2.2 Objetivos Específicos

Considerando a avaliação das juntas produzidas por SALM em TWB os seguintes objetivos específicos foram definidos:

- Descrever o processo de SLAM de juntas em TWB e suas peculiaridades na união de ligas de alumínio endurecidas por trabalho mecânico (AA5083 e AA5059) e tratada termicamente (AA6082) em condições de soldagem similares e dissimilares em relação a combinação de materiais;
- Descrever as propriedades em escala local (sub zonas de soldagem) e global das juntas produzidas;
- Estudar a influência dos parâmetros de processo e geração de calor durante a SALM nas propriedades locais e globais das juntas em TWB produzidas com a liga tratada termicamente (AA6082);
- Descrever o perfil de deformação das juntas em TWB quando submetidos a carregamento quasi-estático utilizando um sistema de correlação digital de imagem;
- Avaliar as propriedades mecânicas das juntas quando submetidas a ensaios com carregamento cíclico.

CAPÍTULO 3

Neste capítulo é apresentado um referencial teórico coletado a partir de dados da literatura, fundamentais para compreensão dos resultados apresentados nesta dissertação. Foram selecionados tópicos básicos e outros fundamentais na abordagem da SALM, bem como recentes resultados publicados e informações sobre a técnica de correlação digital de imagens. Desta forma, o capítulo inicia-se com uma discussão a respeito da dificuldade de soldagem de ligas de alumínio por métodos convencionais, baseados na fusão dos metais envolvidos, e aponta as vantagens da soldagem no estado sólido para este fim. Em seguida, o processo de Soldagem por Atrito Linear e Mistura é brevemente descrito, apresentando suas principais vantagens, variações e características particulares. Dentro deste contexto, uma discussão dos principais parâmetros do processo é exposta, bem como, uma breve análise da geração de calor durante o processo de SALM. Ao final deste capítulo, algumas considerações sobre a técnica de Sistema de Correlação Digital de Imagens como ferramenta para avaliação do perfil de deformação de materiais será apresentado como fundamento para compressão dos resultados apresentados.

3. Referencial Teórico

3.1 Soldagem do Alumínio e suas Ligas

Em teoria, um componente ideal não deveria apresentar junções [32]. A dificuldade de produzir juntas de alta qualidade em ligas de alumínio de alto desempenho, devido à natureza químico-física deste metal, afasta ainda mais os engenheiros desta situação idealizada. Entretanto, devido à dimensão e complexidade geométrica das estruturas de engenharia, etapas de soldagem são aplicadas em condições reais de produção.

Devido as dificuldades impostas pela natureza química do alumínio, a soldagem efetiva de suas ligas foi viabilizada apenas em 1944 com a introdução dos processos de soldagem a arco elétrico com proteção gasosa inerte (*TIG – Tunsten Inert Gas*) [33]. Este processo continua sendo aplicado com sucesso na produção de tubos com completa penetração do cordão de solda e na produção de vasos de pressão criogênicos. Entretanto, após a introdução do processo MIG (*Metal Inert Gas*), um grande passo na produção de uniões de qualidade e com boa resistência mecânica foi alcançado, e este passou a substituir os processos TIG em aplicações industriais. Atualmente, os processos baseados em MIG

são os mais difundido para fins industriais e produção em alta escala, proporcionam a soldagem em todas as posições e com velocidades competitivas, bem como possibilidades de automatização [33,34].

Apesar da difusão industrial dos processos convencionais de soldagem, os quais são baseados na fusão do alumínio na região do cordão de solda, a obtenção de juntas com alta qualidade e desempenho mecânico despende muito tempo e gastos excessivos com gases especiais de proteção. A dificuldade na produção de juntas soldadas em alumínio está fortemente ligado a formação de alumina (Al_2O_3) durante a soldagem. Este óxido refratário apresenta ponto de fusão em 2037°C e é insolúvel no alumínio líquido, que funde entre 550 a 660°C [34,35]. Adicionalmente, problemas relacionados com a formação de porosidade no cordão de solda, formação de inclusões, filmes óxidos, trincas de solidificação, redução da resistência mecânica nas zonas afetadas pelo calor, bem como, redução da resistência a corrosão, trincas induzidas pelo ambiente e resistência elétrica são problemas comuns observados em juntas soldadas em alumínio. Estes problemas estão em sua maioria relacionados com as propriedades do alumínio e suas ligas, as quais diferem em muitos aspectos dos aços ao carbono e inoxidáveis e, dentre elas aponta-se [35]:

- A elevada solubilidade de hidrogênio quando no estado fundido (Figura 1(a));
- A elevada condução térmica do alumínio e suas ligas;
- Alta reatividade do alumínio com o oxigênio formando óxidos superficiais;
- O elevado coeficiente de expansão térmica e;
- Alta retração na solidificação.

A produção de um cordão com defeitos de porosidade está intimamente relacionada a solubilidade do hidrogênio no alumínio líquido. Quando o alumínio funde durante a soldagem, a aproximadamente 660°C (Figura 1 (a)), a solubilidade do hidrogênio aumenta bruscamente. No estado líquido o alumínio dissolve grandes quantidades de hidrogênio gasoso o qual fica retido no alumínio sólido após o processo de solidificação formando poros e bolhas. Estes poros variam de tamanho, podendo adquirir dimensões extremamente finas, micro-porosidade, a poros grosseiros atingindo de 3 a 4 milímetros de diâmetro, Figura 1 (b). A produção de poros tende a ser menos pronunciada em soldagens autógenas, onde metais de enchimento não são utilizados [36].

A elevada condutividade térmica do alumínio, em relação aos aços inoxidáveis e de baixa liga (Figura 2) se configura como um dos maiores desafios na produção de soldas por fusão deste metal. O alto aporte térmico introduzido pelos processos de soldagem por fusão, aliado a alta condução térmica do alumínio implica na formação de grandes banhos de fusão e zonas afetadas pelo calor, mesmo em ligas com boa soldabilidade e principalmente em ligas tratáveis termicamente [36,37]. Na etapa de

solidificação do banho de fusão e consolidação do cordão de solda, devido à alta capacidade de retração do alumínio, grandes níveis de tensões residuais são geradas e trincas de solidificação podem ser originadas.

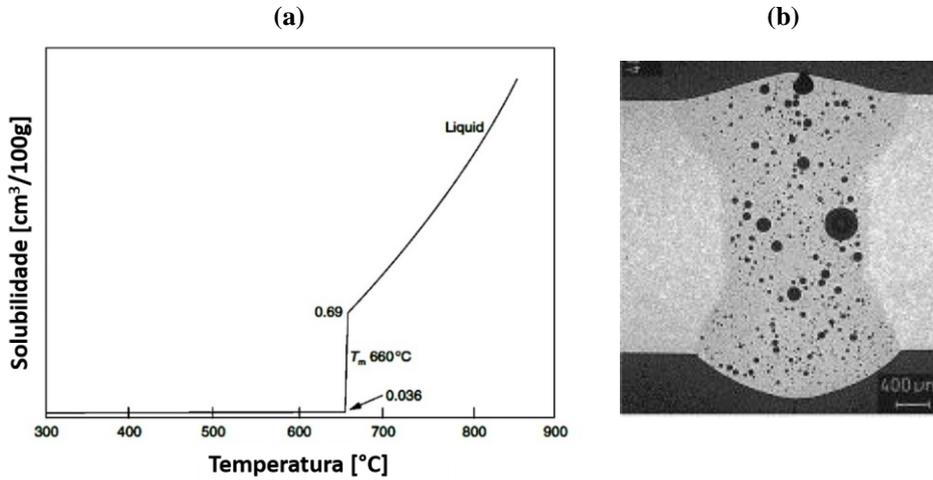


Figura 1: Solubilidade do hidrogênio no alumínio (a) [36] e produção de um cordão de solda com alta porosidade (b) [38].

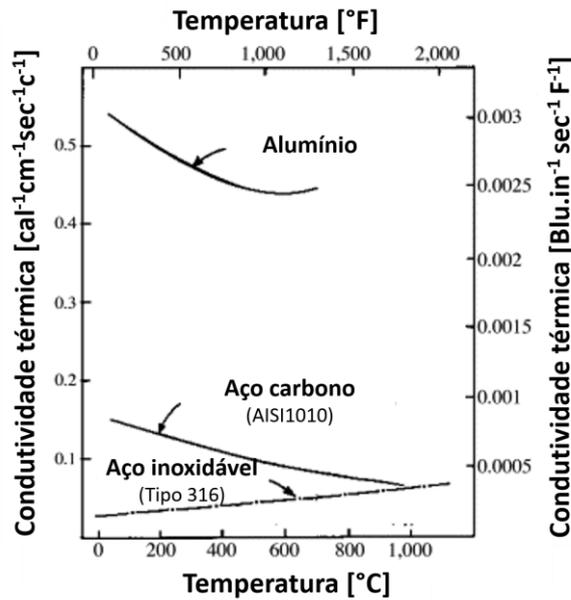


Figura 2: Comparação da condutividade térmica do Alumínio com aço carbono (AISI 1010) e aço inoxidável (AISI 316)[39].

A susceptibilidade de uma liga de alumínio a formação de trincas durante solidificação é fortemente relacionada aos elementos ligantes que compõem esta liga. Portanto, não é observado em alumínio puro [40]. A Figura 3(a) apresenta o efeito na sensibilidade a formação de trincas de solidificação de acordo com o elemento ligante de diferentes ligas de alumínio. A adição de elementos de liga provoca uma mudança na temperatura de solidificação do metal líquido podendo resultar na

formação de inúmeras fases como: soluções sólidas, compostos eutéticos, intermetálicos e gradientes de composição durante a solidificação, os quais apresentam propriedades físicas altamente dissimilares em relação a matriz de alumínio. A compreensão do mecanismo de formação de trincas de solidificação é complexo e está primeiramente relacionado com formação de um filme de metal líquido em torno dos contornos de grãos com temperatura de solidificação menor do que a da matriz, devido a geração de um gradiente de composição durante a solidificação. A literatura especializada [40] apresenta informações mais precisas a respeito deste assunto. Quando este filme de metal líquido atinge sua temperatura de solidificação ocorre a formação de trincas de solidificação devido ao diferente índice de retração deste filme, Figura 3 (b). Cada elemento de liga apresenta um pico de sensibilidade de acordo com a porcentagem atômica presente no alumínio puro, como apresentado na Figura 3(a).

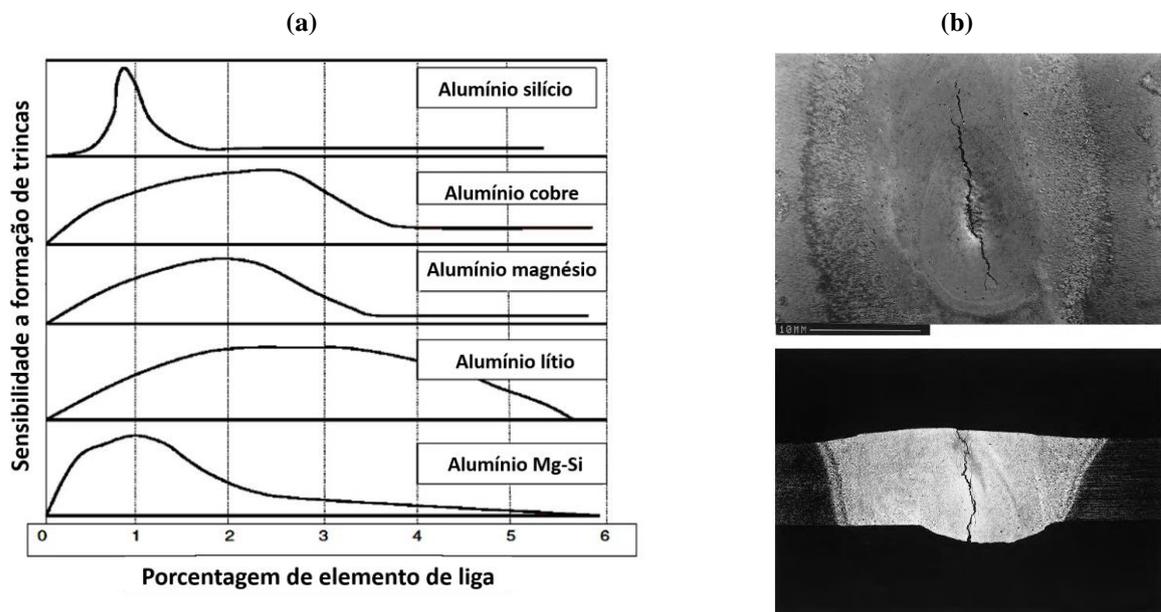


Figura 3: Efeito dos elementos de liga na sensibilidade a formação de trinca por solidificação (a) e macro análise de uma trinca de solidificação na superfície de uma solda TIG em AA5083 (b-fig. superior) e formação de um trinca de solidificação no cordão em um junta soldada por TIG em AA6082 com 3mm de espessura (b-fig. inferior).

Considerando as dificuldades impostas pelas propriedades físico-químicas do alumínio na produção de juntas de alta qualidade e as limitações dos processos convencionais de soldagem por fusão (principalmente relacionadas ao excessivo aporte térmico), a implementação de métodos de união no estado sólido apresenta-se como uma alternativa atraente do ponto de vista tecnológico. Este é o caso da soldagem por atrito linear e mistura – SALM, processo que surgiu primeiramente como uma tecnologia vêm ganhando espaço no cenário industrial e atenção da comunidade científica [13,41]. A SALM é capaz de produzir soldas com excelentes propriedades mecânicas e a natureza de união no estado sólido elimina grande parte dos problemas citados anteriormente, apresentando uma série de vantagens em relação aos processos convencionais.

3.2 Soldagem por Atrito Linear e Mistura – SALM

A Soldagem por Atrito Linear e Mistura - SALM (*Friction stir welding*- FSW) foi inventada em 1991 no TWI – *The Welding Institute* em Cambridge [42] e surgiu como um método promissor para união de metais, principalmente ligas leves no estado sólido, representando um dos maiores avanços do século XX nesta área. O sucesso desta técnica de soldagem está associado à capacidade de gerar uniões metálicas com alto grau de qualidade e ausência de defeitos em ligas de alumínio da família 2xxx e 7xxx que até pouco tempo eram consideradas ligas de baixa soldabilidade e em alguns casos insoldáveis pelos processos convencionais de soldagem [11,12,43,44]. Quando comparado com os processos baseados na fusão dos metais na região de soldagem, a SALM causa menores distorções, e as mudanças microestruturais e mecânicas são minimizadas. Estas características promovem extensivos benefícios na união de ligas de alumínio aplicadas na indústria aeronáutica, automotiva, ferroviária e na construção naval [12,43].

Devido ao estado sólido de soldagem, além das excelentes propriedades mecânicas e a baixa contração térmica associada com a solidificação e resfriamento, têm-se reduções significativas nos níveis de tensão residual imposta pela soldagem. O processo ainda permite monitoramento preciso dos parâmetros de soldagem que podem ser facilmente digitalizados e armazenados gerando um histórico de cada processo de soldagem realizado, o que facilita o monitoramento e controle pós- processamento [30,45,46].

Em essência, a SALM é um processo bastante simples; as principais etapas do processo podem ser visualizadas na Figura 4. O processo utiliza uma ferramenta não consumível a qual apresenta um movimento rotativo e é constituída de duas partes, um ombro cilíndrico e um pino concêntrico. Durante o processo, a ferramenta é forçada para baixo penetrando no volume do metal sólido e devido ao atrito entre metal e o material da ferramenta tem-se o aquecimento do sistema a temperaturas menores que a de fusão dos metais envolvidos, promovendo assim a plastificação do metal a ser soldado. A combinação da rotação da ferramenta e do deslocamento transversal ao longo da junta de soldagem provoca extrusão, forjamento e mistura do material plastificado ao seu redor, deslocando-o da frente do pino para trás, formando assim o cordão de solda. A compreensão do fluxo de material em volta da ferramenta durante a SALM é uma tarefa complexa e altamente dependente da geometria da ferramenta, dos níveis de rotação e da velocidade de deslocamento transversal [11,12,43,44].

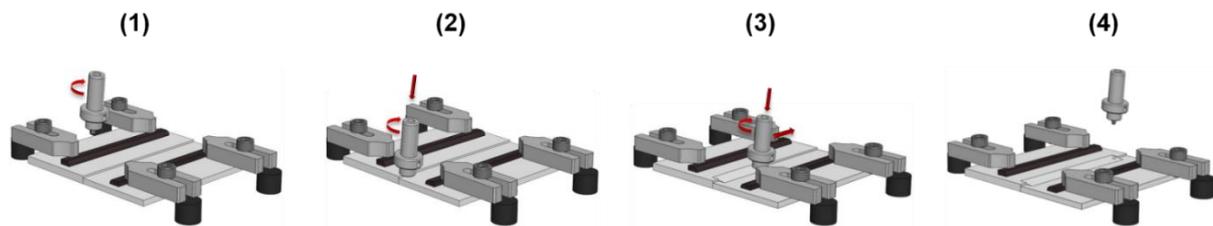


Figura 4. Processo de FSW: 1) Rotação da ferramenta, 2) penetração da ferramenta na interface das placas a serem soldadas, 3) deslocamento transversal da ferramenta, 4) saída da ferramenta.

O processo de SALM apresenta alta eficiência energética, tal como os outros processos de união no estado sólido quando associado com os processos a laser, TIG e MIG. Além de apresentar menor custo de produção, devido à simplicidade de operação. Outra vantagem que merece destaque está relacionada à compatibilidade ambiental do processo, pois não utiliza nenhum tipo de composto radioativo, gases especiais e não gera qualquer tipo de fumaça nociva ao ambiente.

Adicionalmente as vantagens da junção no estado sólido decorrente do baixo aporte térmico do processo, esta técnica elimina a preparação da superfície dos metais a serem unidos, a utilização de metais de enchimento e o uso de gases de proteção durante a soldagem [12,44]. Por outro lado, durante o processo um sistema bastante rígido de garras e barras de fixação são necessários para fixar as chapas metálicas e absorver o torque aplicado pela ferramenta durante a etapa de penetração e deslocamento transversal. Bem como um grande custo inicial para instalação dos sistema de soldagem e restrições geométricas.

O processo de SALM em ligas de alumínio passou a ser normatizado pela ISO (*The International Organization for Standardization*) a partir de 2011 e ainda não existe norma equivalente no Brasil. Esta norma foi preparada pelo *Internation Institute of Welding* e registrada pelo número ISO 25239-1[47]. No escopo desta norma são padronizados o vocabulário, os projetos de juntas, a qualificação do operador de soldagem, especificação e qualificação dos procedimentos de soldagem e a qualificação e inspeção requeridas. A Figura 5 apresenta um diagrama de processo esquemático retirado desta norma, e este será utilizado para uma melhor compreensão do processo.

Este diagrama de processo apresenta de forma detalhada o efeito das 4 etapas de processo descritas anteriormente (Figura 4) dividido em 6 períodos distintos. No período 1, uma velocidade rotacional constante n , é aplicada a ferramenta dando início ao processo. Em 2, um movimento vertical é imposto e a ferramenta movimenta-se na direção das chapas a serem unidas, caracterizando o tempo t_2 . Quando a ferramenta atinge a superfície das chapas, tempo t_3 , um aumento abrupto no valor absoluto da força axial é observado, caracterizando a etapa de penetração da ferramenta na interface das placas a serem soldadas. Até este período, a ferramenta apenas deslocou-se verticalmente em direção as placas a serem soldadas. Após o tempo de penetração da ferramenta, período 3 a 4, há a plastificação do metal

abaixo e na vizinhança da ferramenta e uma velocidade de deslocamento transversal na direção de soldagem é aplicada (período 5), iniciando a formação do cordão de solda. Durante o movimento transversal da ferramenta, índice 12 e período t_4 , a curva da força axial tende a atingir um regime constante, indicado pelo índice 13. Em 6, o movimento transversal da ferramenta é interrompido finalizando o cordão de solda, período t_5 , e um tempo de consolidação é criado no ponto 7, até a ferramenta ser completamente removida em 8, provocando uma abrupta queda na curva da força axial. A ferramenta é retirada do cordão de solda ainda em movimento rotacional, período t_6 , e em 9 o processo é completamente concluído com a interrupção deste movimento.

Esta descrição do processo, bem como o efeito causado na força axial, refere-se de uma situação generalizada. A escolha dos parâmetros de processo e características metalúrgicas das chapas a serem soldadas devem afetar consideravelmente o perfil destas curvas. Uma discussão a respeito do efeito dos parâmetros de processo no comportamento de soldagem será apresentado a seguir.

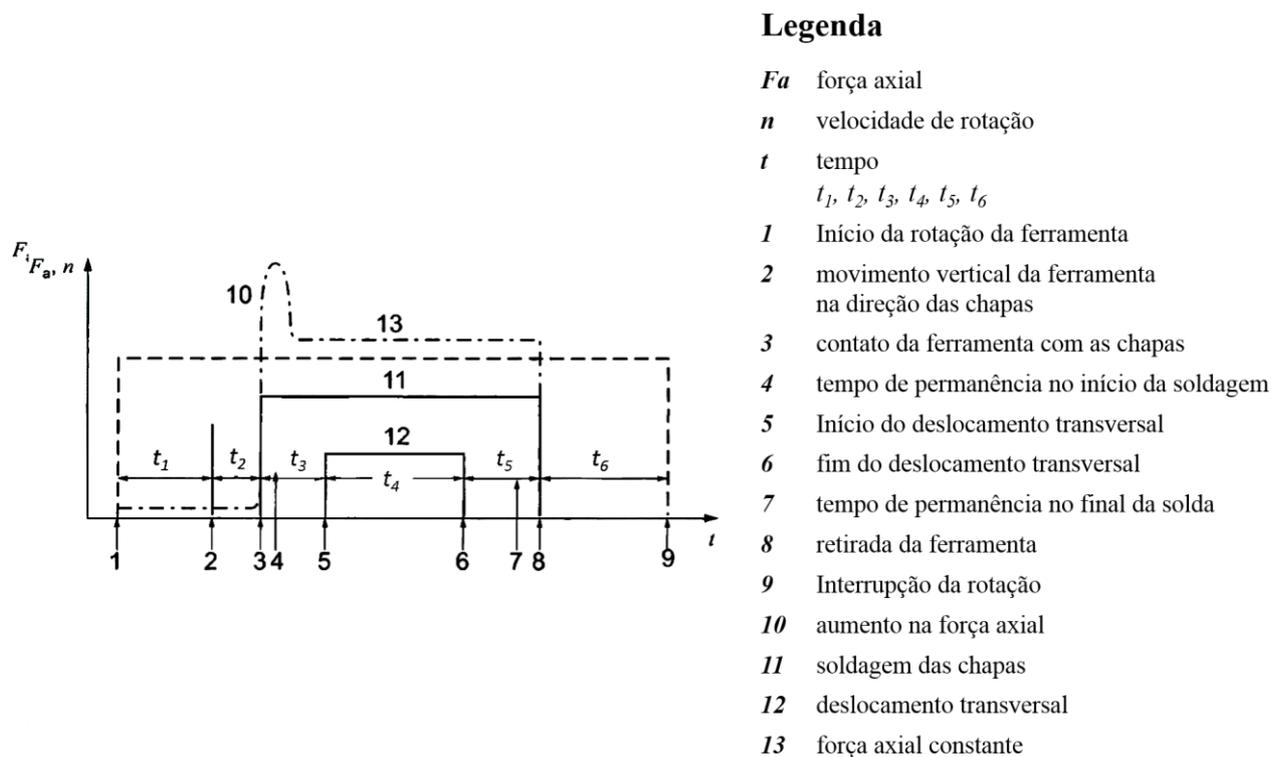


Figura 5. Diagrama do processo SALM, ISO 25239-1 [47]

3.2.1 Parâmetros de Processo e seus Efeitos na SALM

Na SALM, seis parâmetros de processo são extremamente importantes durante a soldagem e são identificados na Figura 6: velocidade de rotação da ferramenta (ω , rpm) na direção horária ou anti-horária, velocidade de soldagem ou velocidade transversal de deslocamento da ferramenta (V ,

mm/min) ao longo da linha de solda, pressão axial aplicada no eixo da ferramenta (F , kN) normal a superfície, ângulo de inclinação do eixo da ferramenta (*ângulo de ataque*), no caso particular em soldas com diferentes espessuras considera-se também o ângulo de inclinação lateral, temperatura inicial do processo e geometria da ferramenta.

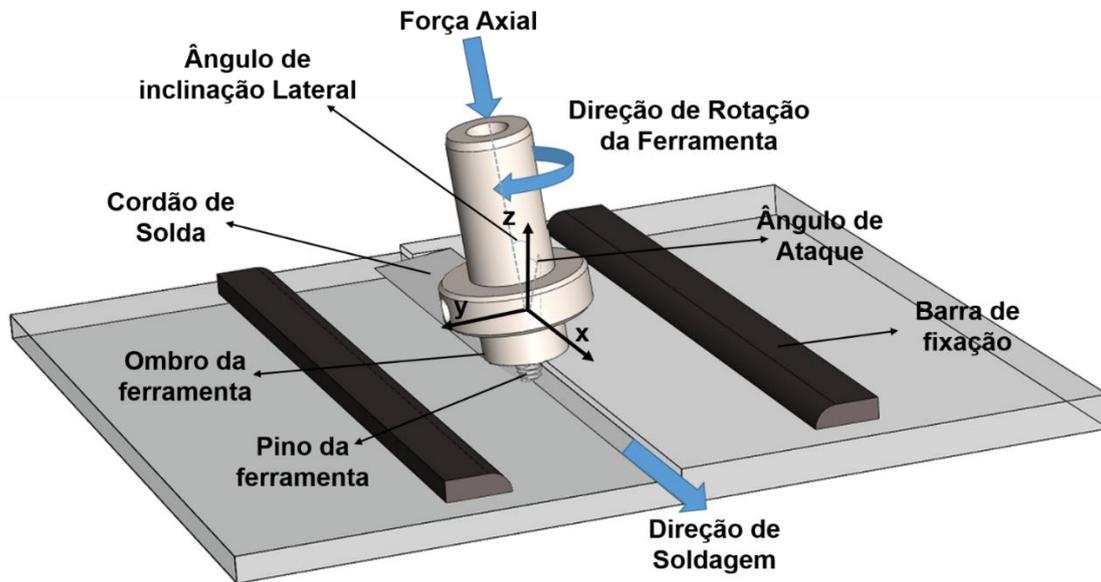


Figura 6. Representação dos parâmetros de processo durante a soldagem por fricção linear.

A geometria da ferramenta de SALM é um aspecto crucial no processo de SALM, uma vez que, atua diretamente na geração de calor e rege o padrão de fluxo do material plastificado, definindo a qualidade da união. Esta é a razão para o desenvolvimento de várias configurações de ferramentas, como por exemplo as desenvolvidas e patenteadas pelo TWI na referência [48]. A base da ferramenta, ou ombro, tem como principal função contribuir para a contenção do fluxo de material plastificado que é extrudado e forjado ao redor do pino durante o processo, impedindo que este escape na forma de rebarba. Quanto ao pino da ferramenta de SALM, sua geometria determina a relação entre o volume dinâmico (volume varrido pelo pino durante uma rotação completa, 360°) e o volume estático (volume do próprio pino). A relação entre estes volumes é determinante e atua diretamente no fluxo plástico do material e conseqüentemente na susceptibilidade a formação de defeitos [34].

O parâmetro rotação da ferramenta atua diretamente na mistura do material plastificado em volta do pino e na direção de avanço da solda, movendo o material plástico da frente para trás do pino e finalizando o processo de soldagem [49]. A velocidade transversal de avanço da ferramenta está diretamente ligada com a produtividade do processo, de maneira que, quanto mais rápida for a velocidade de avanço maior será a produtividade. Entretanto, o calor gerado no processo diminuirá, podendo comprometer o volume de metal plastificado em torno do pino.

A relação entre a velocidade de rotação da ferramenta e a velocidade de avanço transversal define a geração de calor durante a soldagem. Esta relação, comumente conhecida como “passo de soldagem”, determina uma das classificações mais comuns das soldas produzidas por SALM: soldas quentes e soldas frias. Quando o processo é conduzido com um passo de soldagem baixo, o que implica em um maior número de rotações da ferramenta por milímetro deslocado transversalmente tem-se uma solda quente, ao passo que aumentando este fator caminha-se para uma condição intermediária de geração térmica e altos passos de soldagem resultam em uma solda fria [11,35]. Diferentes passos de soldagem resultam em geração térmica e fluxo plástico característico e conseqüentemente conduzirão a juntas com características microestruturais e propriedades mecânicas distintas. A quantidade de avanço da solda por unidade de rotação da ferramenta é também um indicador da proporção de mistura de metal plastificado por unidade de comprimento: se o passo de soldagem for baixo, a mistura ou a deformação plástica por unidade de comprimento é alta comparada com um alto passo de soldagem, e apresenta um alto aporte térmico gerado por unidade de comprimento durante a soldagem [35].

A força axial, outro parâmetro importante no processo de SALM, garante a consolidação do material plastificado através de um contato estreito entre a superfície da junta soldada e o ombro da ferramenta, restringindo a fuga de material da zona de soldagem e a formação de defeitos. Se a força axial é insuficiente, haverá heterogeneidade de distribuição de material na superfície de soldagem e na trajetória da ferramenta [11,34-35].

3.2.2 Geração e Transferência de Calor na SALM

Existem diversos modelos na literatura que se propõem a descrever a geração e transferência de calor durante o processo de soldagem por fricção linear [49–53]. O calor gerado durante a SALM é geralmente atribuído à combinação de dois diferentes mecanismos: (i) fricção entre a interface ferramenta e chapa e, (ii) a deformação por cisalhamento plástico do metal na vizinhança do pino. Alguns autores assumem que a distribuição de calor é linearmente proporcional à distância do centro da ferramenta. A maior dificuldade em usar os modelos propostos na literatura é que muitos deles utilizam o coeficiente de fricção como variável de entrada. Este parâmetro, por sua vez, é dependente do estado viscoplástico do material soldado e de difícil medição [52,53].

Khndkar e colaboradores [53] propuseram um modelo para descrever a geração de calor através da medida experimental do torque. Para tanto, é considerado que a tensão de cisalhamento entre a interface ferramenta/peça a ser soldada permanece uniforme durante a soldagem. Esta simplificação e a aceitação deste modelo correspondem a um ganho considerável para a prática experimental, uma vez

que, não se faz mais necessário a medida do coeficiente de fricção para as avaliações do comportamento térmico durante a soldagem.

A interface ferramenta/peça pode ser segmentada em duas componentes: a interface entre ombro da ferramenta/superfície da peça e a interface do pino/interior da peça. O calor gerado por estas duas componentes, considerando o torque experimental, pode ser descrito como se segue [53]:

$$Q_{interface} = Q_{total} \times \frac{\text{Torque gerado pela area da interface}}{\text{Torque Total}} \quad (1)$$

Onde $Q_{interface}$ representa o calor gerado na interface e Q_{total} representa o calor total. O torque total durante o processo de soldagem pode ser dividido em três componentes: o torque devido ao contato do ombro da ferramenta com a superfície da peça, torque devido à interação do fundo do pino e a peça, e o torque devido ao contato vertical da superfície do pino, os quais podem ser descritos da seguinte forma:

$$M_{ombro} = \int_{r_i}^{r_0} (\tau r)(2\pi r) dr \quad (2)$$

$$M_{base\ do\ pino} = \int_0^i (\tau r)(2\pi r) dr \quad (3)$$

$$M_{superfície\ do\ pino} = (\tau r_i) 2\pi r_i h \quad (4)$$

Onde:

r distância radial do centro da ferramenta

r_i raio do pino

r₀ raio do ombro

h Comprimento do pino

Entretanto, desconsiderando esta simplificação, um comportamento assimétrico é observado em termos de deformação por cisalhamento plástico do metal na vizinhança do pino da ferramenta. Esta assimetria surge da composição vetorial da velocidade de rotação e translação da ferramenta de soldagem. Desta análise são definidos os lados de avanço e retrocesso da ferramenta [54]. Quando o sentido dos vetores lineares de rotação e deslocamento transversal coincidem, define-se o lado de avanço da ferramenta. A condição oposta por sua vez, origina o lado de retrocesso. No lado de avanço, devido a composição vetorial, o volume de material é submetido a um estado de tensão cisalhante, enquanto que, no lado de retrocesso é gerado um estado de tensões compressivas [34,54]. Esta assimetria afeta a geração e transferência de calor e tende a ser acentuada em condições dissimilares (soldagem com diferentes materiais e/ou espessuras de chapas) de soldagem.

A compreensão da geração de calor e a sua distribuição no volume metálico da região soldada permite uma avaliação precisa das modificações microestruturais ocorridas durante e após a soldagem, incluindo tamanho e forma dos grãos, assim como é possível avaliar a quebra e redistribuição de

partículas solubilizadas, compreensão do estado de distorções e tensões térmicas residuais impostas pelo processo SALM [52].

3.2.3 Transformações Microestruturais Resultantes da SALM

A combinação das intensas taxas de deformações e altas temperaturas na região central da solda, onde ocorre intensa mistura do material plastificado, resulta na formação de grãos recristalizados e o desenvolvimento de uma microestrutura heterogênea perpendicular ao cordão de solda. O resultado desta heterogeneidade microestrutural é, em sua maioria decorrente do processo de recristalização dinâmica na região zona de mistura (*nugget*). Bem como, devido a deformação mecânica e crescimento dos grãos em regiões adjacentes [11,12]. Assim, baseado nas modificações microestruturas induzidas pelo processo, normalmente três zonas microestruturais distintas são observado após a SALM, como apresentado na Figura 7.

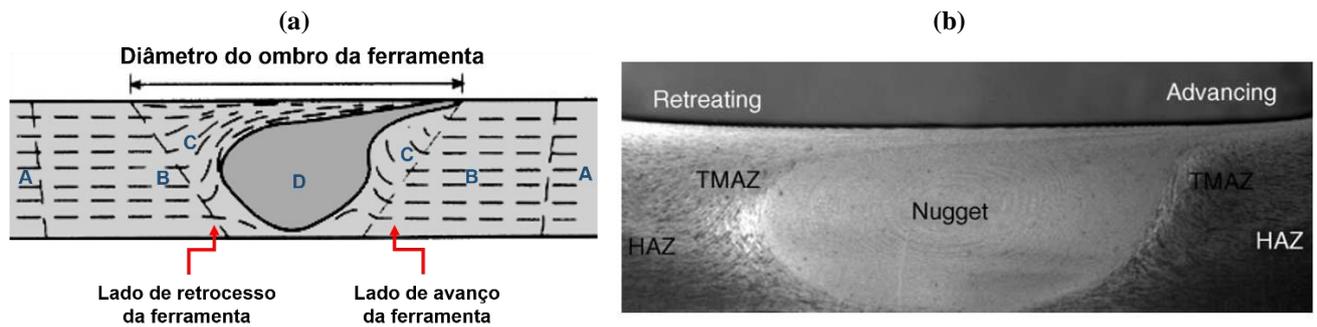


Figura 7: Desenho esquema de uma típica secção transversal de juntas soldadas por SALM (a). Onde (A) representa o material de base -MB, (B) zona afetada pelo calor - ZAC, (C) zona termomecanicamente afetada-ZTMA e (D) zona de mistura (*nugget*). Na figura (b) a macrográfica de um junta soldada por SALM. Imagem adaptado de [11]

Na zona central da solda, zona de mistura, as intensas taxas de deformação impostas pela rotação do conjunto pino e ombro da ferramenta combinados com o calor gerado por atrito resultam na formação de uma microestrutura fina e dinamicamente recristalizada [34,55]. O formato da zona de mistura é fortemente influenciado pela geometria da ferramenta, bem como pelos parâmetros de soldagem adotados. Dependendo dessas combinações de processo impostas observa-se a formação de uma zona de mistura com padrões de fluxo na forma de anéis concêntricos (*onion rings*). Ma e colaboradores [56] concluíram que em liga de alumínio A356 submetida a SALM, a velocidade de rotação apresenta grande influência na forma da zona de mistura. Para rotações de 300-500 rpm a zona de mistura caracteriza-se por um formato de bacia (*basin-like*), ao passo que, rotações elevadas 700-900 rpm resultam na formação de um zona de mistura com anéis concêntricos (*onion rings*), semelhante à apresentada na Figura 7(b).

As diferentes taxas de deformação induzidas nos lados de avanço e retrocesso da ferramenta provocam a deformação do padrão de fluxo marcado pelos anéis concêntricos próximo a superfície de contato com o ombro da ferramenta formado no lado de avanço. Esta assimetria é denominada de “calda do *nugget*” e é caracterizada também por ser recristalizada dinamicamente, constituindo uma extensão da zona de mistura.

O processo de recristalização dinâmico característico na zona de mistura foi descrito por Su e colaboradores [57] para soldas realizadas na liga Al7050. A partir de análises por microscopia eletrônica de transmissão foi proposto um mecanismo para descrição do processo de recristalização na zona de mistura. Este mecanismo foi dividido em quatro estágio: 1 - introdução de discordâncias, 2 - recuperação dinâmica, 3 - recristalização dinâmica contínua e 4 - repetição da introdução de discordância seguido de uma recuperação parcial. Desta maneira, o processo de recristalização pode ser resumido em recristalização dinâmica contínua baseado em recuperação parcial e crescimento de grão associado às repetidas absorções de discordâncias nos contornos de grão.

A deformação plástica induzida pelo movimento mecânico da ferramenta afeta regiões adjacentes à zona de mistura, provocando a deformação e orientação dos grãos no sentido do fluxo do material. Esta região é identificada na Figura 7 pelo índice C, e é denominada de zona termomecanicamente afetada - ZTMA. A severidade com que ocorre a mistura na região central da solda promove, nesta região adjacente, intensa deformação mecânica dos grãos, os quais apresentam-se extremamente alongados em algumas regiões deformados com orientação em até 90° em relação a orientação de laminação. Arora e colaboradores [51] estudaram o efeito do torque e potência na soldagem da liga de Al2524 através de modelos numéricos resolvendo equações de conservação de massa e momento, e avaliaram as alterações microestruturas induzidas nessas juntas. Estes pesquisadores concluíram que altos valores de rotação provocam a formação de uma ZTMA ligeiramente maior devido ao aumento da potência de soldagem e o pico máximo de temperatura no processo.

Adjacente a ZTMA, a microestrutura das juntas soldadas reflete o efeito da transferência de calor. A propagação do calor provoca nesta região alterações estruturais como envelhecimento ou recozimento, embora não sejam visíveis por MO. Esta região é conhecida como zona afetada pelo calor (ZAC) e identificada na Figura 7 pelo índice B. Em termos de dureza, quando a soldagem é realizada em ligas de alumínio tratáveis termicamente, observa-se uma diminuição local de dureza nesta região decorrente da solubilização dos precipitados os quais foram criados na etapa de tratamento térmico. No entanto, em ligas de alumínio endurecidas por trabalho mecânico este efeito não é pronunciado [55].

Distante do centro da solda, adjacente à ZAC, é caracterizada a última zona microestrutural da secção transversal analisada. Nesta região não são observadas alterações da microestrutura, e esta é denominada metal de base (MB), representada na Figura 7 pelo índice A.

3.2.4 Aplicações Industriais e Considerações Finais

O processo de SALM está ganhando maturidade e com isso conquistando espaço no mercado em diversas aplicações industriais, principalmente no setor de transporte, onde a utilização de ligas leves e projetos onde a redução de peso de estruturas são priorizados. Entretanto, aplicações em dispositivos eletrônicos finos, como o caso o iMac da Apple [58] é um excelente exemplo da capacidade de aplicação deste processo, Figura 8. Nesta situação o invólucro é produzido com chapas extremamente finas de alumínio e processos tradicionais de soldagem não são adequados para a união da parte frontal com o fundo do iMac.

O setor de transporte apresenta vários exemplos de sucesso da aplicação de SALM, como o encontrados na aeronave Eclipse 500 da Eclipse Aerospace [59], Figura 7. Esta aeronave foi pioneira no uso de SALM em estruturas primárias e foram substituídos 7378 rebites por 136m de soldas. Esta substituição de processos diminuiu o tempo de união em 10 vezes em relação ao processo manual de rebitagem.



Figura 8. Recentes aplicações industrial da SALM, da direita para esquerda: iMac da Apple, aeronave Eclipse 500, Ford GT e navio *Freedom* calss *Littoral Combat* da Navy

No setor automotivo a manufatura de componentes soldados por SALM começou a ser desenvolvida em 1998, quando o TWI estabeleceu parcerias com a BMW, Daimler-Chrysler, Ford, General Motors, Land Rover, Volvo, Tower Automotive, e EWI com o intuito de explorar este conceito de soldagem na produção de painéis de alumínio sob medida (*tailor welded blanks*) em portas e eixos [60]. O Ford GT, Figura 8, utiliza SALM para soldagem dos tuneis de proteção do tanque de combustível e estruturas do assoalho.

Aplicações no setor de construção naval também já são encontradas. A companhia americana Navy começou a utilizar SALM em ligas de alumínio da famílias 5xxx (5083, 5456) e 6xxx (6082) em componentes do navio *Freedom-class Littoral Combat* (LCS-2), Figura 8. A SALM substitui neste setor processos convencionais de soldagem a arco elétrico na produção de soldas longas em perfis de alumínio extrudados [13,61].

A SALM pode, definitivamente, revolucionar diversas áreas industriais. As pesquisas estão caminhando no sentido de compreender profundamente as complexas interações físicas que regem este processo que surgiu como uma tecnologia nos anos 90. Neste cenário a precisa compreensão da geração e propagação de calor durante o processo, bem como a descrição do fluxo de material na zona de soldagem ainda são mecanismos que devem continuar no foco de pesquisas científicas. Estes princípios físicos básicos que regem a SALM afetam a microestruturas e as propriedades mecânicas das juntas soldas por este processo. Portanto, a correlação entre estes fenômenos devem ser precisamente conhecidos para melhorar a resistência final e a qualidade das juntas. Outro ponto crucial para o desenvolvimento do processo e sua difusão no mercado está relacionado com a otimização de parâmetros de processo para novos materiais. Existe um grande esforço da comunidade científica, impulsionado pela indústria, em viabilizar a soldagem de metais mais duros como aços inoxidáveis [62–64], aços com alto teor de carbono [64–67] e titânio e suas ligas [68–70]. Além disso a soldagem em configurações dissimilares e com geometrias complexas devem ser avaliadas, bem como as informações relativas à vida útil, durabilidade e propriedades mecânicas em escala local. Informações indispensáveis para projetos de manufatura de estruturas avançadas com alto desempenho.

3.3 Sistema de Correlação Digital de Imagens

No contexto da caracterização das propriedades mecânicas dos materiais em escala local, a utilização de sistemas ópticos para correlação digital de imagens estão ganhando destaque no cenário científico, com aumento de precisão da medição da deformação de materiais em escala nano [71], micro [72-73] e macrométrica [74-75]. A precisa medição da deformação é um parâmetro indispensável para a determinação de importantes propriedades (ex.: curva tensão-deformação, módulo de Young, módulo de Poisson, etc.).

A técnica de Correlação Digital de Imagem – DIC (*Digital Image Correlation*) é baseada na comparação de medidas experimentais realizadas na superfície de objetos antes, durante e depois da aplicação de uma deformação. Tipicamente nesta técnica são realizadas aquisições de imagens digitais de alta resolução por câmeras com elevada velocidade de captação de imagens e o processamento computacional é realizado através de um algoritmo de correlação de imagens [75,76].

Durante a medida experimental são feitas centenas de fotos da superfície do objeto a ser estudado, sobre a qual foi criada propositalmente um padrão estocástico de manchas pretas. Este padrão aleatório de manchas na superfície é geralmente produzido pela aplicação de uma tinta spray criando um contraste entre uma camada de fundo branco e finos respingos de pontos pretos, Figura 9.

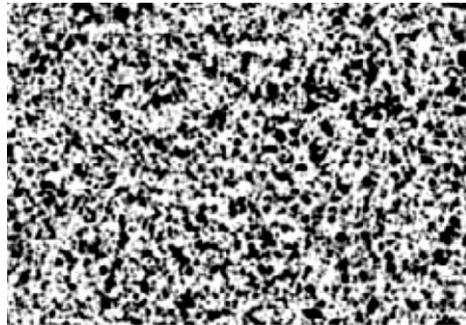


Figura 9: Padrão estocástico em escala de cinza produzido na superfície de um objeto para realização de medidas via DIC.

Após a aquisição das imagens, na etapa de correlação e processamento, a cada imagem é aplicada uma malha de elementos finitos. Estes elementos contêm um número finito de pixels e a dimensão destes define a resolução e precisão da malha. Cada elemento da malha é composto por um número de manchas e o algoritmo de correlação utilizado este padrão aleatório para calcular os deslocamentos e assim a deformação na superfície tomando-se como referência a primeira imagem (imagem de referência) e as imagens subsequentes (imagens deformadas) [76-77].

Neste trabalho foi utilizado um sistema comercial para realizar estas análises de correlação digital de imagem (Aramis da GOM [78]) na avaliação das propriedades locais das juntas soldadas por SALM. O Aramis, bem como os métodos de DIC, é uma técnica sem contato e independe do material que compõem o objeto a ser analisado, sendo adequado para testes com carregamento quasi-estático ou dinâmicos. O procedimento computacional é baseado na observação de uma malha composta por elementos quadrados ou retangulares. As configurações padrões de processamento do Aramis utilizam elementos com 15 x 15 pixels, resultando em uma boa relação entre precisão e tempo de processamento [79]. O deslocamento, bem como a deformação local, são calculados a partir das coordenadas armazenadas em cada elemento que compõem a malha no estado inicial e deformado. A Figura 10 apresenta a identificação de cinco elementos de malha (quadrados verdes) na imagem de referência e o estado deformado destes elementos na imagem deformada. Após o processamento pelo algoritmo de correlação, o qual baseia-se no cálculo das coordenadas espaciais destes elementos para obtenção do tensor deformação. Assim, é obtida uma imagem com o mapa de concentração local de deformação.

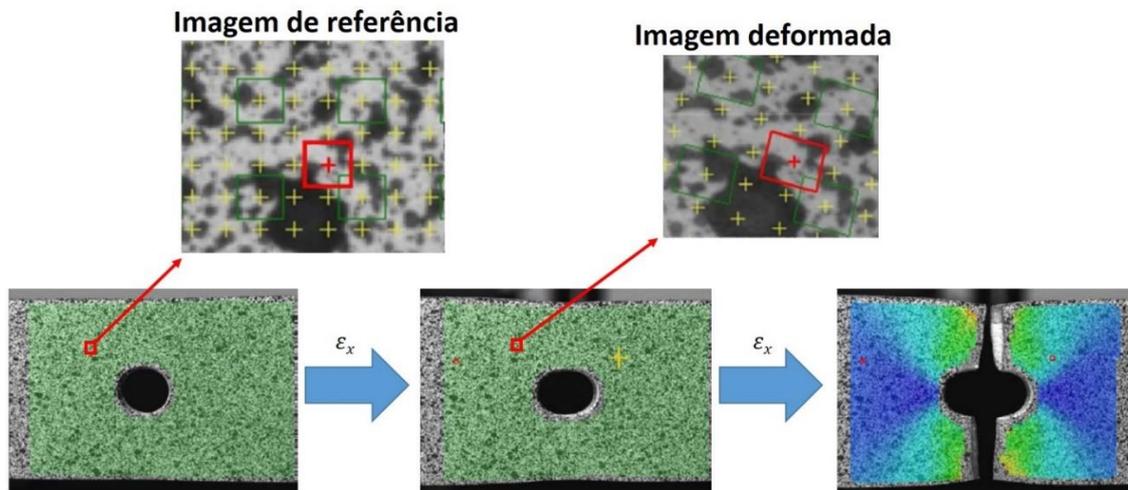


Figura 10. Representação dos elementos da malha na imagem de referência e imagem deforma, parte superior da figura, e representação da malha no estágio de referência e após a deformação, nas imagem inferiores.

Em sistemas de DIC as coordenadas, deslocamento e deformação são determinados somente na superfície do objeto, limitando os cálculos da deformação local a superfície tangencial do objeto. Desta forma o completo tensor de deformação não é calculado, ou seja, não é possível calcular o tensor deformação tridimensional. Neste caso, o cálculo das alterações na espessura do objeto é baseado na suposição de volume constante do material durante o carregamento.

Embora apresente algumas limitações, sistemas de correlação digital de imagens estão sendo utilizados com sucesso para caracterização local de corpos de prova. Já em 1987 McNeill e colaboradores [80] apresentaram uma metodologia para calcular o fator de concentração de tensão utilizando sistemas de correlação digital de imagem. Neste trabalho os métodos experimentais e analíticos foram descritos para diferentes geometrias de corpo de prova mostrando-se preciso. Mogadpalli e colaboradores [81] baseados neste princípio determinaram o fator de intensidade de tensão para trincas em materiais compósitos reforçados com fibra e Abanto-Bueno e colaboradores [74] em copolímeros funcionais. Estes trabalhos são exemplos representativos do potencial da aplicação desta técnica para caracterização das propriedades mecânicas de materiais de natureza distintas.

Em termos de aplicação em estruturas soldadas, Ambriz e colaboradores [82] construíram curvas tensão-deformação dinâmicas em corpos de prova de ligas de Al6061-T6 soldados por um processo derivado da soldagem por arco submerso, através de um ensaio de impacto. Para realizar as aquisição das imagens uma câmera de alta velocidade foi utilizada. Curvas tensão-deformação reais em soldas a ponto por resistência foram obtidas no trabalho de Kang e colaboradores [83]. A caracterização das subzonas de soldagem no processo de SALM por DIC foi investigada por Genovais e colaboradores [30] em ligas de Al AA2024 e Al AA5251 e os pesquisadores que a introduziram para

este fim, Reynolds e Duvall [27], estudaram as propriedades mecânicas locais da zona de recristalização dinâmica de juntas de Al AA5454 soldadas por SALM. Recentemente, Leitão e colaboradores [29-31] têm apresentado resultados desta técnica para caracterização de juntas soldadas considerando reduções locais nas secções transversais dos corpos de prova através do ensaios de tração convencional e ensaios de cisalhamento.

CAPÍTULO 4

Neste capítulo serão apresentados os procedimentos experimentais adotados para produção e avaliação das juntas soldadas em TWB, bem como materiais utilizados, equipamentos e sistemas de caracterização.

4. Procedimentos Experimentais

4.1 Programa de Soldagem

O procedimento experimental deste trabalho foi dividido em atividades específicas e classificado em etapas dentro de um programa de soldagem nomeado TWBs, Figura 11. Dentro deste programa, três configurações de juntas (numeradas de I a III) foram produzidas e avaliadas através de etapas de caracterização quanto a: estabilidade, desenvolvimento e características do processo de SALM; mudanças microestruturas induzidas pela soldagem e; quanto a resposta mecânica em escala local e global.

Na configuração I foram produzidas soldas dissimilares com chapas laminadas de Al AA5059-H11 e AA5083-H11 com 6 e 8mm de espessura respectivamente. Dentro da configuração II foram produzidas soldas similares com chapas extrudadas de Al AA6082-T6 com 6 e 8mm de espessura. Sendo o AA6082 uma liga tratável termicamente, a qual apresenta uma microestrutura criada através de um processo térmico controlado. Nesta configuração um estudo da influência do aporte térmico da soldagem nas propriedades da junta foi realizado. Finalmente, na configuração III foram realizadas e investigadas soldas dissimilares em TWB combinando dois dos materiais anteriormente avaliados: AA6082 e AA5083, com 6 e 8mm de espessura respectivamente.

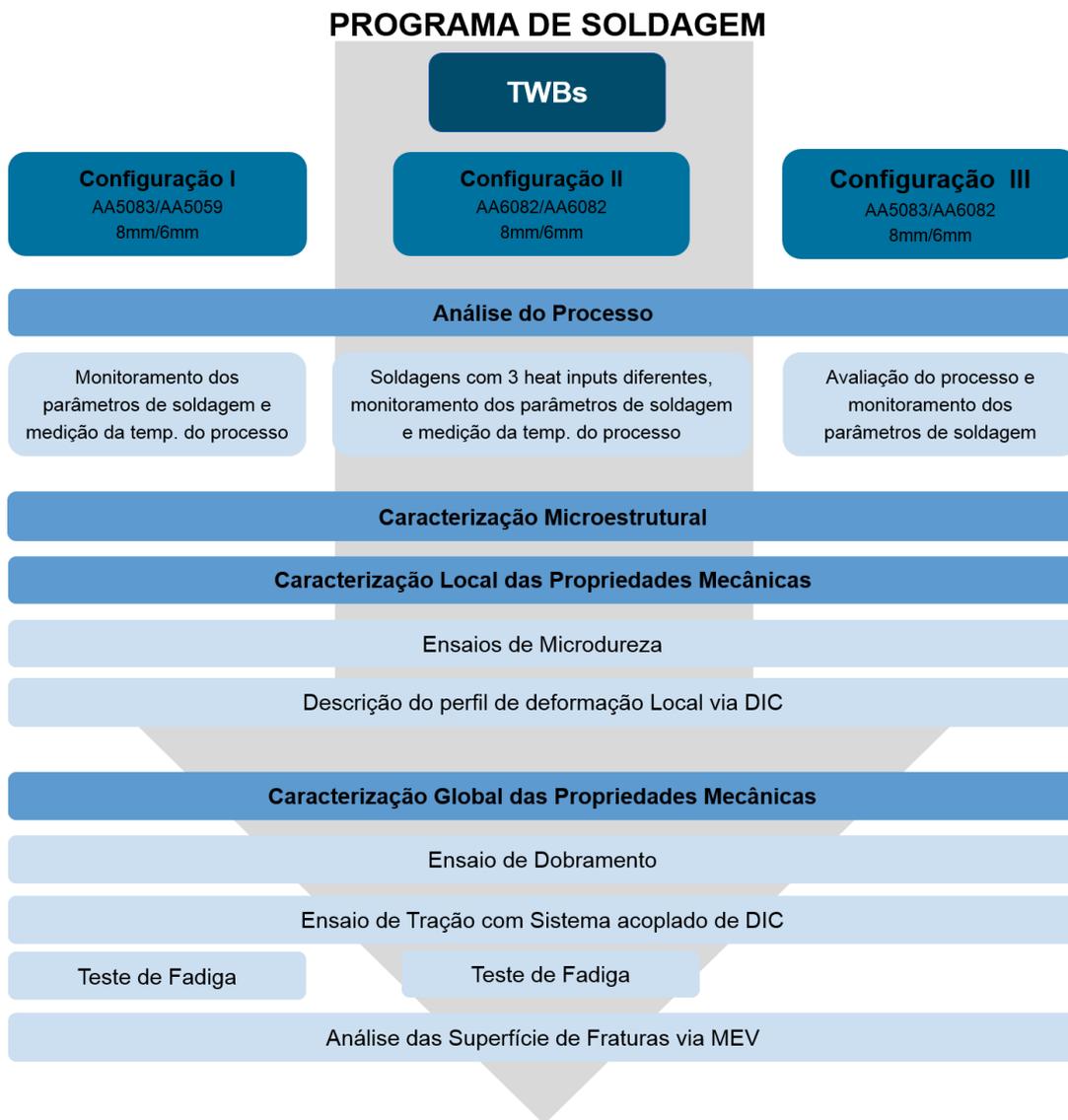


Figura 11: Programa de Soldagem

4.2 Produção das Soldas

4.2.1 Equipamento de Soldagem

As soldas foram produzidas por SALM utilizando o equipamento *FSW-Gantry System* desenvolvido pelo HZG. O *FSW-Gantry System* permite o monitoramento do processo de soldagem e dados como: força aplicada sobre o eixo de rotação da máquina, torque aplicado pela ferramenta, velocidades de rotação e avanço transversal, os quais são precisamente controlados. Após a SALM um histórico da evolução destes parâmetros é criado e disponível para avaliação pós-processamento. A máquina de soldagem e suas especificações são apresentadas na Figura 12.



FSW - Gantry System

Força axial: máx. 60kN
Força lateral: máx. 15kN
Força na direção de soldagem: máx. 20kN
Velocidade de rotação: entre 200 e 6000rpm
Comprimento máximo de soldagem: 2500mm

Figura 12. Máquina de SALM - *FSW Gantry System*

4.2.2 Procedimento de Soldagem em TWB

As soldas nas três configurações propostas foram produzidas em chapas de 1000mm de comprimento por 150mm de largura e espessuras de 6 e 8mm. O processo de SALM é assimétrico em termos de taxa de deformação e temperatura, como discutido anteriormente no tópico 3.2.3. Portanto, a chapa de maior espessura foi fixada no lado de avanço da ferramenta, Figura 13(a). Esta posição de fixação foi adotada pois supõem-se que temperaturas mais elevadas serão atingidas neste lado da solda, contribuindo assim para plastificação eficiente do maior volume de material presente neste lado, o qual decorre obviamente da maior espessura da chapa.

A ferramenta de SALM utilizada é apresentada na Figura 13(b). Esta ferramenta é composta por um pino com rosca cônica de 8mm de diâmetro com três cortes planos e um ombro com estrias em espiral de 20mm de diâmetro. As duas partes que compõem a ferramenta foram produzidas em aço ferramenta HOTVAR pela oficina interna do HZG. Este aço de alto desempenho é caracterizado por alta resistência ao desgaste e resistência a fadiga térmica e apresenta como principais elementos de liga molibdênio e vanádio [84].

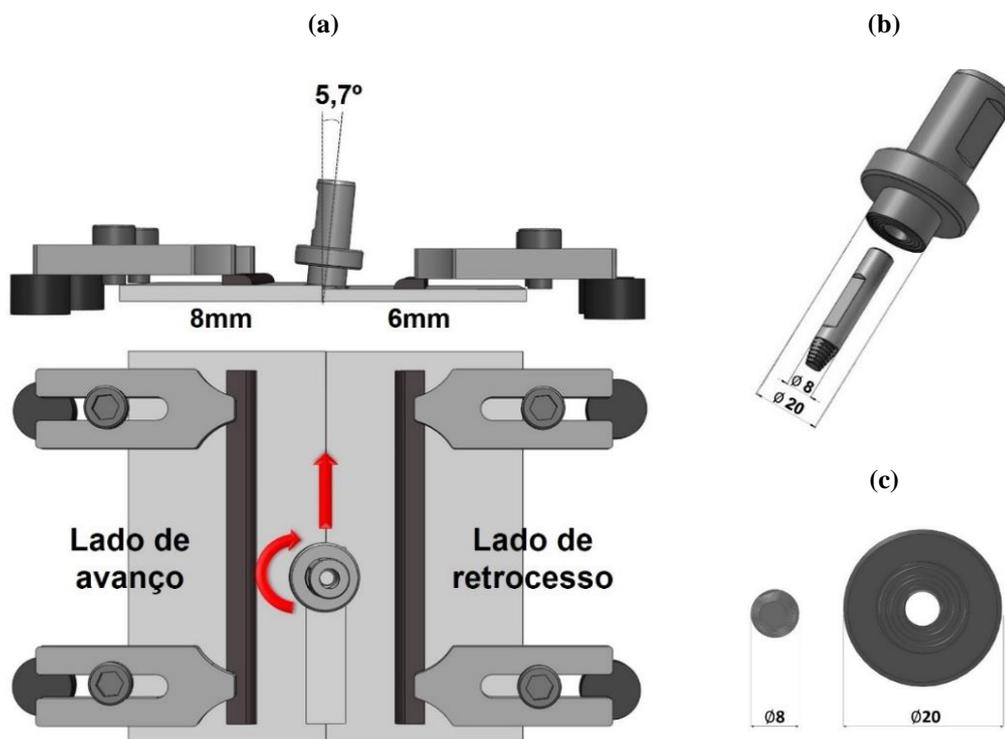


Figura 13: Desenho esquemático da fixação das chapas e inclinação da ferramenta durante a soldagem (a); vista explodida da ferramenta de SALM (b); vista inferior da base do pino e ombro da ferramenta (c). Note que a chapa de maior espessura foi fixada no lado de avanço. Este procedimento foi adotado para as três configurações de soldagem.

A fim de compensar a diferença de espessura entre as chapas, um ângulo de inclinação lateral deve ser aplicado a ferramenta de soldagem, como ilustrado na Figura 13(a). Entretanto, a máquina de soldagem utilizada é limitada quanto a este tipo de movimento lateral da ferramenta, logo, a compensação da diferença de espessura foi induzida através da inclinação da mesa de soldagem em 5,7°, como apresentado na Figura 14(a).

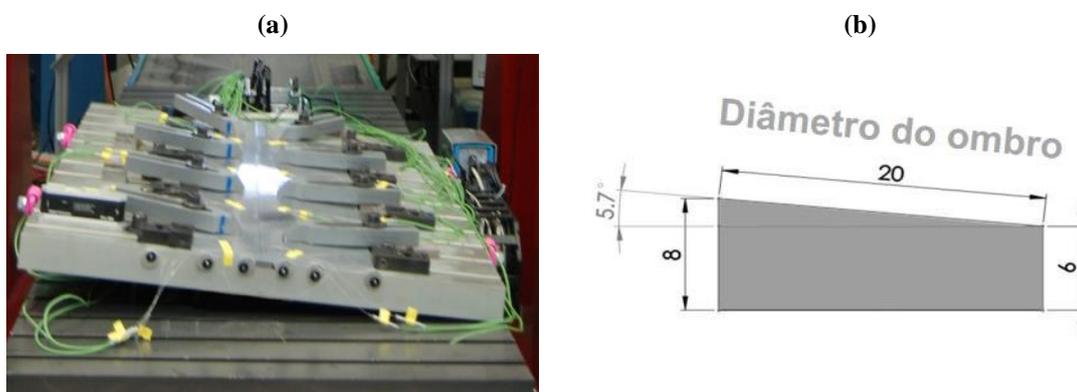


Figura 14: Foto da mesa de soldagem inclinada em 5,7° (a) e esquema trigonométrico adotado para o cálculo do ângulo de inclinação lateral (b).

A inferência do ângulo de inclinação lateral foi baseada em um esquema trigonométrico, Figura 14(b), o qual leva em consideração a diferença de espessura entre as duas chapas e o diâmetro do ombro da ferramenta. Assim, espera-se que a inclinação lateral proposta seja adequada para a produção de um cordão de solda com uma superfície de inclinação suave, unindo efetivamente as duas chapas e otimizando a perda de material na formação de rebarbas. Para a exata medição deste ângulo de inclinação da mesa, um transferidor digital com resolução de 0,01 graus foi utilizado.

4.2.3 Materiais

Os materiais utilizados para a produção das juntas em TWB na configuração I foram chapas de ligas comerciais de alumínio AA5059-H11 e AA5083-H11 laminadas a frio medindo 150mm de largura, 1000mm de comprimento e, 6mm e 8mm de espessura respectivamente. A composição química padronizada, bem como os resultados das análises químicas são apresentados na Tabela 1. Em ambas as ligas o magnésio e manganês são os principais elementos ligantes, os quais apresentam-se em solução sólida na matriz de alumínio. A liga AA5059 foi desenvolvida particularmente para a indústria de construção naval e apresenta um incremento de 26% na resistência ao escoamento em relação a liga AA5083 [85]. Este incremento é principalmente provocado pelo aumento do peso atômico de Mn e Mg, os quais intensificam o efeito de encruamento do Al quando submetido ao endurecimento por trabalho a frio. A liga AA5059 apresenta ainda adições de Zn em maior teor promovendo um efeito de refinamento de grão e formando uma fase ternária Al-Mg-Zn estável, que ocupa o contorno de grão em substituição da fase- β (Al_3Mg_2), a qual durante ciclos térmicos pode migrar para os contornos de grão e promover a sensibilidade a corrosão sob tensão [86]. Ambas as ligas apresentam excelente resistência a corrosão, conformabilidade e soldabilidade [87].

A configuração II foi produzida com uma liga comercial de alumínio tratável termicamente, AA6082-T6, cuja composição química é apresentada na Tabela 1. Esta liga contém silício e magnésio na proporção requerida para a formação de siliceto de magnésio (Mg_2Si), a qual é 1.73:1. A designação T6 refere-se a produtos solubilizados e envelhecidos artificialmente. As ligas de sistema Al-Mg-Si, apresentam como principal mecanismo de endurecimento a precipitação controlada do intermetálico Mg_2Si , o qual apresenta máxima solubilidade no alumínio de 1.85% e diminui com a redução da temperatura [87]. A liga AA6082, assim como as anteriores, apresenta boa conformabilidade, resistência a corrosão e soldabilidade, os quais são compatibilizados com maiores níveis de resistência mecânica. As chapas comerciais desta liga foram obtidas por extrusão, medindo 150mm de largura, 1000mm de comprimento e 6mm e 8mm de espessura. A chapa de maior espessura foi fixada no lado de avanço da

ferramenta, pelo mesmo motivo explicado anteriormente e a soldagem por SALM foi realizada na direção de extrusão em todas as condições propostas.

Soldas dissimilares combinando a liga tratável termicamente (AA6082 – 6mm de espessura) e a não tratável termicamente (AA5083 – 8mm de espessura) foram produzidas na configuração III. Nesta configuração a liga com menor condutividade térmica, AA5083 (120W/m.K [87]), foi fixada no lado de avanço da ferramenta, pois este é ligeiramente mais quente. A liga AA6082, por sua vez, que apresenta maior resistência mecânica e condutividade térmica (180W/m.K [88]) foi fixada no lado de retrocesso da ferramenta. As chapas utilizadas para produção das soldas nesta configuração apresentam a mesma dimensão das descritas anteriormente.

Em relação a funcionalidade dos demais elementos de liga presentes nas ligas de alumínio aplicadas para a produção das juntas em TWB pode-se destacar de maneira geral que a presença do cromo em proporções de 0,05–0,25%, principalmente nas ligas Al-Mg (AA5083) tem um efeito de controle de tamanho de grão, e nas ligas Al-Mg-Si previne o crescimento de grão durante o tratamento térmico. O ferro e silício são as principais impurezas encontradas em ligas comerciais de alumínio, e seus níveis em ligas comerciais são geralmente reduzidos a valores menores que <0,5%, salvo casos onde o silício é adicionado como elemento principal de liga (como por exemplo na liga AA6082) [87].

Tabela 1: Composição química das ligas de alumínio.

	Peso %	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
5059	Padrão [87]	<0,45	<0,5	<0,25	0,6-1,2	5-6	<0,25	0,4-0,9	<0,2
6mm	Testado	0,048	0,107	0,013	0,920	5,56	<0,01	0,640	0,020
5053	Padrão [87]	<0,4	<0,4	<0,1	0,4-1	4-4,9	0,05-0,25	<0,25	<0,15
6mm	Testado	0,111	0,368	0,065	0,520	4,78	0,104	0,157	0,012
5053	Padrão [87]	<0,4	<0,4	<0,1	0,4-1	4-4,9	0,05-0,25	<0,25	<0,15
8mm	Testado	0,118	0,306	0,073	0,550	4,89	0,073	0,126	0,011
6082	Padrão [87]	0,7-1,3	<0,5	<0,1	0,4-1	0,6-1,2	<0,25	<0,2	<0,1
6mm	Testado	0,860	0,236	0,024	0,510	0,730	0,014	0,021	0,020
6082	Padrão [87]	0,7-1,3	<0,5	<0,1	0,4-1	0,6-1,2	<0,25	<0,2	<0,1
8mm	Testado	0,710	0,255	0,010	0,448	0,660	<0,01	0,028	0,019

4.2.4 Parâmetros de Soldagem

O completo quadro dos parâmetros de soldagem utilizados para a produção das juntas em TWB nas três configurações avaliadas são apresentados na Tabela 2. Durante a soldagem, os seguintes parâmetros foram controlados: rotação da ferramenta (n , rpm), força axial aplicada à ferramenta (F_a , kN) e velocidade de deslocamento transversal (v , mm/s). Foram fixados o ângulo de ataque da ferramenta em 1° , a geometria da ferramenta e a altura do pino em 7mm.

Quantidades diferentes de experimentos foram realizadas em cada configuração, Tabela 2. Isto decorre dos seguintes eventos: para configuração I, os parâmetros de soldagem por SALM foram previamente otimizados em trabalhos internos do HZG; na configuração II os parâmetros foram estabelecidos com o objetivo de avaliar o efeito do aporte térmico no processo de SALM e na configuração III as variações de parâmetros foram baseadas em observações experimentais anteriores (configurações. I e II) buscando-se a produção de soldas sem defeitos.

Tabela 2: Parâmetros de Soldagem

Configuração de Soldagem	Material <small>espessura da chapa</small>	Designação da Solda	n [rpm]	F_a [kN]	v [mm/s]
Configuração I	AA5059 _{6mm} /AA5083 _{8mm}	TWB-I-1	600	25	6
		TWB-II-1	600	12	6
Configuração II	AA6082 _{6mm} /AA6082 _{8mm}	TWB-II-2	800	12	6
		TWB-II-3	1000	12	6
Configuração III	AA6082 _{6mm} /AA5083 _{8mm}	TWB-III-1	600	20	6
		TWB-III-2	600	15	6
		TWB-III-3	800	15	6
		TWB-III-4	1000	15	6

Onde: n = velocidade de rotação da ferramenta, F_a = força axial aplicada à ferramenta, v = velocidade de soldagem

4.3 Avaliação das Juntas

Os procedimentos adotados para avaliação do processo de SALM e das propriedades das juntas serão apresentados nesta seção. A estabilidade do processo foi previamente avaliada através dos diagramas de processo. Estes diagramas apresentam a evolução do torque, força axial e velocidades de rotação e soldagem durante o processo. Durante a soldagem medições de temperatura foram realizadas e documentadas. As propriedades das juntas foram avaliadas através de ensaios metalográficos, de dobramento manual, ensaios de tração convencionais e com sistema de DIC acoplado e, ensaios fadiga. Após os testes mecânicos, as superfícies de fratura foram analisadas por microscopia eletrônica de varredura e os mecanismos de fratura foram estudados.

4.3.1 Medições de Temperatura

A temperatura máxima e distribuição de calor durante o processo de soldagem afeta consideravelmente as características microestruturas (ex.: distribuição de precipitados, formação de intermetálicos e crescimento de grão) e propriedades mecânicas das juntas (ex.: dureza, geração de tensões residuais, desempenho sob tração, resistência a fadiga). Sendo este um importante parâmetro do processo, sua medição durante o processo foi realizada através da instalação de termopares próximos ao cordão de solda. A obtenção dos dados de temperatura foi realizada por uma placa de aquisição de dados da *National Instruments* cDAQ-9172 conectada a um computador portátil onde os sinais registrados foram processados.

Foram instalados oito termopares na solda TWB-I-1, quatro deles localizados no lado de avanço da ferramenta e outros quatro no lado de retrocesso, Figura 15. Os termopares foram fixados até a metade da espessura das chapas (em furos previamente usidados) e fixados a 12 mm da lateral das chapas, do lado da união e espaçados entre si em 300mm. Em cada contato, as pontas dos termopares foram cobertas com uma pasta termocondutora de prata.

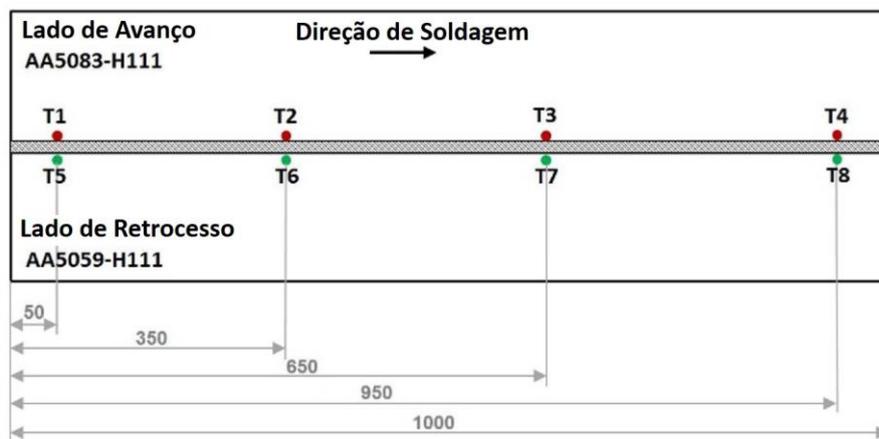


Figura 15. Esquema de fixação dos termopares na solda em TWB da configuração I.

A liga AA6082-T6, tratada termicamente, é altamente sensível a temperatura do processo de soldagem. Isto acontece porque a distribuição dos precipitados metaestáveis de Mg_2Si pode ser afetada durante os ciclos térmicos de soldagem. Portanto, para precisamente monitorar a geração e distribuição de calor durante a soldagem na configuração II, 24 termopares foram instalados nas chapas a serem unidas. As chapas foram divididas em 4 zonas e 6 termopares foram instalados em cada zona, 3 no lado de avanço e 3 no lado de retrocesso da ferramenta, Figura 16. Os termopares fixados em uma mesma zona foram espaçadas entre si a 5mm horizontalmente e 5mm verticalmente e, o termopar mais

mecânica da raiz da solda durante um teste de dobramento em três pontos. Entretanto, para evitar deslizamentos devido a diferença de espessura das chapas nesta condição de dobramento, uma calandra manual foi utilizada (Figura 17). A metodologia de dobramento proposta foi utilizada como uma primeira avaliação da qualidade das juntas quanto à resistência mecânica ao dobramento. Nesta condição de carregamento, a ductilidade e a capacidade das juntas de resistirem a formação de trincas na raiz da solda foram avaliadas.

Durante o dobramento, a chapa de maior espessura foi fixada e o atuador foi lentamente carregando a junta soldada até que, visualmente, fosse observado a formação de uma trinca na raiz da solda ou até que o final do curso de atuador fosse atingido. Note-se que este procedimento não está de acordo com a norma citada acima, pois o dobramento não foi realizado em três pontos e a carga aplicada não foi mantida constante. Os copos de prova utilizados para o dobramento foram cortados transversalmente em relação à direção de soldagem (200mm de comprimento e 20mm de largura).

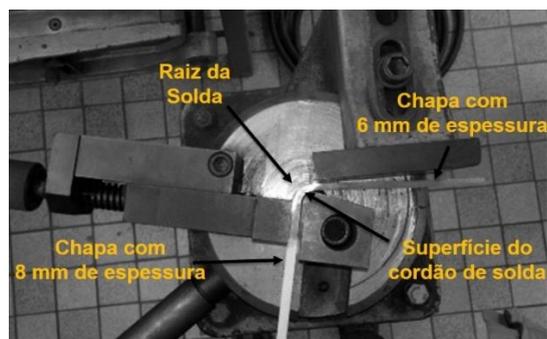


Figura 17: Dobramento manual das juntas em TWB.

4.3.4 Ensaio de Microdureza Vickers

As medidas de microdureza Vickers foram realizadas de acordo com a norma ASTM E 384 em uma máquina de microdureza Zwick/Roell ZHV a qual é composta por uma mesa automatizada em x/y. Os perfis de dureza foram medidos sobre as mesmas amostras retiradas para análise metalográfica. Foram produzidas duas linhas de indentações de 40mm de comprimento em cada amostra. A primeira linha foi espaçada verticalmente 2mm da chapa de menor espessura e a segunda transladada verticalmente 2mm da primeira linha. A distância entre cada indentação foi de 0,5mm. As indentações foram produzidas aplicando-se uma carga de 0,2kgf durante 10 segundos. Mapas de dureza foram realizados nas amostras soldadas na configuração II utilizando-se uma máquina Microdureza Vickers UTS100. Esta máquina é completamente automatizada. Foram produzidas 7 linhas com 81 pontos de indentações, espaçadas a 0,5mm. A primeira linha foi distanciada 0,5mm da superfície inferior da amostra e as linhas subsequentes foram espaçadas a 0,5mm entre si.

4.3.5 Ensaio de Tração

As curvas de tração-deformação foram obtidas de acordo com a norma ASTM E8M em uma máquina de ensaios universal da Zwick/Roell com célula de carga de 100kN. Os ensaios foram realizados a temperatura ambiente com velocidade de deslocamento do travessão de 1mm/min, os detalhes do corpo de prova são apresentados na Figura 18. A deformação dos CPs durante o teste foi medido com um extensômetro MTS de comprimento útil de 50mm. Acoplado à máquina de tração um sistema óptico de correlação digital de imagens da GOM [78] foi instalado, Figura 19. Durante o ensaio disparos fotográficos foram feitos no intervalo de 1 segundo utilizando uma câmera digital 4-MP com uma lente de 50mm e resolução digital de 2400x1728 pixels. A completa medição, avaliação e documentação dos dados foi realizada no software Aramis v6.1 integrado ao sistema de aquisição de imagens. As curvas locais de tensão-deformação e as rotinas de tratamento dos dados obtidos pelo Aramis foram analisadas com uso do programa Origin 9.0. As superfícies das amostras foram preparadas de acordo com as recomendações da GOM [79] através da aplicação de uma cobertura para a formação de um fundo branco e finos respingos sobre esta camada branca com tinta spray preta.

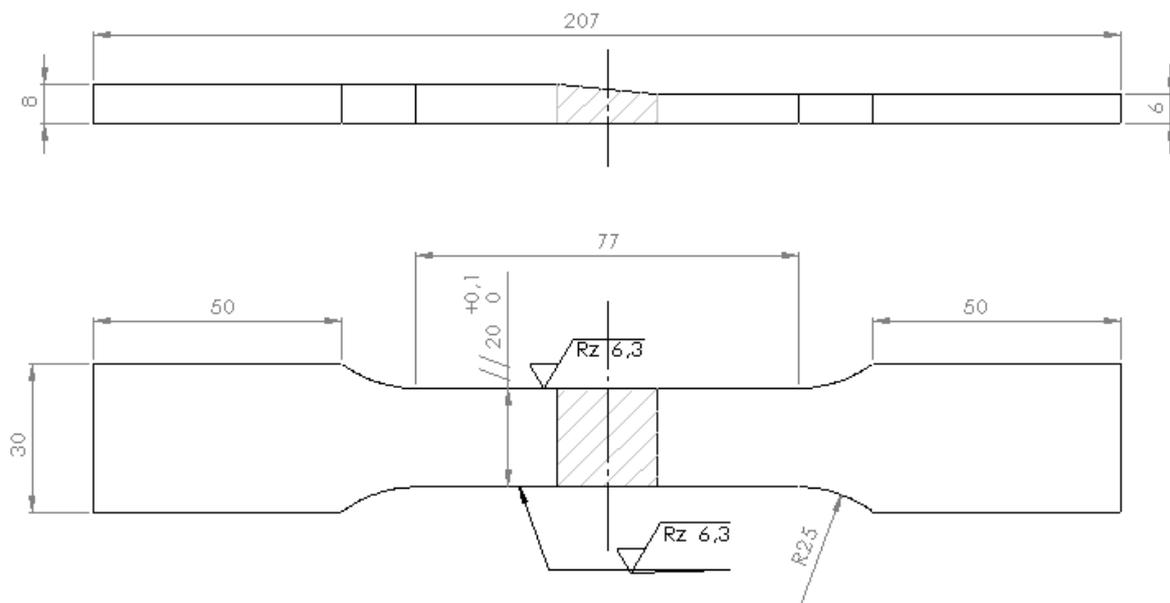


Figura 18. Dimensões dos corpos de prova para ensaio de tração

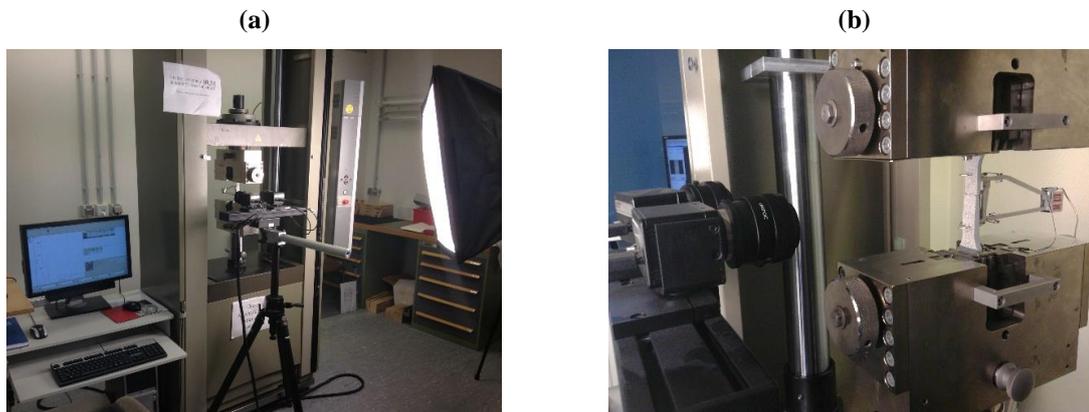


Figura 19. Sistema de correlação digital de imagens da GOM instalado durante o ensaio de tração (a) e detalhe da instalação do extensômetro da MTS no CP e câmera digital utilizada para aquisição das imagens durante o carregamento.

4.3.6 Ensaios de Fadiga

Os ensaios de fadiga foram realizados em duas máquinas servo-hidráulica Schenck[®] da Instron de acordo com a norma ASTM E466. Foram ensaiados 18 corpos de prova para cada curva de Wöhler construída. Os corpos de prova foram submetidos a uma função senoidal de carregamento dinâmico em regime de tração pura com razão de carregamento 0,1 e frequência de 10 Hz para os corpos de prova soldados na configuração I e 40 Hz para os corpos de prova soldados na configuração II, Figura 20 e 21, respectivamente.

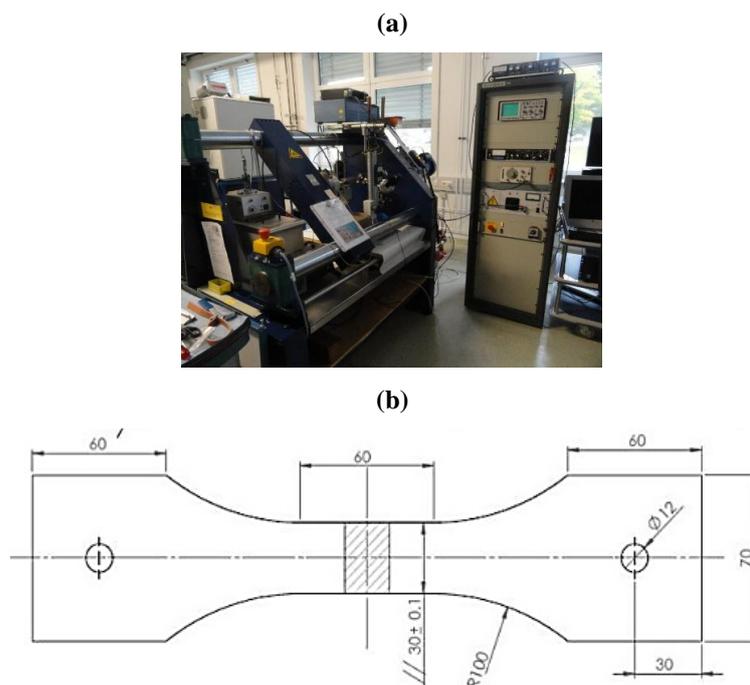


Figura 20: Máquina 1 de fadiga modelo schenck[®] da Instron capacidade máxima 100kN(a) e dimensões dos CPs utilizados para os testes de fadiga nas juntas da configuração I de soldagem.

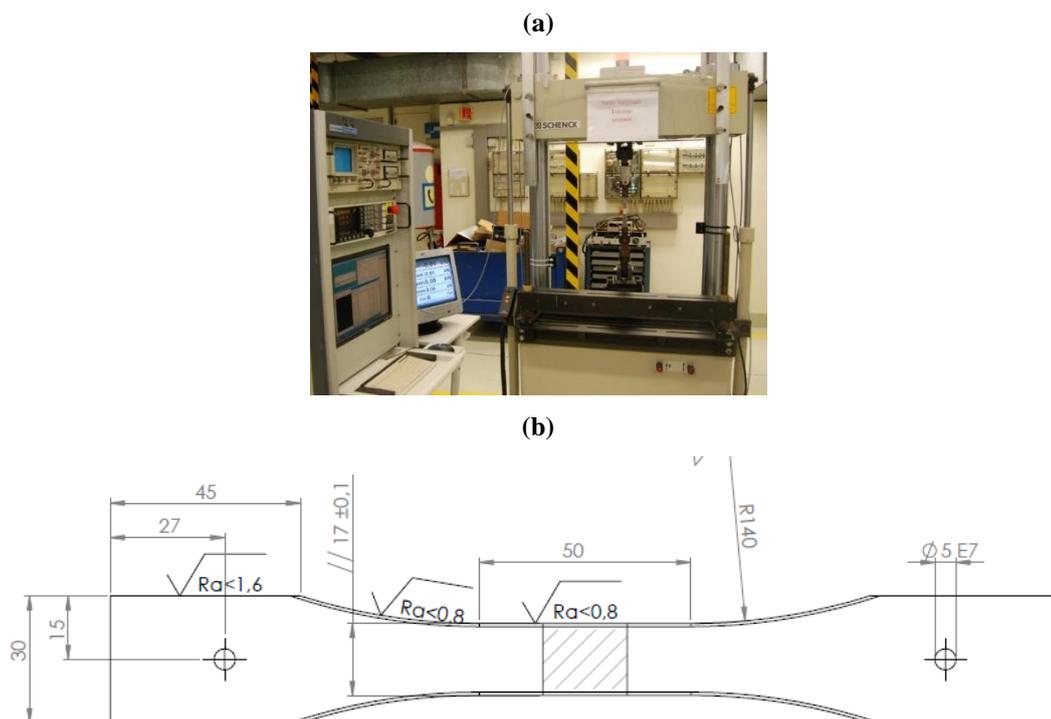


Figure 21: Máquina 2 de fadiga modelo schenck® da Instron capacidade máxima 40kN (a) e dimensões dos CPs utilizados para os testes de fadiga nas juntas da configuração II de soldagem.

O limite de fadiga das juntas foi definida como a carga abaixo da qual não foi observada falha por fadiga até 6×10^6 ciclos. A usinagem dos corpos de prova foi realizada por eletroerosão e os detalhes dimensionais são apresentados na Figura 20(b) e Figura 21(b) para as CPs retirados das juntas na configuração I e II respectivamente. Os dados resultantes dos ensaios de fadiga foram analisados estatisticamente como recomendado pela norma ASTM E739. As juntas produzidas na configuração III apresentam defeitos e o processo de soldagem ainda precisa ser otimizado, portanto, não foram realizado ensaios de fadiga nesta configuração.

4.3.7 Análises das Superfícies de Fratura

A observação da superfície de fratura dos CPs testados sob carregamento quasi-estático e dinâmico foi realizada por microscopia eletrônica de varredura. As amostras foram limpas com acetona em banho ultrassônico por 30min. As imagens foram obtidas por um microscópio eletrônico de varredura Quanta™ 650 FEG da FEI com feixe de elétrons com 15kV. As superfícies de fratura dos CPs testados em fadiga da configuração II foram limpas como descrito anteriormente e analisadas em um MEV modelo MEV JCM-5700 Carry Scope da JEOL com feixe de 15kV.

CAPÍTULO 5

A apresentação dos resultados obtidos neste trabalho será segmentada de acordo com as configurações de soldagem propostas. Desta forma, este capítulo inicia-se com a apresentação e discussão dos resultados relacionados a configuração I de soldagem. Em seguida, os resultados da configuração II serão expostos e discutidos e, finalizando o capítulo, os resultados referentes a configuração III de soldagem. Em comum aos três grupos de resultados, tópicos sobre a análise do processo, microestrutura, considerações sobre os testes de dobramento, microdureza, teste de tração, caracterização mecânica local via DIC, testes de fadiga e caracterização da superfície de fratura serão apresentados e correlacionados.

5. Resultados e Discussões

5.1 Configuração I (TWB AA5059_{6mm}/AA5083_{8mm})

5.1.1 Avaliação do Processo

O equipamento de SALM utilizado é completamente automatizado e permite preciso controle dos parâmetros de soldagem. Portanto, dados da evolução do torque aplicado no eixo da ferramenta, força axial, velocidade de soldagem e de rotação da ferramenta durante o processo são armazenados após cada soldagem e podem ser utilizados como uma potente ferramenta para avaliação pós-processo.

O diagrama de processo da solda TWB-I-1 realizada na configuração I é apresentado na Figura 22. A partir deste gráfico observa-se um aumento abrupto no valor absoluto do torque aplicado pela ferramenta na posição zero, o qual é proporcionado pela etapa de penetração da ferramenta nas chapas a serem unidas, (Figura 22 (b)). Após a fase de penetração os valores de torque e velocidade de rotação tendem a permanecer em uma faixa constante de variação durante os 800mm de deslocamento transversal da ferramenta, caracterizando um processo estável. A etapa final, assim como inicial, é caracterizada por uma variação abrupta no valor de torque e força, neste caso, resultando da finalização do processo e retirada da ferramenta da interface entre as duas chapas. Este processo de saída da ferramenta induz a criação de um furo no cordão de solda, denominado de *keyhole*, o qual apresenta o diâmetro do pino da ferramenta. O *keyhole* pode ser preenchido por rebitagem, por processamento de Hidro-Carga por Fricção (*Friction Hydro Pillar Processing*) [90,91] ou simplesmente pela adição de uma pequena chapa de sacrifício no final do cordão de solda.

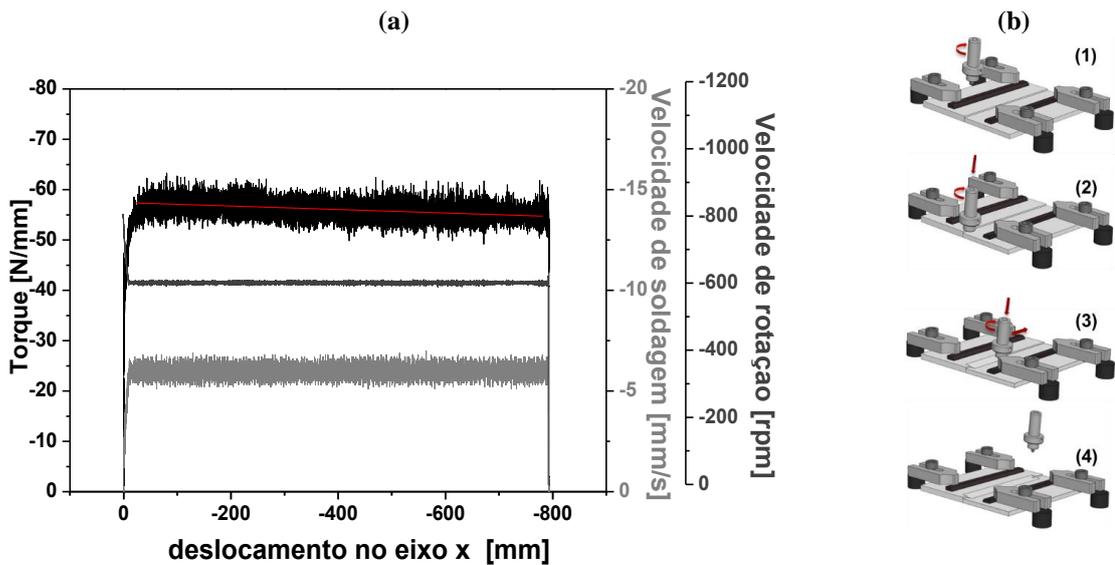


Figura 22. Diagrama de processo solda TWB-I-1 (a) e etapas do processo (b).

O grupo de parâmetros adotado (600rpm, 25kN e 6mm/min) além de proporcionar um processo estável, resulta em um cordão de solda homogêneo com quase nenhuma perda de material na formação de rebarba, Figura 23. Estes resultados, indicando também que o ângulo de inclinação lateral de $5,7^\circ$ é adequado para compensar a diferença de espessura entre as chapa e produzir um solda com excelente acabamento superficial.



Figura 23. Acabamento superficial do cordão de solda da junta TWB-I-1

Na Figura 24 são apresentados os resultados da medição de temperatura do processo para junta TWB-I-1. Durante a SALM a geração de calor é regida pela combinação de dois fatores: a fricção entre a ferramenta e o metal a ser soldado e, a deformação plástica do material abaixo da ferramenta [12]. Devido a assimetria do processo de SALM em termos de geração e distribuição de calor [11,92], observou-se níveis de temperatura maiores no lado de avanço da solda. Há outros dois fatores, que influenciam este campo assimétrico: a diferença de condutividade térmica dos materiais bases, pois trata-se de uma junta dissimilar e; o efeito do fluxo de vórtice, o qual induz taxas de deformação diferentes no lado de avanço e retrocesso da ferramenta. A temperatura máxima atingida durante a soldagem foi de 352°C no lado de avanço e 323°C no lado de retrocesso da ferramenta. É importante ressaltar que a

temperatura foi registrada a uma certa distância do ponto central da solda (12mm). Esta distância é necessária para evitar a soldagem da ponta do termopar junto ao cordão de solda, uma vez que, o diâmetro do ombro da ferramenta utilizada é 20mm. Logo, a temperatura foi registrada a 2mm do final do ombro da ferramenta. Chen e colaboradores [92] realizaram estudos computacionais para simulação da geração de calor durante a SAML e observaram que o pico máximo de temperatura localiza-se na interface entre o ombro da ferramenta e a superfície das chapas. Assim, acredita-se que o registro de temperatura máxima registrada para a junta TWB-I-1 aproxima-se da temperatura máxima real do processo. Pouca variação entre os valores de picos de máximos registrados em cada termopar foi observado, quando comparados, separadamente, cada lado de soldagem. Isso sugere o desenvolvimento de um processo termicamente estável durante todo o comprimento de soldagem. Os valores médios e de desvio padrão para o lado de avanço e retrocesso foram $345,4 \pm 12,8$ e $309,2 \pm 8,7^\circ\text{C}$, respectivamente.

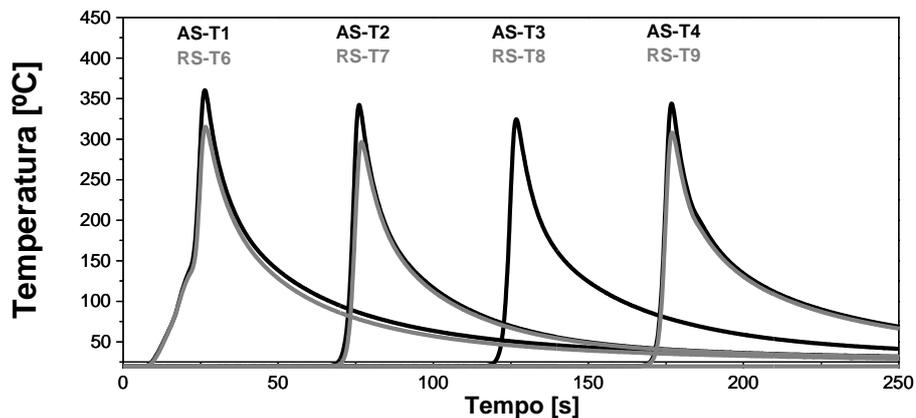


Figura 24. Diagrama de temperatura de processo da junta TWB-I-1, onde: AS – lado de avanço da ferramenta, RS- lado de retrocesso.

5.1.2 Caracterização Macro e Microestrutural

A geração assimétrica de calor, bem como as intensas taxas de deformação impostas pela rotação da ferramenta durante a plastificação e mistura do material provocam significativas alterações na microestrutura das juntas soldadas por SALM. Na Figura 25 é apresentado o resultado da caracterização macro e microestrutural da junta TWB-I-1. Os tons azul, vermelho e laranja observados nas imagens são característicos da fase α do alumínio. Este contraste é criado através da obtenção de imagens com luz polarização em 90° e prévio ataque eletrolítico. Os pontos pretos distribuídos aleatoriamente na fase α são provenientes da precipitação de intermetálicos baseados nos principais elementos ligantes, durante a etapa de produção da liga. A microestrutura da parte central (ZM) da junta foi completamente substituída por finos grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente durante

o processo (Fig. 25(b) e (f)). A partir das variações de texturas observadas na ZM é possível perceber a tendência da direção de fluxo do material nesta região e a formação de uma junta com completa penetração da ferramenta. Adjacente ao ZM (lado esquerda da seção transversal) é possível identificar a ZTMA correspondente ao lado de avanço da solda, Fig. 25(g). Os grãos nesta região foram drasticamente deformados na direção do fluxo de metal devido às intensas taxas de deformação impostas pela rotação da ferramenta. Caminhando no sentido oposto da seção transversal, adjacente a ZM, observa-se a ZTMA do lado de retrocesso, a qual também exibe grãos severamente deformados similares aos do lado oposto da solda. A combinação dos vetores da velocidade de rotação e avanço da ferramenta resulta na geração de um campo assimétrico na geração de temperatura, bem como de deformação nas regiões adjacentes a ZM. Este campo assimétrico de deformação produz a formação de uma borda melhor definida no lado de avanço da solda entre a ZM e ZTMA, Fig. 25(d e g).

Distante da zona de mistura a microestrutura apresenta características semelhantes aos metais de base (Fig. 25(a) e (c)) para as ligas AA5083 e AA5059), com grãos alongados na direção de laminação das chapas. As mudanças microestruturais descritas para a junta dissimilar TWB-I-1 são tipicamente observadas na soldagem por SALM de ligas de Al-Mg e já foram descritas por outros pesquisadores para juntas com espessuras similares [25,93].

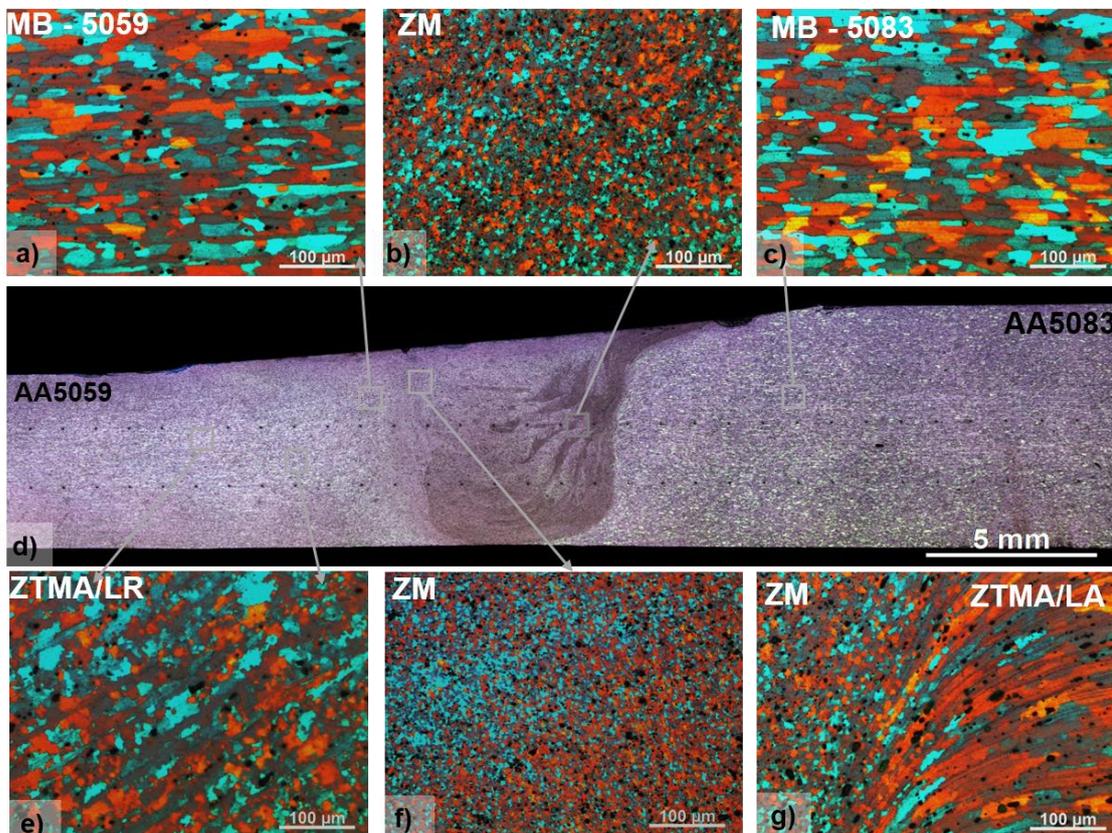


Figura 25. Análise microestrutural da junta TWB-I-1 via MO. Onde (a) representa a região microestrutural do metal de base AA5059, (b) zona de mistura, (c) metal de base AA5083, (d) macrografia da junta, (e) ZTMA no lado de retrocesso, (f) zona de mistura (g) ZTMA no lado de avanço da solda.

5.1.3 Teste de Dobramento

A ausência de defeitos e a completa penetração da ferramenta na espessura dos metais durante o processo, observadas na análise microestrutural da junta, resultam na soldagem completa do volume de metal presente na interface das chapas. Como resultado, o ângulo máximo de dobramento, permitido pelo sistema manual, é observado durante o teste, Figura 26. Para a junta TWB-I-1 duas amostras foram submetidas a teste de dobramento e não foi observado o surgimento de defeitos na raiz da solda durante o teste.

A norma ASTM E190 -92 *Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds*, recomenda o completo embutimento da solda em uma matriz em “U” resultando em um ângulo de dobramento de 180°. Entretanto, o sistema utilizado permite um ângulo máximo de dobramento de 105°. Logo, devido a recuperação elástica, as juntas testadas apresentaram ângulos de dobramento de 99 e 97°, ângulo máximo permitido pelo sistema utilizado. Testes de dobramento são geralmente utilizados na indústria como *go/no-go test*. No entanto, neste trabalho o objetivo foi apenas avaliar a adequada penetração da ferramenta e a resistência da junta quanto à formação de trincas na raiz da solda durante uma solicitação de dobramento em três pontos.

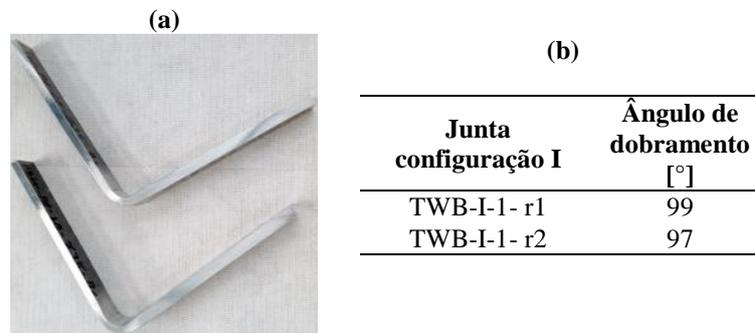


Figura 26. Corpos de provas após o dobramento manual (a) e ângulo de dobramento atingido pela junta TWB-I-1(b).

5.1.4 Perfil de Microdureza

Devido as alterações microestruturas provocadas pelo processo de SALM, as juntas deverão exibir propriedades mecânicas substancialmente heterogêneas em escala local. O efeito destas alterações foi investigado através de medidas de microdureza Vickers na mesma seção transversal da solda TWB-I-1 utilizada para caracterização metalográfica. Um perfil assimétrico da distribuição dos valores de dureza é observado na Figura 27, o qual é primeiramente devido a diferença de dureza entre os dois metais de base (94HV e 87HV para o AA5059 e AA5083 respectivamente). A região central da solda, delimitada no perfil de microdureza pela área de contato do ombro da ferramenta, exibiu um aumento de dureza. Este fenômeno é atribuído a sinergia de dois fatores: a formação de finos grãos

dinamicamente recristalizados, os quais geram maior superfície e contornos de grão por unidade de volume e o aumento da densidade de discordância devido a intensa deformação mecânica induzida pela SALM [57]. O valor máximo de dureza atingido na zona de mistura foi 102 HV. Afastando-se do ponto 0, localizado no centro da zona de mistura, na direção dos materiais de base o valor de dureza diminui até atingir o valor de dureza do metal de base a 10mm de distância do centro da solda.

As ligas utilizadas na produção desta junta não são tratáveis termicamente e o mecanismo de aumento de resistência mecânica é proporcionado apenas pela deformação a frio durante a etapa de laminação. Logo, estas ligas não são sensíveis aos ciclos térmicos induzidos pela soldagem como as ligas tratáveis termicamente. É interessante ressaltar que, o ciclo térmico gerado pela SALM, com temperatura máxima registrada de 350°C, não provocou nenhuma alteração microestrutural na zona afetada termicamente e, portanto, não foi observado perda de dureza nesta zona através do teste de microdureza.

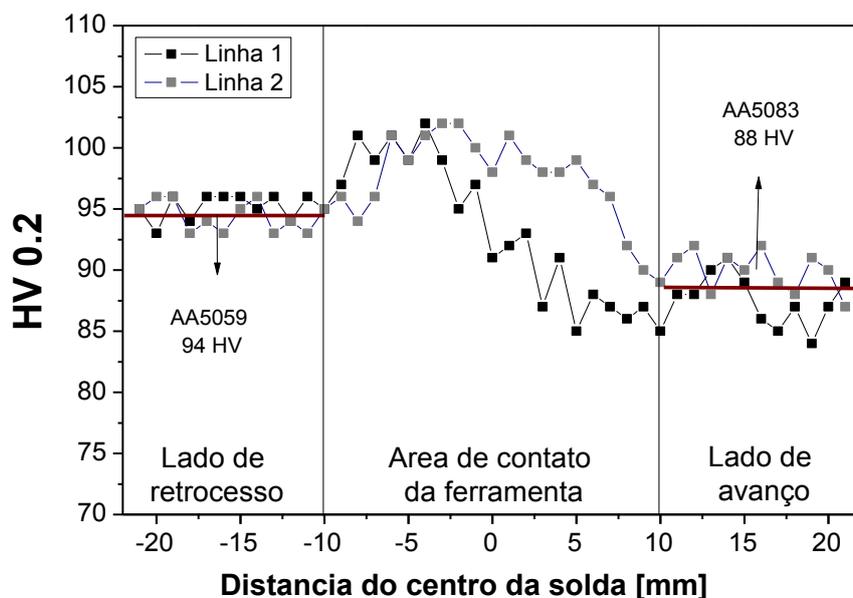


Figure 27. Perfil de microdureza da junta TWB-I-1.

5.1.5 Ensaio de Tração

As juntas produzidas neste trabalho são dissimilares em termos de espessura e neste caso, dissimilar em relação aos materiais de base. Portanto, um comportamento homogêneo de distribuição de deformação não deverá ser gerado durante o carregamento quasi-estático da junta. Uma primeira predição, se ambas as chapas experimentam deformação plástica no ensaio de tração, pode ser realizada pelo critério de limite de resistência – LSR (*Limiting Strength Ratio criteria*). As juntas em TWB atingem este critério quando a tensão de resistência máxima (σ_T) da chapa de menor espessura é suficiente para promover a tensão de escoamento (σ_y) da chapa de maior espessura [94], assim:

$$\sigma_{T_b} \cdot t_b = \sigma_{y_a} \cdot t_a \Rightarrow LSR = \left(\frac{\sigma_{y_b}}{\sigma_{T_a}} \right) = \frac{t_b}{t_a} \quad (5)$$

De acordo com este critério, quando a razão entre as espessuras (t_b/t_a) das chapas que compõem a junta excede o valor da razão entre a tensão de escoamento da chapa de maior espessura (σ_{yb}) pela tensão máxima da chapa de menor espessura (σ_{Ta}), ambas as chapas experimentam deformação plástica perpendicular à linha de soldagem no ensaio de tração. Quando o oposto ocorre, ou seja, a razão entre as duas espessuras é menor que a razão entre as tensões, a deformação plástica perpendicular à linha de soldagem será concentrada apenas na chapa de menor espessura [94,95]. A combinação das chapas de 6 e 8mm na formação das juntas em TWB nesta configuração resulta em uma razão entre espessuras (t_b/t_a) de 0,75 valor maior que a razão entre as tensões (σ_{yb}/σ_{Ta}), Tabela 3. Portanto, é previsto que, durante o ensaio de tração, ambas as chapas experimentarão deformação plástica.

Tabela 3: Cálculo do critério de limite de resistência

Combinação de espessuras	6,0 e 8,0mm
t_b/t_a	0,75
σ_{yb}/σ_{Ta}	0,58

As curvas tensão-deformação de engenharia da junta TWB-I-1 são apresentadas na Figura 28(a). As três amostras ensaiadas falharam na chapa de menor espessura (AA5059), distante da linha de soldagem, apresentando excelentes propriedades mecânicas similares as do metal de base. Na Tabela 4 são confrontados os resultados dos ensaios de tração da junta TWB-I-1 com os resultados de tração dos metais de base ensaiados na direção de laminação e perpendicular a direção de laminação. Os valores das propriedades mecânicas das juntas foram calculados utilizando-se a área da seção transversal da chapa de menor espessura (120 mm²).

As curvas tensão-deformação da junta TWB-I-1, Figura 28(a) apresentam um regime plástico serrilhado, ou comumente conhecido como *Portevin-Le Chatlier effect*. Este é um comportamento típico observado durante a deformação plástica das ligas de Al-Mg e é resultado da restrição do movimento das discordâncias pelos átomos dissolvidos presentes na matriz de alumínio. Durante o carregamento quasi-estático, estes átomos se difundem mais rapidamente do que as discordâncias, mesmo em temperatura ambiente, barrando a movimentação das discordâncias. Para manter a velocidade de deslocamento do travessão constante durante o teste de tração, a força do ensaio deve aumentar. Quando a força atinge uma certa ordem, as discordâncias adquirem energia suficiente para ultrapassar a barreira causada por estes átomos e movimentam-se, o que provoca um aumento abrupto na taxa de deformação. A máquina de ensaio identifica repentinamente esta variação abrupta e diminui

rapidamente a força aplicada para manter constante a taxa de deformação. Este fenômeno é repetido centenas de vezes e o resultado é a formação de um regime plástico serrilhado durante o ensaio de tração [96,97].

O perfil de deformação da junta TWB-I-1 durante o ensaio de tração foi medido por DIC e os mapas de deformação que resultam deste procedimento são apresentados na Figura 28(b) para a réplica 2. Este resultado claramente evidenciam que a deformação é heterogeneamente distribuída através do CP de tração principalmente devido ao fator de concentração de tensão da junta em TWB e também, provocado pelas alterações microestruturas descritas anteriormente. A mudança de seção entre as chapas e o incremento de dureza na ZM deslocam a concentração de deformação para a chapa de menor espessura onde ocorre a falha após 960s de teste. A mudança de seção entre as duas chapas é determinada pelo diâmetro do ombro e ângulo de inclinação da ferramenta e geralmente em processo de SALM são suaves quando comparada com processo de fusão, o que resulta em menor fator de concentração de tensão.

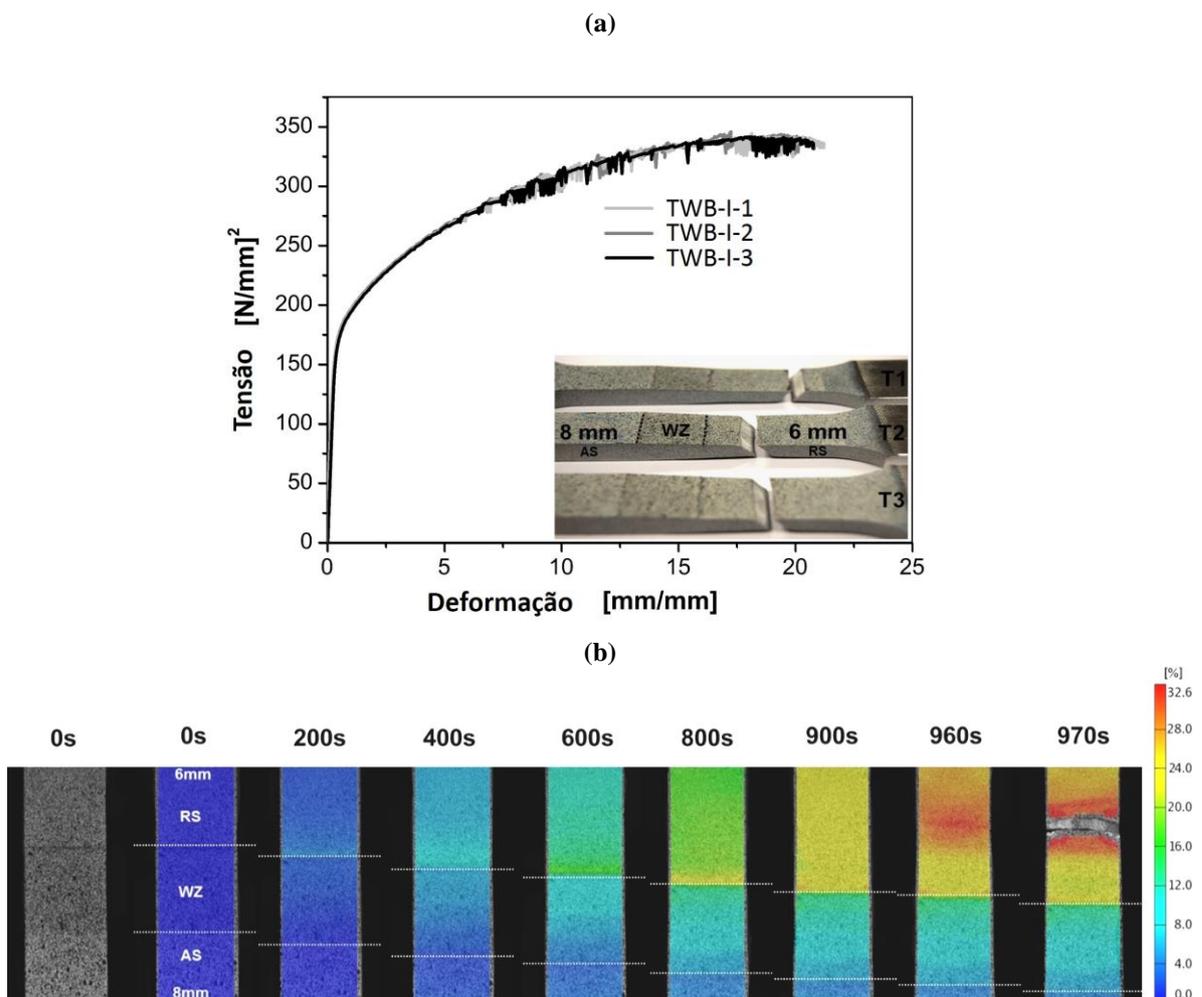


Figure 28. Curvas de tensão-deformação de engenharia da junta TWB-I- (a) e mapas de deformação obtidos a partir da técnica de DIC (b). A primeira imagem (tempo 0s) apresenta um típico padrão estocástico de manchas pretas produzidas para medição via DIC, as demais, apresentam sobreposta a máscara de deformação computada.

Tabela 3: Propriedades Mecânicas da junta TWB-I-1 e materiais de base.

	TWB	AA5083		AA 5059	
	AI5083/AI5059	RD	PRD	RD	PRD
Rp0.2 [MPa]	195,5 ± 0,7	161.5 ± 1.9	161.7 + 1.2	207.4 + 1.6	141.1 + 2.2
UTS [MPa]	343,9 ± 1,8	330.3 ± 2.1	326.0 + 0.5	368.4 + 0.8	310.9 + 5.4
A [%]	20,9 ± 0,3	16.5 ± 2.5	20.4 + 1.4	20.6 + 1.7	22.4 + 0.9

RD = direção de laminação e PRD = perpendicular a direção de laminação

5.1.6 Avaliação das Propriedades Mecânicas em Escala Local via DIC

A técnica de DIC determina as coordenadas de deformação apenas da superfície dos materiais analisados. Desta forma não é possível calcular o comportamento do tensor de deformação [78]. Assumindo que esta perda não é significativa, o que significa dizer que, a deformação é distribuída homogeneamente em todo volume e, aplicando um simples procedimento para correção da diferença de espessura na transição entre as duas chapas, pode-se calcular a concentração de tensão local na junta [29].

Conhecendo-se a concentração local de deformação em cada estágio de carregamento (entende-se por estágio de carregamento cada registro fotográfico realizado e submetido ao processo de correlação digital por DIC), a redução de área na zona em análise do CP durante um determinado estágio pode ser estimada pela seguinte equação:

$$A^i = A_0^i \exp(-\varepsilon^i) \quad (6)$$

Onde A_0^i é a área da seção transversal inicial do corpo de prova e ε^i corresponde a deformação local calculada através do algoritmo de correlação de imagens utilizado pelo software Aramis. Através da divisão da força aplicada no momento exato no qual o sistema de DIC mediu a deformação pela correção local de área, A^i , a concentração de deformação distribuída no corpo de prova pode ser computada.

A aplicação do procedimento descrito para a junta em estudo foi realizada através da análise de uma seção reta que cruza o corpo de prova verticalmente. A partir desta seção vertical, diagramas de concentração de deformação podem ser gerados para cada estágio de carregamento, Figura 29(a). Neste diagrama cada linha corresponde a um estágio de carregamento, de maneira que a primeira linha com valor de deformação $i=0$ corresponde ao estágio de carregamento 0 e, à medida que a carga do ensaio de tração aumenta, obviamente a deformação sofrida pelo CP aumenta e caminha-se para estágios de

carregamento maiores que zero. O diagrama de concentração de deformação computado a partir dos dados do programa Aramis evidenciam maiores níveis de deformação na chapa de menor espessura, tendendo a diminuir linearmente com o aumento da espessura da junta. O pico máximo de deformação foi observado a 22 mm do centro da solda, onde ocorreu a fratura do CP no último estágio de carregamento após 970s de teste, linha vermelha no diagrama da Figura 29(a).

Adotando-se um incremento linear para descrever a mudança de seção entre as duas chapas e aplicando o procedimento para correção da área transversal do CP em cada curva do diagrama de concentração de deformação, um diagrama de concentração de tensão local é construído, Figura 29(b). Este diagrama apresenta forma similar ao de concentração de deformação e a concentração de tensão tende a diminuir linearmente com o aumento da espessura da junta.

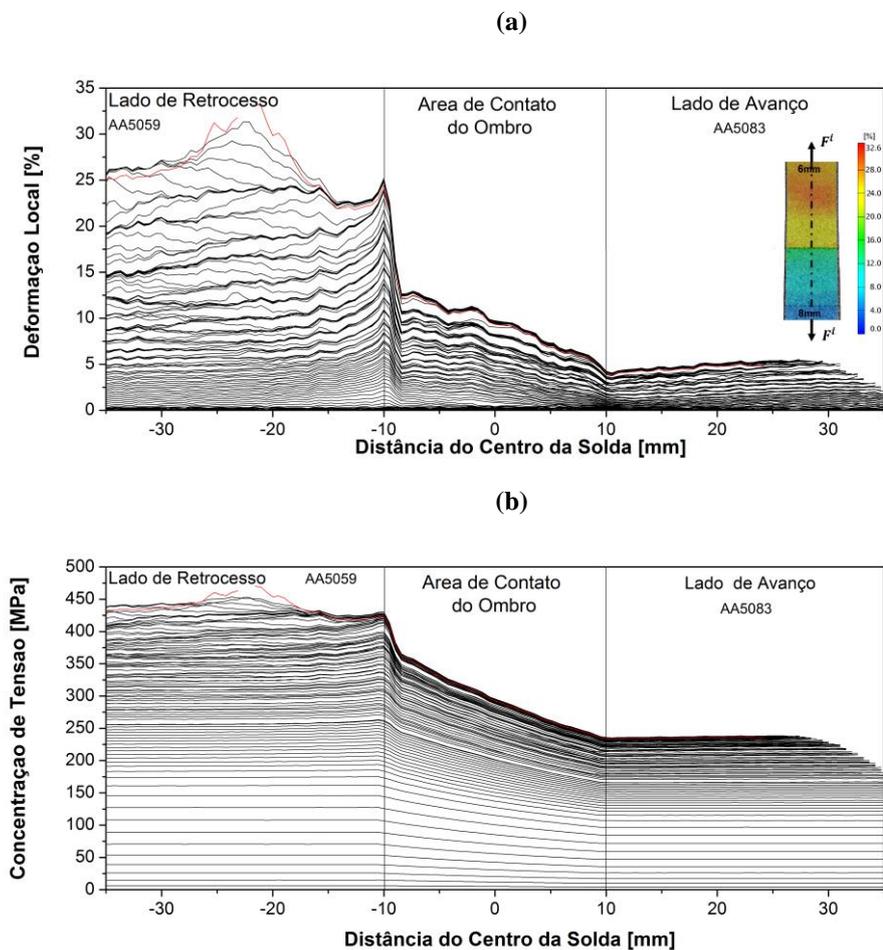


Figure 29. Diagrama de deformação obtido via DIC (a) e diagrama de concentração de tensão (b) computado através da correlação entre os dados obtidos por DIC e ensaio de tração.

A partir do diagrama de concentração de tensão, é possível acumular valores de tensão local em cada estágio de carregamento a uma distância fixa do centro da solda e construir curvas de tensão-deformação reais de subzonas da junta. Este procedimento foi utilizado, primeiramente, para gerar curvas tensão-deformação distanciadas a pelo menos 30mm do centro da solda. Como observado na

análise microestrutural e no ensaio de microdureza a tal distância do centro da solda, as curvas computadas devem apresentar características típicas do metal de base.

Na Figura 30(a) são comparadas as curvas computadas para a chapa de menor espessura (AA5059) com as curvas provenientes do ensaio de tração convencional do metal de base na direção de laminação e perpendicular a esta. Para esta primeira análise as curvas obtidas a partir dos dados do DIC foram convertidas em tensão e deformação de engenharia. As curvas computadas ajustam-se precisamente as curvas de engenharia do metal de base. As curvas computadas para o metal de base AA5083 são apresentadas na Figura 30(b). Novamente, observa-se um preciso ajuste entre as curvas computadas e as curvas de engenharia do metal de base. Contudo, a técnica de DIC é limitada para geração de dados no regime plástico deste lado da junta, pois a fratura do corpo de prova aconteceu na chapa de menor espessura. Esta limitação corresponde uma das principais desvantagens da técnica de DIC [27,29,31]. Observou-se também, que as curvas computadas ajustaram-se tanto para o metal de base ensaiado na direção de laminação quanto para o metal de base ensaio na direção perpendicular à de laminação. Isto ocorre porque o efeito de anisotropia das propriedades mecânicas é menos pronunciado na liga AA5083.

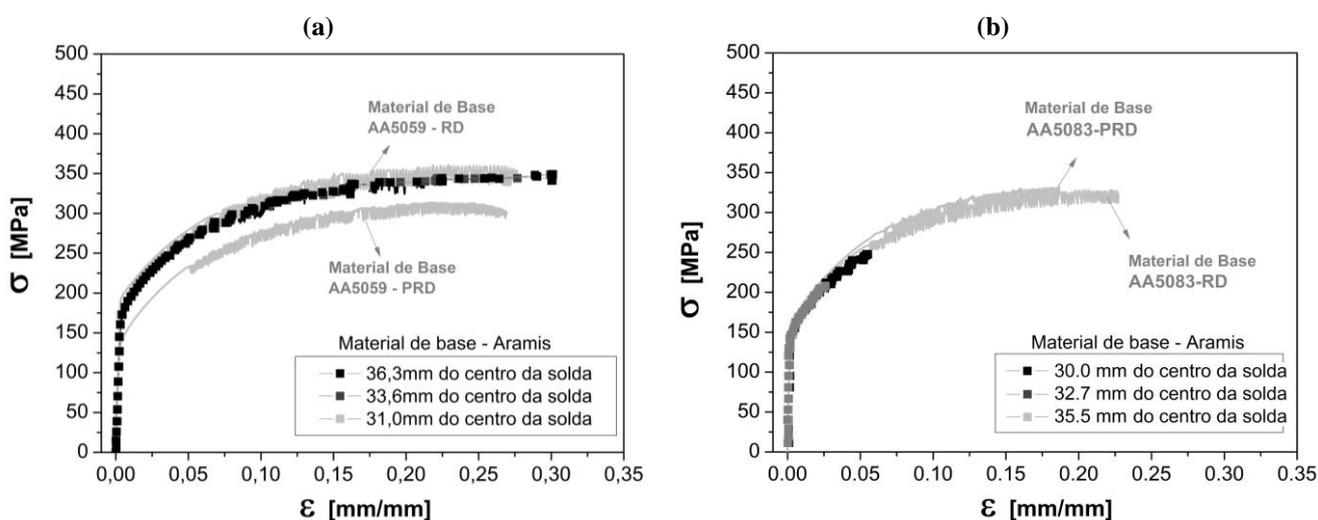


Figure 30. Comparação das curvas de tensão deformação do metal de base AA5059 (perpendicular e paralelo a direção de laminação) com as curvas computados através dos dados do Aramis (a) e, a mesma comparação para o metal de base AA5083 (b). Note que, em ambas as figuras as curvas do Aramis são plotadas em termos de tensão real.

Os resultados discutidos anteriormente (Fig. 30), sugerem que a metodologia adotada é precisa e válida para avaliação local das propriedades mecânicas das juntas em TWB. Assim, curvas tensão-deformação de qualquer subzona podem ser construídas através do processamento dos dados obtidos pelo sistema Aramis, com o intuito de compreender as mudanças nas propriedades mecânicas em escala local, como apresentado na Figura 31. Baseado nas análises metalográficas, a secção transversal da junta foi dividida em sete zonas características (veja a seção 5.1.6 e Fig. 31). O limite experimental

para computação das curvas no regime plástico é definido pela região de fratura da junta, localizada a -23,2mm do centro da solda na chapa de 6mm de espessura, como discutido anteriormente. Observa-se que, esquematicamente a deformação plástica diminui na direção da chapa de maior espessura. É interessante notar que os níveis de tensão atingidos pela chapas mais espessa, AA5083, excedem o limite de escoamento para este material. Portanto, como previsto pelo critério de LSR ambas as chapas sofrem deformação plástica durante o ensaio de tração.

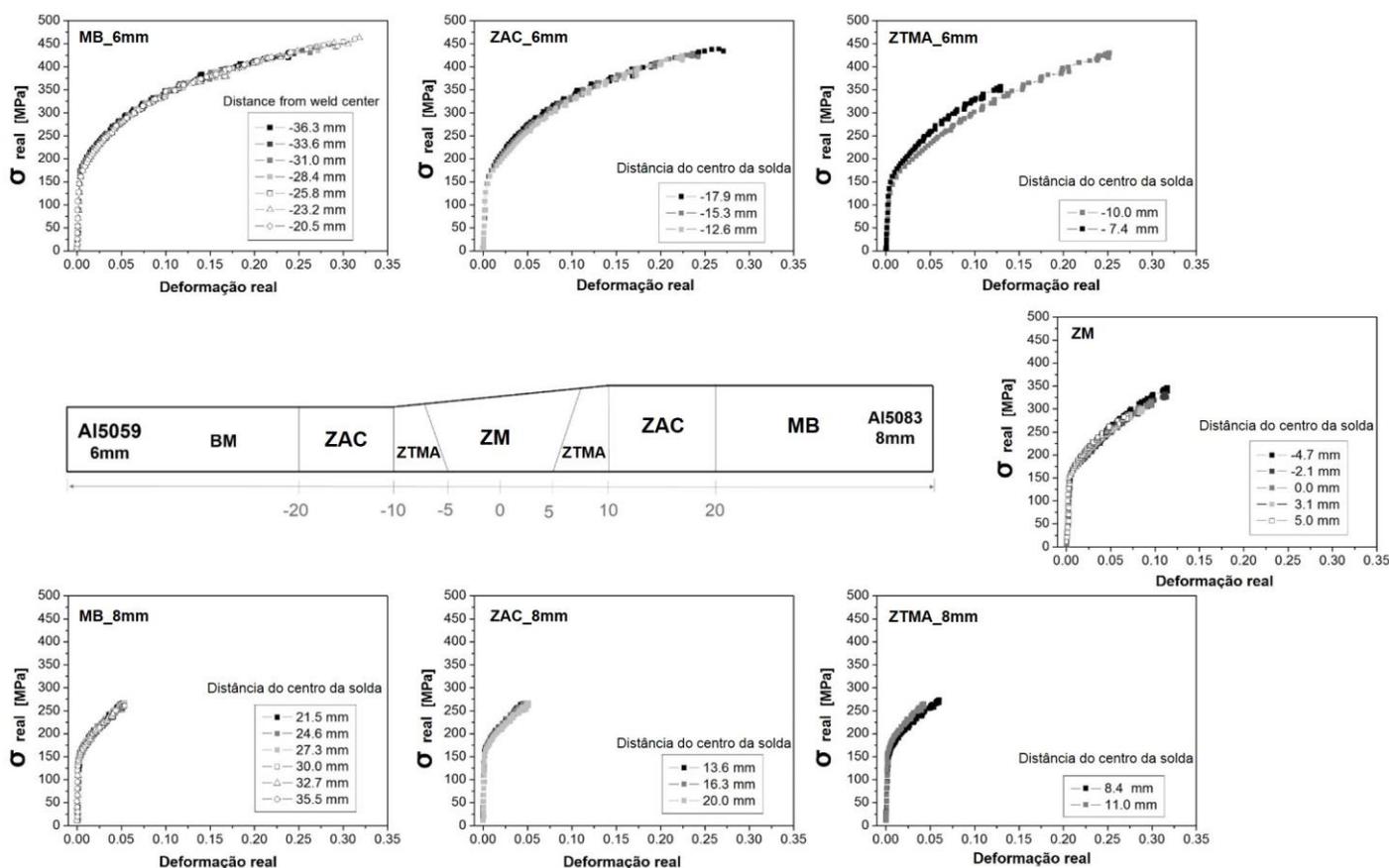


Figura 31. Curvas de tensão-deformação de subzonas da junta computadas a partir dos dados do DIC.

Os resultados do teste de microdureza (Figura 27) já revelaram o perfil heterogêneo de distribuição das propriedades mecânicas da junta. Para fundamentar estes resultados, o limite de escoamento e a tensão local a uma deformação de 2% foram calculados a partir das curvas geradas para as sete subzonas propostas na Figura 31. O cálculo foi realizado projetando-se uma reta paralela ao regime elástico da curva tensão-deformação transladada a 0,002 e 0,02mm para a obtenção da tensão de escoamento e tensão a 2% respectivamente. O resultado destes cálculos foram plotados em função do descolamento em relação ao centro da solda e são apresentados na Figura 32. A tensão de escoamento calculada através dos dados do sistema Aramis para a zona correspondente ao metal de

base foi aproximadamente 155MPa para o Al AA5082 e 182MPa para o Al AA5059. Estes resultados são compatíveis com os obtidos através do ensaio de tração padronizado, veja a Tabela 3. A média dos valores de escoamento calculados para a ZM (região indicada no gráfico entre -5 e 5 mm) 161 MPa é maior do que no metal de base AA5083 fixado no lado de avanço da solda, em concordância com as observações do ensaio de microdureza. Como discutido anteriormente, este incremento de propriedade mecânica local é decorrente do efeito de mistura com uma liga de maior resistência, AA5059, e também devido ao fenômeno de recristalização dinâmica na ZM.

O aumento de dureza na ZM e o aumento de espessura, proporcionados pelas transformações microestruturais e transição geométrica entre as duas chapas podem estar restringindo a deformação da junta soldada na ZAC da chapa de 6mm. Esta conclusão é baseada na observação do decaimento da tensão de escoamento na região do material de base (AA5059) na direção da ZM. Esta restrição pode estar promovendo o escoamento prematuro (valores próximos de 140 MPa) nesta região, localizada a -10mm do centro da solda (Fig 32). As mudanças em escala local baseadas no cálculo do escoamento tendem a ser reproduzidas para níveis de deformação maiores, como observado na curva calculada a 2% de deformação.

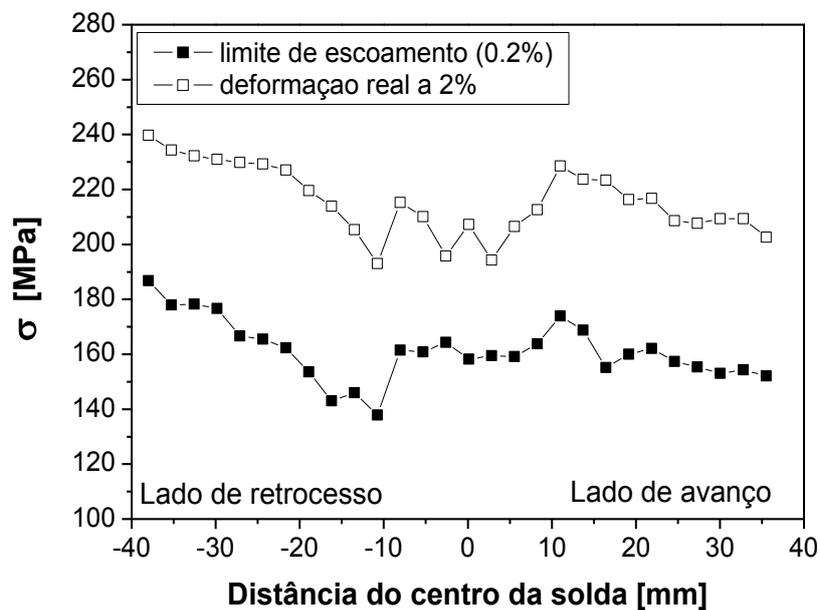


Figura 32. Alterações nas propriedades mecânicas na seção transversal da junta TWB-I-1 calculadas através dos dados da análise por DIC. A linha composta por pontos escuros corresponde ao limite de escoamento e a linha com pontos abertos a tensão a 2% de deformação.

5.1.7 Ensaio de Fadiga

A curva de Wöhler da junta TWB-I-1 é apresentada na Figura 33(a) e a lista completa dos parâmetros de ensaio utilizada para cada amostra é apresentada na Tabla 4. Os dados de fadiga são geralmente avaliados em termos do intervalo de tensão nominal ($\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$). A tensão máxima e mínima em MPa foram calculadas levando-se em consideração a área da seção resistente da chapa de menor espessura, utilizando-se o mesmo critério adotado para os cálculos do ensaio de tração convencional. Curvas de fadiga são, normalmente, caracterizada pelo valor de resistência a fadiga para 2 milhões de ciclos, como recomendado pelo IIW (*The International Institute of Welding*). Este valor é conhecido como a classe de fadiga da solda – FAT (*Fatigue class*) [98]. O valor do FAT para a junta TWB-I-1, calculado de acordo com as recomendações do IIW e levando-se em consideração um intervalo de 95% de confiança é de 56 MPa. Este valor é superior as referências de estruturas soldadas em alumínio apresentadas no manual de recomendações da IIW [98].

O limite de fadiga da junta TWB-I-1 foi atingida com carga experimental de 78 MPa, ou seja, nesta condição de carregamento não foi observado falha em três corpos de prova testados até 6 milhões de ciclos (Tabela 4). A curva média que descreve o comportamento dos dados de fadiga esta apresentado no gráfico da Figura 33(a) e revela uma inclinação levemente superior ($m = 4,2$) ao valor convencional adotado para avaliação de curvas de fadiga baseadas no intervalo de tensão nominal ($m = 3$). Este efeito ocorre porque as amostras testadas em baixo ciclo foram ensaiadas com uma carga correspondente a 100% do limite de escoamento, resultando em pontos iniciais com alto valor de intervalo de tensão associados a baixo ciclos. Contribuindo assim, para a inclinação negativa da curva de fadiga.

É conhecido que o processo de iniciação de trincas em componentes ou amostras solicitadas sob carregamento cíclico é um fenômeno altamente sensível as condições e acabamento da superfície das amostras [40,96]. Desta maneira, as ranhuras deixadas pelo ombro da ferramenta na superfície do cordão de solda após a soldagem, Figura 34, atuam como instabilidades superficiais favoráveis para iniciação de trincas. Devido a ocorrência de uma concentração de tensão, resultante da transição de espessuras, a fratura em fadiga de todos os CPs, nesta configuração de soldagem, ocorreram nas marcas deixadas pelo ombro da ferramenta exatamente no final da transição de espessura da chapa de 8 para 6mm. As macrografias das superfícies de fratura para cada nível de carregamento utilizado nos ensaios de fadiga em relação percentual a tensão de escoamento são apresentadas na Figura 33(b).

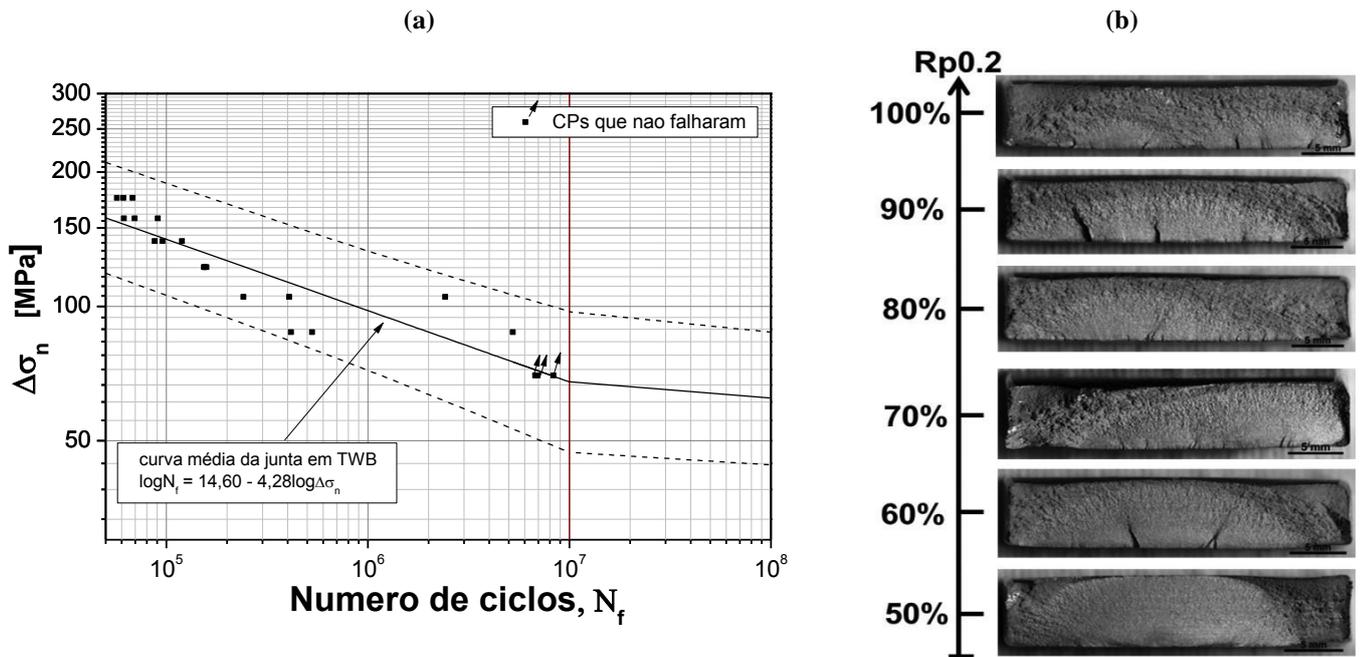


Figura 33: Curva de Wöhler junta TWB-I-1 (a) e macrografias das superfícies de fratura para cada condição de carregamento testada em relação percentual a tensão de escoamento da junta.

Tabela 4: Parâmetros de teste do ensaio de fadiga e número de ciclos atingidos por cada CP ensaiado.

CP	Carga [% Rp0,2]	F _{max} [N]	F _{min} [N]	Média [N]	Ampl [N]	σ _{máx} [MPa]	σ _{min} [MPa]	Ampl [MPa]	Ciclos
R1									61209
R2	100	35010	3501	19256	15755	195	19	88	56850
R3									67987
R1									61511
R2	90	31509	3151	17330	14179	175	18	79	90689
R3									69736
R1									119510
R2	80	28008	2801	15404	12604	156	16	70	95666
R3									87633
R1									153931
R2	70	24507	2451	13479	11028	136	14	61	154497
R3									158192
R1									241466
R2	60	21006	2101	11553	9453	117	12	53	407671
R3									2423015
R1									528847
R2	50	17505	1751	9628	7877	97	10	44	5239323
R3									415858
R1*									8328712
R2*	40	14004	1400	7702	6302	78	8	35	6970733
R3*									6766684

* CPs que atingiram a vida em fadiga.

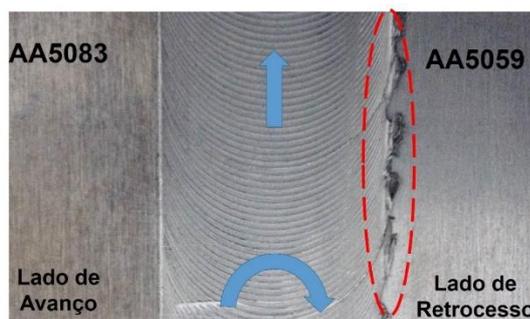


Figura 34. Marcas deixadas pela ferramenta na superfície do cordão de solda da junta TWB-I-1 e indicação, em vermelho, da região onde foram iniciadas as trincas de fadiga.

As características fractográficas observadas nas macrografias apresentadas anteriormente são tipicamente observadas na maioria dos CPs fraturados por fadiga. Quando 100% da carga do escoamento foi aplicada no ensaio de fadiga, devido ao alto nível de tensão nominal imposta ao CP e as instabilidades superficiais deixadas pelas marcas da ferramenta, observou-se a formação de múltiplas regiões de iniciação de trincas, Figura 33(b). À medida que, a carga do ensaio é reduzida a zona de propagação lenta da trinca de fadiga aumenta, devido a estável propagação da trinca e a zona de fratura catastrófica, ou rápida, diminui. O CP testado com 50% da carga de escoamento apresenta uma única região de iniciação de trinca e ilustra perfeitamente este contraste.

5.1.8 Superfícies de Fratura

A superfície de fratura dos CPs ensaiados sob condições de carregamento quasi-estático, Figura 35, é composta de uma grande quantidade de coalescimento de microcavidades ou *dimples*, característica morfológica típica de fratura dúctil em ligas de Al-Mg [99]. A fratura nesta condição ocorreu sob condição de tensão plana na chapa de menor espessura e devido a concentração de tensão na chapa de 6mm. Esta condição conduz a uma superfície de fratura inclina com ângulo máximo de tensão de cisalhamento em 45° [40]. Logo, é possível notar da fractografia obtida por MEV que os *dimples* estão orientados na direção do plano de cisalhamento máximo, Figura 35(a). Dentro dos *dimples* é possível observar a distribuição de partículas de segunda-fase com diferentes formatos e tamanhos, Figura 35 (b).

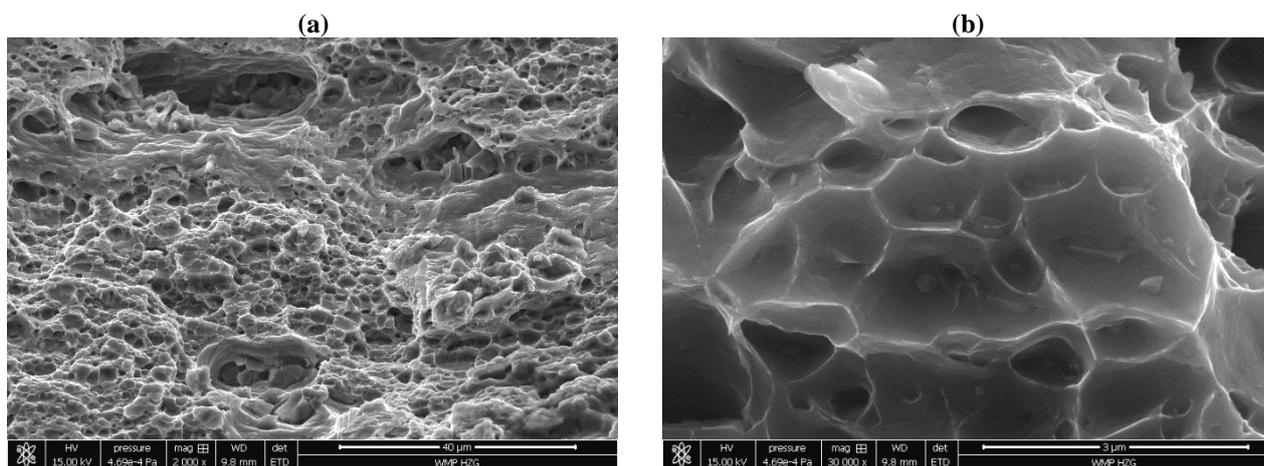


Figura 35: Fractografia obtida por MEV de um CP ensaiado sob tração (a) detalhe em alta ampliação, 30000x, dos *dimples* da mesma superfície em (b).

Em relação à superfície de fratura dos CPs testados sob carregamento cíclico foi possível identificar por MEV pelo menos três regiões morfológicas distintas. A zona de iniciação da trinca de fadiga é apresentada na Figura 36(a) para um dos CPs ensaiado com 50% da carga de escoamento da junta. O baixo nível de tensão imposta nesta condição de teste resultou em uma única região de origem de trinca e, as “marcas de rios” (linhas radiais deixadas pela propagação estável da trinca de fadiga) aponta a direção de propagação da trinca. A segunda região da superfície de fratura é apresentada na Figura 36(b). Esta região corresponde ao regime de propagação lenta e estável da trinca de fadiga e é caracterizada por finas estrias de fadiga, as quais são identificadas com maior detalhe na fractografia da Figura 37(a). Cada estria de fadiga é formada pela aplicação de um ciclo ou bloco de carregamento, de maneira que, a taxa de crescimento de trinca poderia ser estimada pelo espaçamento entre estria observada [40].

A terceira região de fratura observada é resultante do último estágio de propagação da trinca de fadiga, caracterizado por uma propagação catastrófica. Quando a trinca de fadiga atinge um comprimento crítico, o material remanescente atinge seu valor crítico de tenacidade a fratura (K_{IC}) e não suporta mais a intensidade de tensão aplicada durante o teste, falhando catastróficamente. Esta zona de fratura rápida, Figura 37(b), é caracterizada pela distribuição de *dimples* com diferentes formas e tamanhos, similar a fratura sob carregamento monotônico.

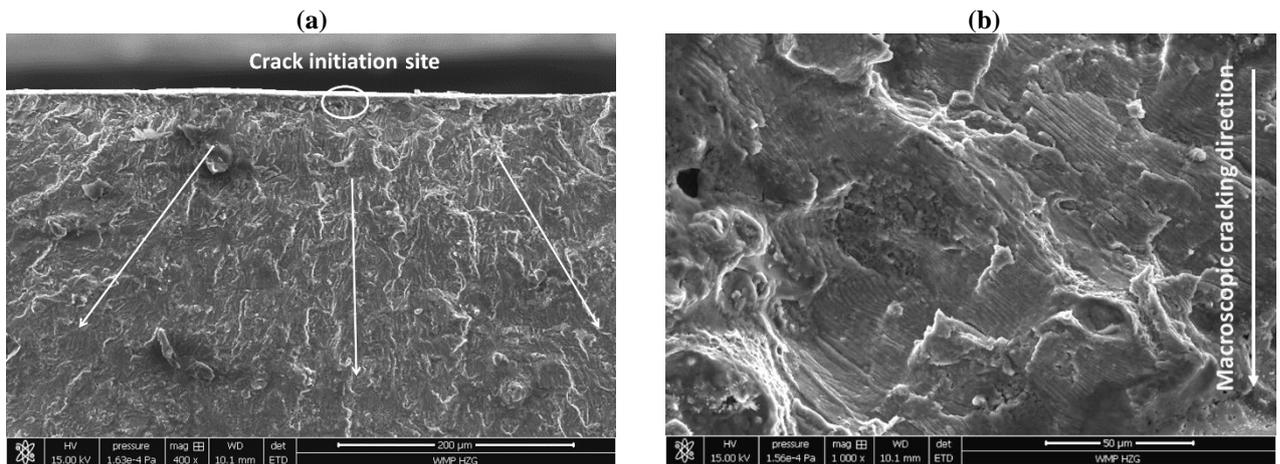


Figura 36: MEV da região de iniciação da trinca de fadiga (a) e região de propagação estável da trinca (b)

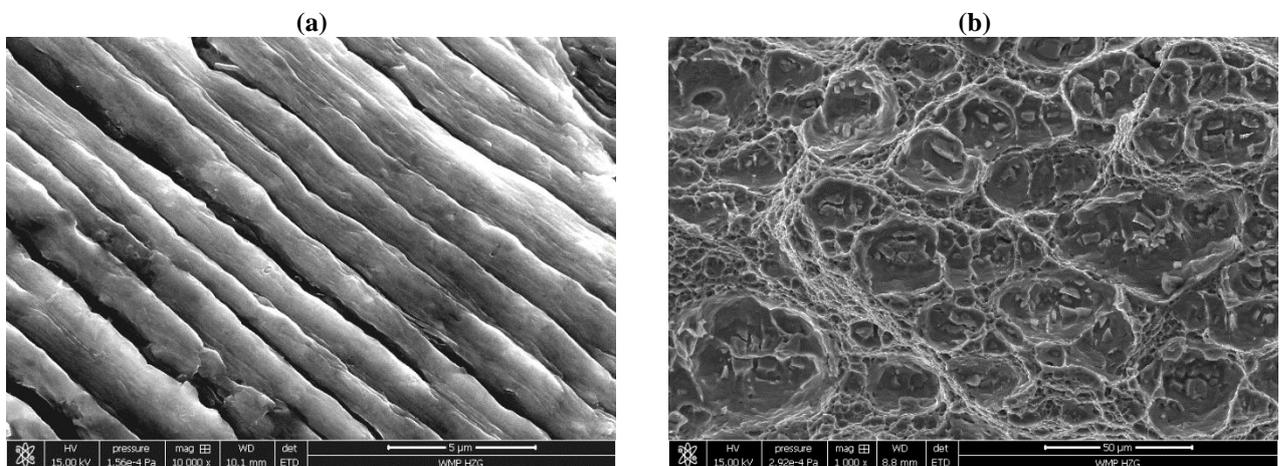


Figura 37: Finas estrias de fadiga observadas por MEV (a) e região de fratura final do CP ensaiado sob fadiga (b)

5.2 Configuração II (TWB AA6082_{6mm}/AA6082_{8mm})

5.2.1 Avaliação do Processo

A liga de alumínio AA6082 é altamente sensível a processos térmicos, pois seu mecanismo de aumento de resistência é promovido por uma etapa de tratamento térmico, o qual tem por finalidade criar uma microestrutura composta por finos precipitados de Mg_2Si . Portanto, nesta condição de soldagem um breve estudo da influência do aporte térmico e os ciclos térmicos gerados pela SAML nas propriedades das juntas TWB-II foi realizado. Os parâmetros de processo adotados para soldagem nesta configuração são apresentados na Tabela 5 e os diagramas de processo na Figura 38. O processo desenvolvido apresenta-se estável nas três condições de soldagem e não foram observadas variações bruscas durante todo o comprimento da soldas, exceto no início e final do processo. Devido a etapa de penetração da ferramenta, no início da processo, tem-se um aumento abrupto nos valores de torque e força, como discutido anteriormente. Entretanto, nota-se que a força apresenta uma diminuição brusca

nesta fase, representada pela linha clara nos gráficos da Figura 38. Este comportamento se explica pelo fato de que a soldagem é realizada sob controle de força. Logo após a plastificação inicial do volume de material abaixo da ferramenta a força axial necessária para penetração da ferramenta diminui. Com o início do deslocamento transversal da ferramenta a força volta a aumentar e atinge um regime de variação constante durante toda a soldagem.

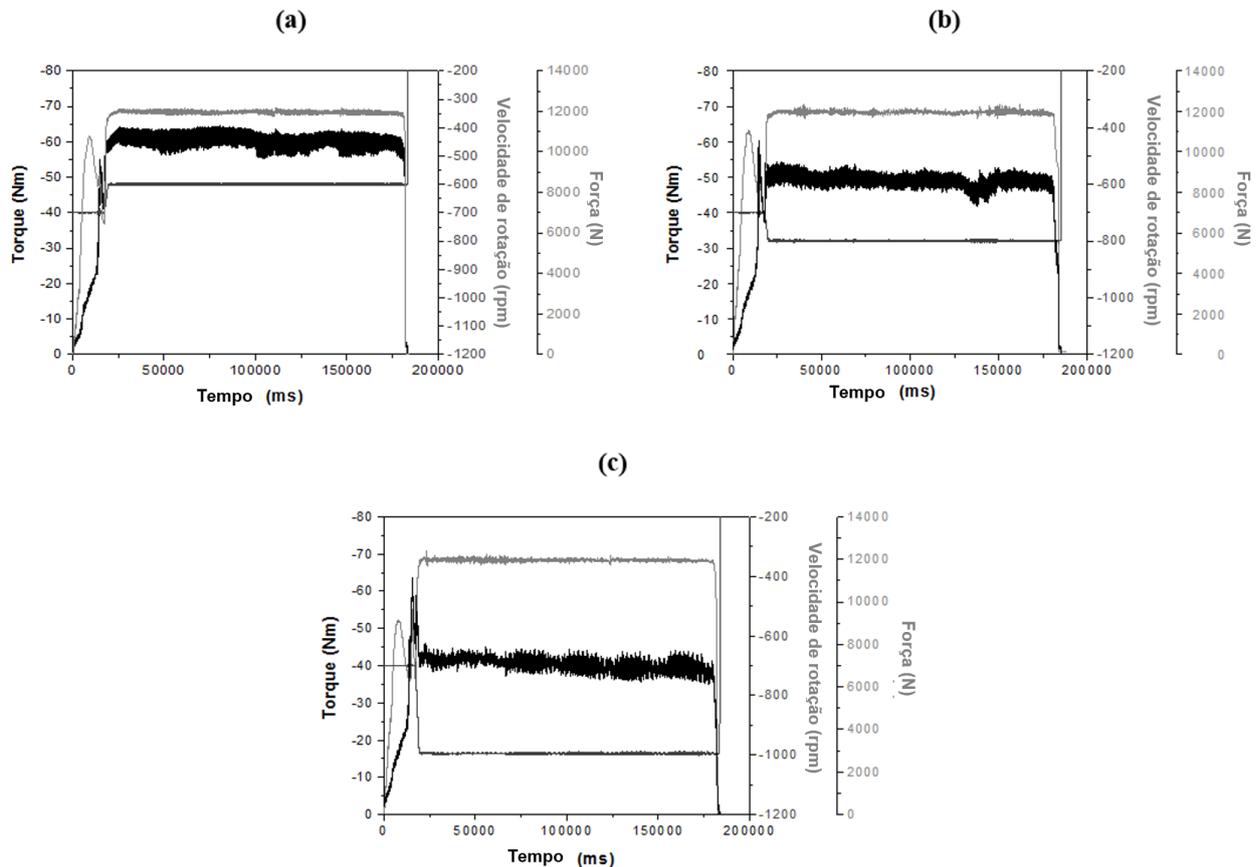


Figura 38. Diagramas de processo, (a) TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3

Tabela 5. Parâmetros de Soldagem e aporte térmico

Soldas	n [rpm]	F_a [kN]	v [mm/s]	Torque [Nm]	Q [W]	HI [J/mm]
TWB-II-1	600	12	6	61,84	3889,86	648,31
TWB-II-2	800	12	6	50,78	4258,88	709,81
TWB-III-3	1000	12	6	42,48	4453,46	742,24

Onde: n = velocidade de rotação da ferramenta, F_a = força axial aplicada à ferramenta, v = velocidade de soldagem, Q = potência e HI = *heat input*, aporte térmico.

As três diferentes velocidade de rotação (Tabela 5) foram escolhidas com o objetivo de promover alterações no aporte térmico do processo. Desta maneira, espera-se que aumentando a rotação da ferramenta aumente-se o aporte térmico e assim a temperatura da soldagem. Note-se que a alteração da velocidade de rotação tem resultado direto no valor de torque registrado durante a

soldagem (vide os gráficos da Figura 35). Ao aumentar linearmente a rotação em incrementos de 200rpm observou-se uma queda sistemática no valor absoluto do torque.

O aporte térmico, como descrito na seção 3.2.2, pode ser simplesmente estimado a partir do valor do torque registrado durante a soldagem. O aporte térmico (HI) é dado pela seguinte equação:

$$HI = (Q / v). \alpha \quad (6)$$

Onde Q é a potência do processo, v a velocidade de deslocamento transversal da ferramenta, ou velocidade de soldagem, e α é a eficiência energética do processo (igual a 0,9 [11,12]). O valor da potência Q é uma função da velocidade de rotação da ferramenta, ω , e o valor experimental do torque, τ é dado por:

$$Q = 2\pi. \omega x \tau \quad (7)$$

O valor médio do torque para cada condição de soldagem foi extraído dos diagramas de processo através de uma linearização da parte estável das curvas. Os valores dos parâmetros torque, potência e aporte térmico são apresentados na Tabela 5.

Os parâmetros calculados anteriormente estão sistematicamente relacionados da seguinte forma: aumentando-se a rotação da ferramenta tem-se a redução do torque medido durante a soldagem e o aumento do aporte térmico, Figura 39. Observa-se uma tendência exponencial entre a variação destes parâmetros. Entretanto, apenas uma medida experimental foi realizada para cada ponto e conclusões precisas são restritas. Dados publicados são limitados em relação a modelagem do efeito do torque e aporte térmico durante o processo de SALM [100–102]. Entretanto, existe um concordância entre estes trabalhos em correlacionar o aumento da rotação da ferramenta com uma queda exponencial do valor do torque. Assim, sugere-se que o aumento da rotação da ferramenta provoca maior geração de calor durante o processo, devido a maior dissipação térmica por atrito e deformação plástica e, conseqüentemente, um maior volume de alumínio é plastificado. Este volume plastificado por sua vez, deve apresentar menor viscosidade e como resposta, um menor torque aplicado pelo motor da máquina de soldagem à ferramenta é necessário para misturar o volume de alumínio plastificado abaixo da ferramenta.

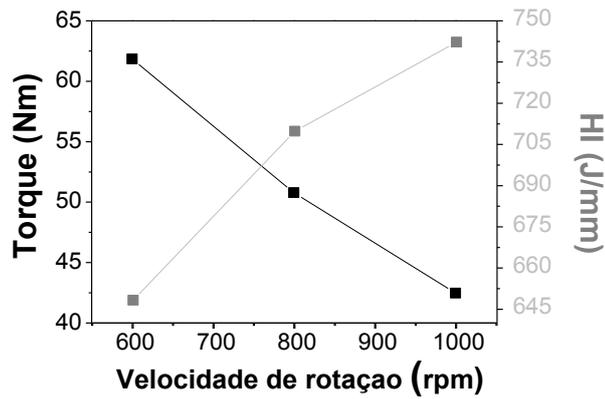


Figura 39. Efeito da rotação no valor absoluto do torque e aporte térmico (HI) do processo.

Indiferente ao grupo de parâmetros utilizado, as três condições de soldagem apresentaram ótimo acabamento superficial, Figura 40. No entanto, na soldagem da junta TWB-II-3, devido ao maior aporte térmico induzido, tem-se perda de material em forma de rebarba (Figura 41). A formação de rebarba nesta condição está intimamente relacionada com o sistema de controle da força axial aplicada pela máquina. O ajuste da força configurada (12kN) é controlado automaticamente pela máquina através da penetração da ferramenta durante a SALM. Quanto maior é o calor gerado no processo (maior aporte térmico) o volume de material abaixo da ferramenta tende a se encontrar em um estado menos viscoso (menor resistência a penetração da ferramenta). A redução da viscosidade do material plastificado resulta na diminuição da força normal registrada pela célula de carga que controla a força axial aplicada pela máquina. Portanto, para manter os 12kN configurados no início do processo a máquina de soldagem automaticamente penetra mais a ferramenta no volume de material. Esta penetração extra, resulta na diminuição da espessura da junta na região do cordão da solda e o material é eliminado na forma de rebarba, Figura 41(b).

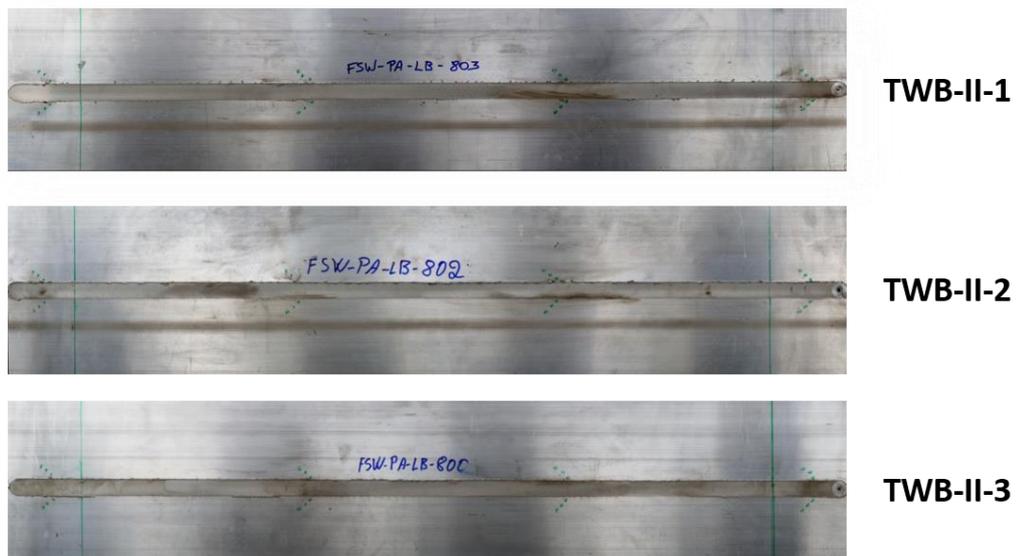


Figura 40. Acabamento superficial do cordão de solda das três condições de soldagem produzidas na configuração II.

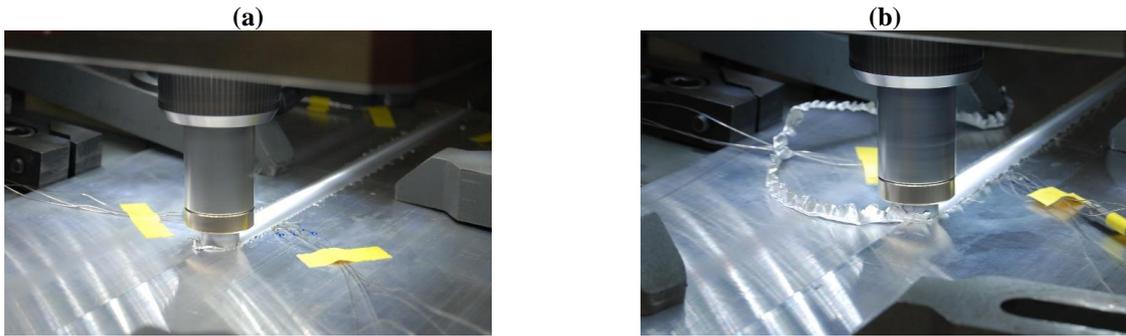


Figura 41. Comparação da superfície do cordão de solda durante a soldagem, (a) TWB-II-1 e (b) TWB-II-3.

Na Figura 42 são apresentados os gráficos de temperatura registrada durante a soldagem para a junta TWB-II-1. O processo de SALM apresentou um comportamento assimétrico na geração e distribuição do calor. O lado de avanço da solda apresentou temperaturas na ordem de 350°C enquanto que no lado de retrocesso os valores registrados foram aproximadamente 40°C menores. A geração assimétrica no fluxo de calor é uma característica da SALM e está relacionada com as diferentes taxas de deformação plásticas induzida no lado de avanço e retrocesso.

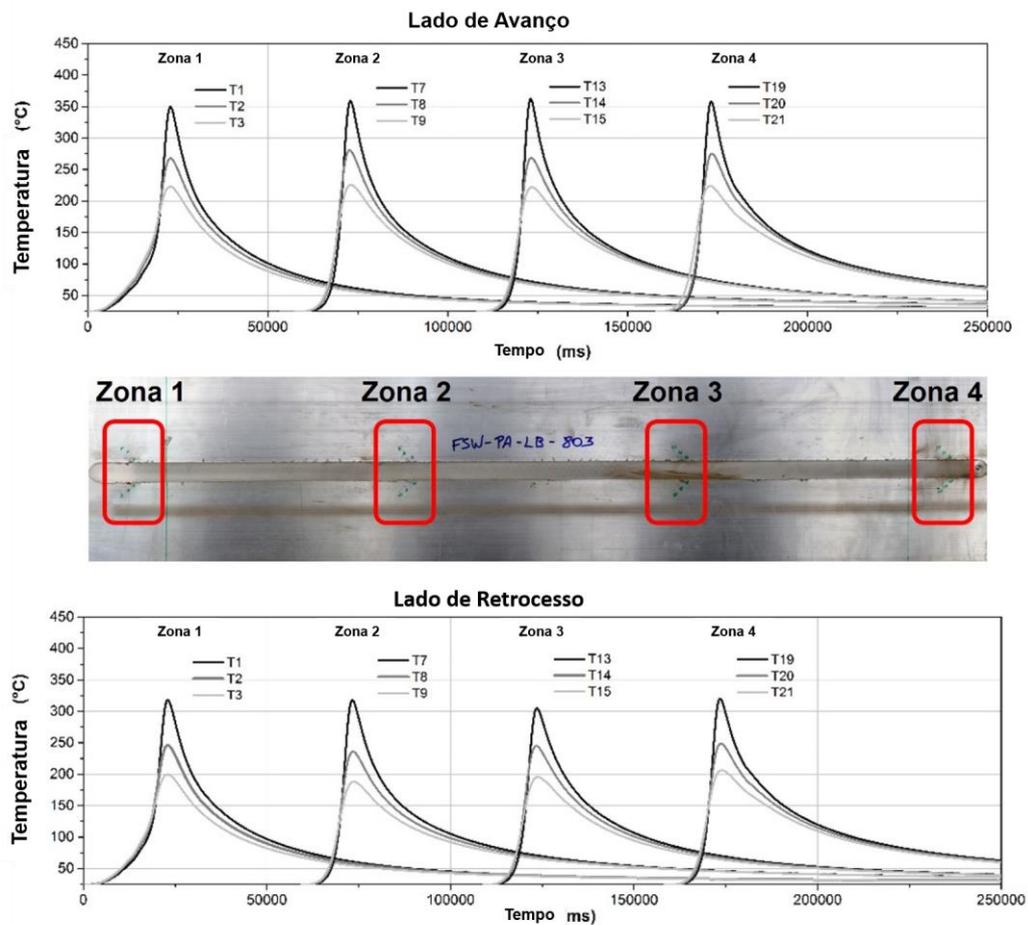


Figura 42. Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-1. Gráfico superior corresponde as temperaturas registradas no lado de avanço da ferramenta e o inferior no lado de retrocesso.

Os valores de temperatura registrados pelos termopares das diferentes zonas ao longo da soldagem são similares, não apresentando oscilações significativas durante a soldagem, sugerindo que o processo é termicamente estável na produção de juntas em TWB com um metro de comprimento. Afastando-se 10mm do início do cordão de solda, as temperaturas registradas foram 150°C menores no lado de avanço e 100°C menores no lado de retrocesso, sugerindo que as alterações microestruturas e transformações microestruturais deverão estar restritas a uma distância da ordem de 20mm do centro da solda.

Para as demais soldas realizadas, TWB-II-2 e TWB-II-3, os resultados foram semelhantes e os diagramas de temperatura são apresentados nas Figuras 43 e 44 respectivamente. Entretanto, é interessante notar que nas condições 2 e 3, onde maiores aportes térmicos foram propositalmente induzidos, os valores de temperatura registrados foram naturalmente maiores. Aumentando-se o HI foi observado também que, a assimetria entre a geração de calor no lado de avanço e retrocesso da solda tende a ser mais pronunciada, principalmente na condição de maior HI (TWB-II-3, Figura 41).

Na Figura 45 está apresentada a influência do porte térmico na temperatura máxima do processo para as três juntas produzidas na configuração II. A diferença entre a temperatura máxima na condição de soldagem fria (menor HI = 648,3 J/mm) e a condição quente (maior HI = 742,2 J/mm) foi de aproximadamente 60°C. Esta denominação de solda quente ou maior HI, solda fria ou menor HI e solda com HI intermediário será utilizada para simplificar a compreensão dos resultados apresentados a seguir.

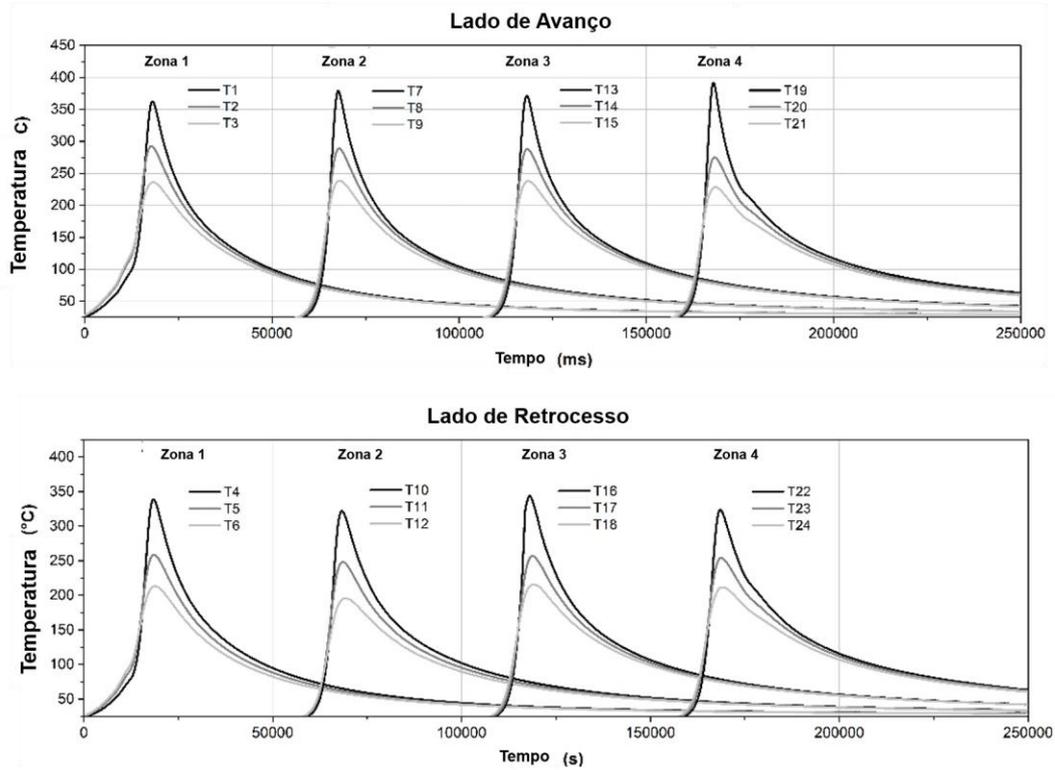


Figura 43. Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-2. Gráfico superior corresponde as temperaturas registradas no lado de avanço da ferramenta e o inferior no lado de retrocesso.

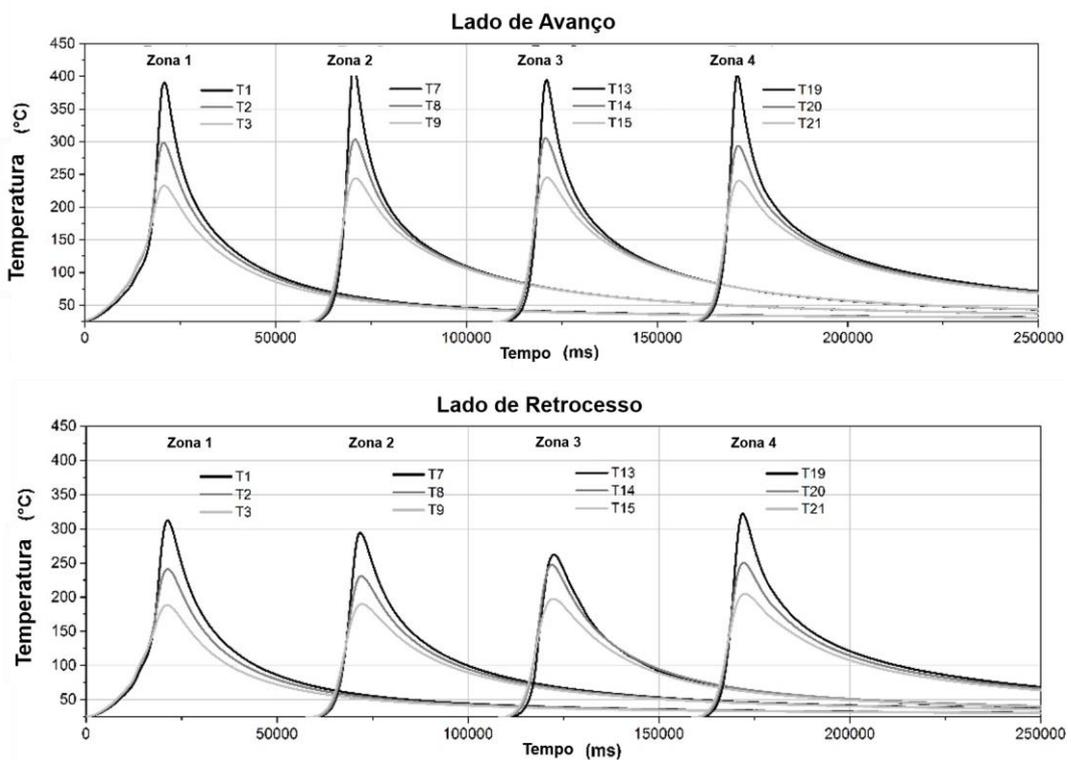


Figura 44. Gráficos da temperatura do processo para junta TWB-II-3. Gráfico superior corresponde as temperaturas registradas no lado de avanço da ferramenta e o inferior no lado de retrocesso.

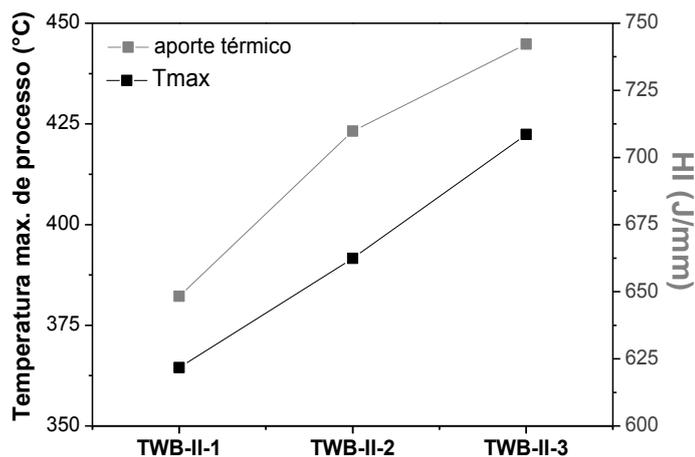


Figura 45. Comparação do aporte térmico (HI) e temperatura máxima para as três soldas produzidas na condição II

5.2.2 Caracterização Macro e Microestrutural

As análises metalográficas das juntas soldadas nesta configuração são apresentadas nas Figuras 46 e 48. O procedimento de caracterização metalográfica foi dividido em duas etapas: a análise macrográfica das três juntas (Fig. 46), a qual permitirá a caracterização geométrica da zona de soldagem e a análise microestrutural. As três juntas apresentaram características similares em termos de transformações microestruturais e, portanto, serão apresentados apenas os resultados da junta TWB-II-3 (Fig.48) a qual é considerada representativa das demais. Nesta configuração de soldagem, a formação de alguns defeitos foram observadas (Figura 46).

A junta TWB-II-1 apresentou a formação de um “vazio” na forma de um canal com desenvolvimento longitudinal contínuo, localizado no lado de avanço da ferramenta. As análises radiográficas, realizada *in-house* (HZG) indicam o desenvolvimento longitudinal contínuo deste defeito na direção do cordão de solda, Figura 47(a). A natureza de formação deste defeito está relacionada com a instável mistura do material viscoplástico na ZM. O aumento de 200 rpm na rotação da ferramenta da condição fria ($T_{m\acute{a}x}=364,5^{\circ}C$) para a solda com HI intermediário ($T_{m\acute{a}x}= 391,6$) aparentemente reduziu a presença deste defeito, sugerindo que os níveis de temperaturas atingidos e a taxa de mistura na condição fria não foram suficientes para provocar um estado viscoplástico ideal para misturar e consolidar o cordão de solda. A radiografia da junta com HI intermediário evidencia a ausência de defeito, Figura 47(b).

Na condição de soldagem quente, onde espera-se que o estado viscoplástico seja menos viscoso, e provoque maior penetração da ferramenta de soldagem no cordão de solda, observa-se a presença de um defeito de acabamento superficial na raiz da solda (Figura 46). A correção automática da quantidade de penetração da ferramenta nesta solda provoca o encontro do pino da ferramenta com

a placa de apoio na raiz da solda (*backing bar*), resultando na formação de uma superfície não-homogênea na raiz da solda. Este defeito superficial pode ser observado a partir da radiografia da junta TWB-II-3, Figura 47(c).

A caracterização macrográfica das juntas também revelou a presença de uma linha de óxido na região de mistura. Observou-se também o fenômeno macroestrutural típico em ligas de alumínio da família 6xxx extrudadas: o crescimento anormal de grão. Estas características são melhor identificadas nas análises microestruturais da junta TWB-II-3, Figura 48.

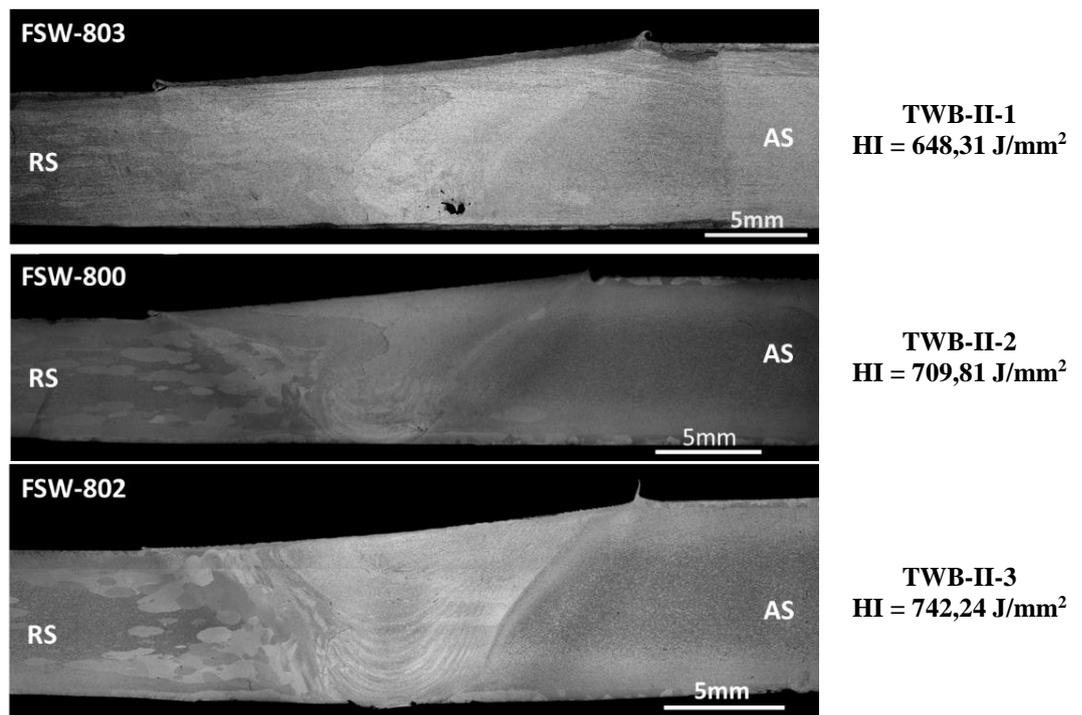


Figura 46. Análise metalográfica das juntas soldadas na configuração II=

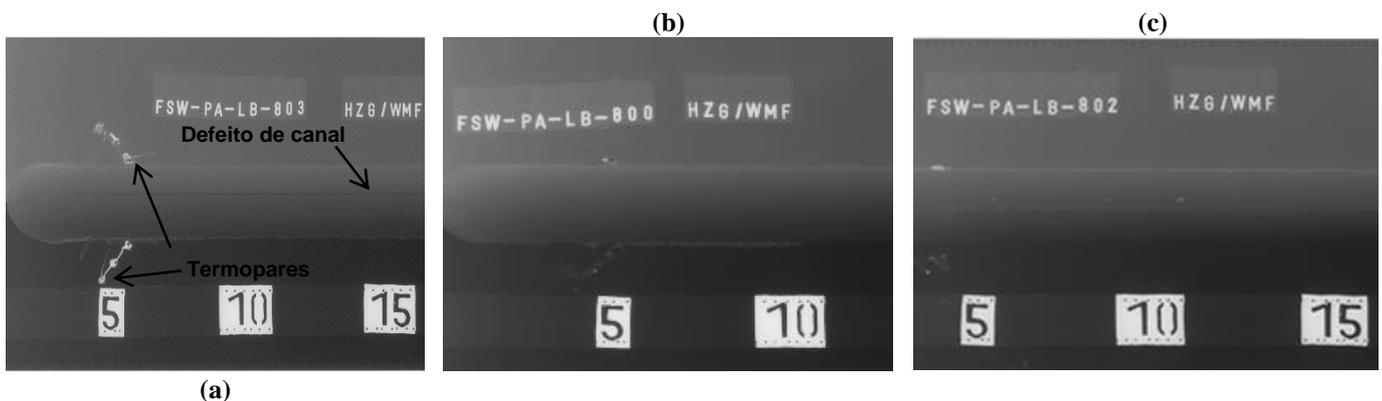


Figura 47: Radiografias das juntas soldadas na configuração II. (a) Junta TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3.

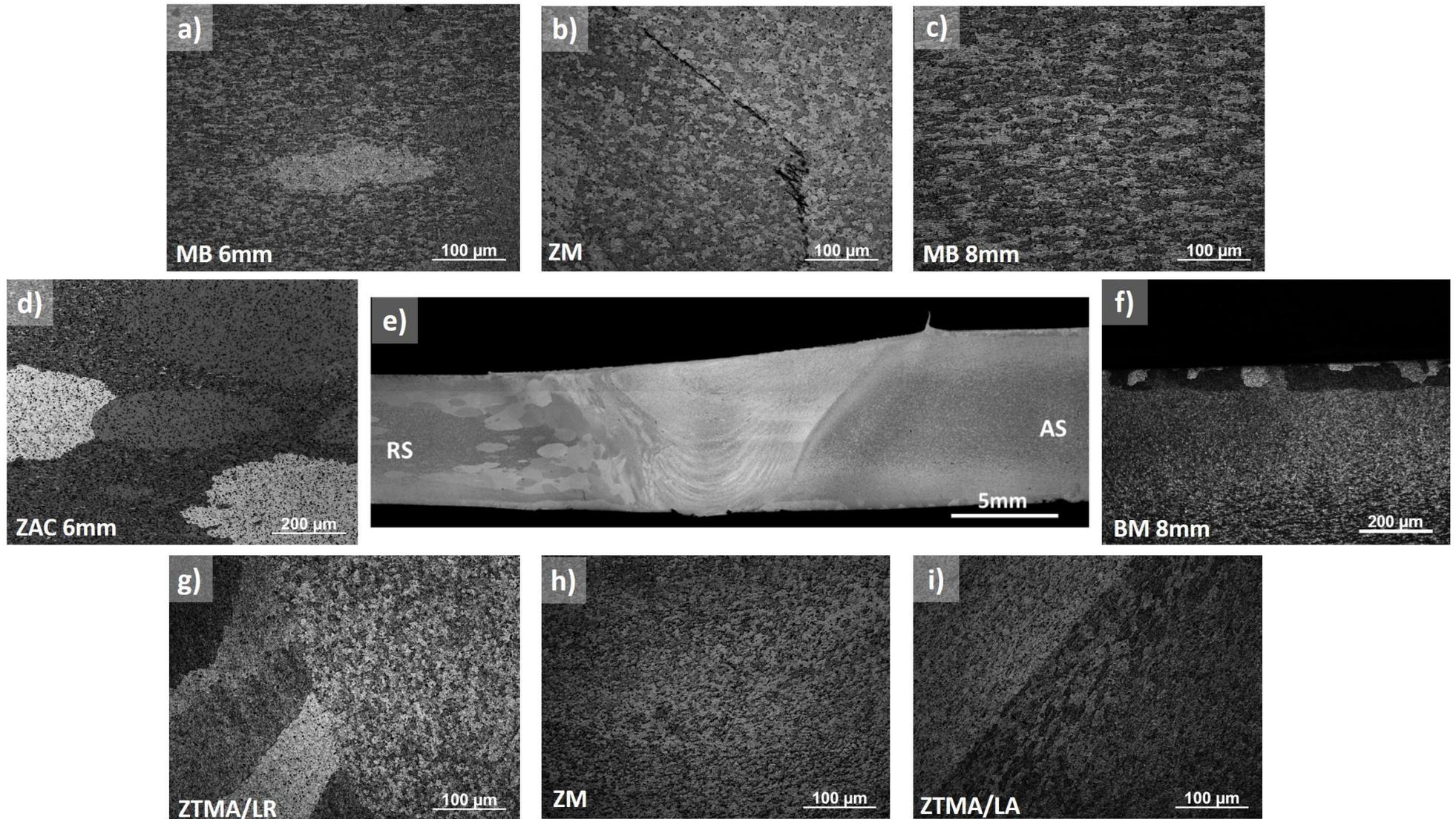


Figura 48. Análise microestrutural da junta TWB-II-3. Onde: (a) microestrutura do metal de base AA6082 – 6mm, (b) zona de mistura, (c) metal de base AA6082 – 8mm, (d) detalhe do crescimento anormal de grão na ZAC – 6mm, (e) macrografica da junta, (f) detalhe do crescimento anormal de grão no MB de 8mm (g) ZTMA no lado de retrocesso, (h) zona de mistura (i) ZTMA no lado de avanço da solda.

Na Figura 48 (a, d-g) é apresentado em detalhes o efeito do crescimento anormal de grãos nas chapas de 6mm e 8mm. Este crescimento anormal de grãos é proveniente da etapa de tratamento térmico da chapa após a extrusão. O crescimento anormal de grão durante o tratamento térmico geralmente acontece na superfície ou próximo da superfície de extrusão, em regiões de irregularidade como cantos e junções. Em geral, a força motora para o crescimento anormal de grão aumenta com o aumento da velocidade de extrusão, diminui com o aumento de Fe na composição química da liga, aumenta com a temperatura de homogeneização, aumenta com o refino de grão e distribuição heterogênea do tamanho de grão [103,104].

A caracterização microestrutural apresentada na Figura 48 evidenciou que o crescimento anormal de grão é pronunciado e com maior intensidade na chapa de 6mm estendendo-se por quase toda a espessura. Provavelmente devido às condições de extrusão e tratamento térmico adotadas pelos fabricantes das chapas. Na chapa de 8mm o crescimento anormal de grãos é restrito a uma fina camada próxima a superfície da chapa (Fig. 48(f)). É interessante notar que o processo de soldagem foi capaz de recristalizar estes grãos anormais na chapa de 8mm no lado de avanço da solda. Entretanto, devido a assimetria na taxa de deformação imposta pela soldagem, o lado de retrocesso da solda apenas deformou e deslocou estes grãos para a zona ZTMA e ZAC, Figura 48(g) e (d) respectivamente.

A formação da linha de óxido na região de mistura é um defeito recorrentemente observado na SLAM [105]. A presença deste defeito sugere que o grupo parâmetros de soldagem adotado não foi capaz de promover níveis de deformação e mistura eficientes capazes de quebrar e dissolver completamente a camada de óxido na ZM. Durante o processo de soldagem este óxido é movimentado devido à deformação plástica induzida pela rotação da ferramenta, e assume linhas com formatos diferentes de acordo com os parâmetros estabelecidos [106,107], como observado nas macrografias da Figura 46.

5.2.3 Teste de Dobramento

Os resultados do teste de dobramento para as juntas soldadas nesta configuração são apresentados na Figura 46. Esta primeira avaliação mecânica sugere que a formação da linha de óxido na zona de mistura não afeta a resistência ao dobramento das juntas, uma vez que a junta TWB-II-2 apresentou ângulo máximo de dobramento, 97° (Fig. 49(b)). No entanto, os defeitos de vazio (TWB-II-1) e de acabamento superficial na raiz da solda (TWB-II-3) afetaram marcantemente a ductilidade e resistência ao dobramento destas juntas, as quais atingiram ângulo de dobramento de 32° e 17° respectivamente.

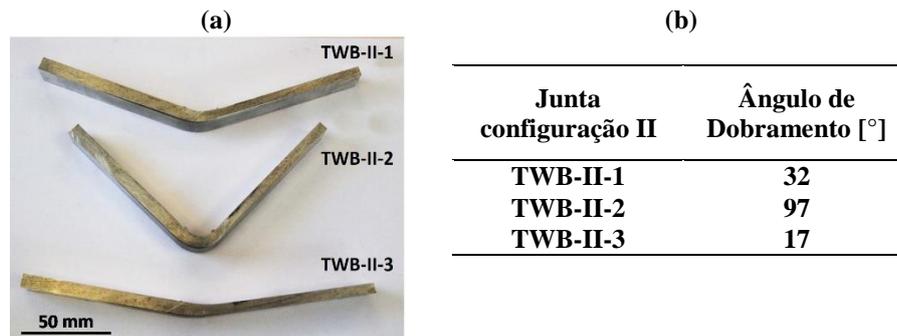
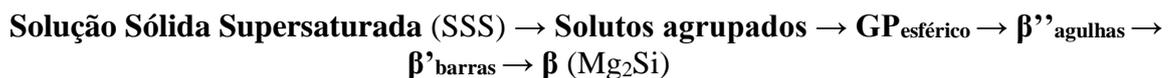


Figura 49: Teste de dobramento manual nas juntas soldadas na configuração II. (a) Fotografia dos CPs após o dobramento e (b) ângulo de dobramento.

5.2.4 Perfil de Microdureza

Os perfis de microdureza Vickers das juntas soldadas nesta configuração (Figura 50 e 51) apresentaram um comportamento típico observado na grande maioria das juntas soldadas por SALM em ligas de alumínio tratáveis termicamente [108–111]. Este comportamento é caracterizado por um perfil com formato em “W” onde o metal base exibe os maiores valores de dureza e a zona de mistura é considerada como um máximo local localizada entre duas regiões de mínimo, as zonas termicamente afetada do lado de avanço e retrocesso da solda. O perfil de dureza em “W” foi observado tanto nas medidas realizadas com a máquina Zwick/Roell (duas linhas de indentação, Fig. 48(a)) quanto nos mapas de dureza realizadas na máquina UTS100 (mapa realizado com 567 pontos de indentação, Figura 50 e 51(b)).

A redução das propriedades mecânicas nas regiões adjacentes a ZM estão relacionadas a alterações microestruturais na liga AA6082 provocadas pelos ciclos térmicos da SALM. Durante o envelhecimento artificial das ligas de Al-Mg-Si (serie 6xxx) na etapa de produção das chapas, uma alta densidade de partículas na forma de agulhas, fase β'' , são precipitadas uniformemente na matriz de alumínio α [87,112]. Estes precipitados dominam o mecanismo de aumento de dureza e são produzidos de acordo com a seguinte sequência de precipitação [112] :



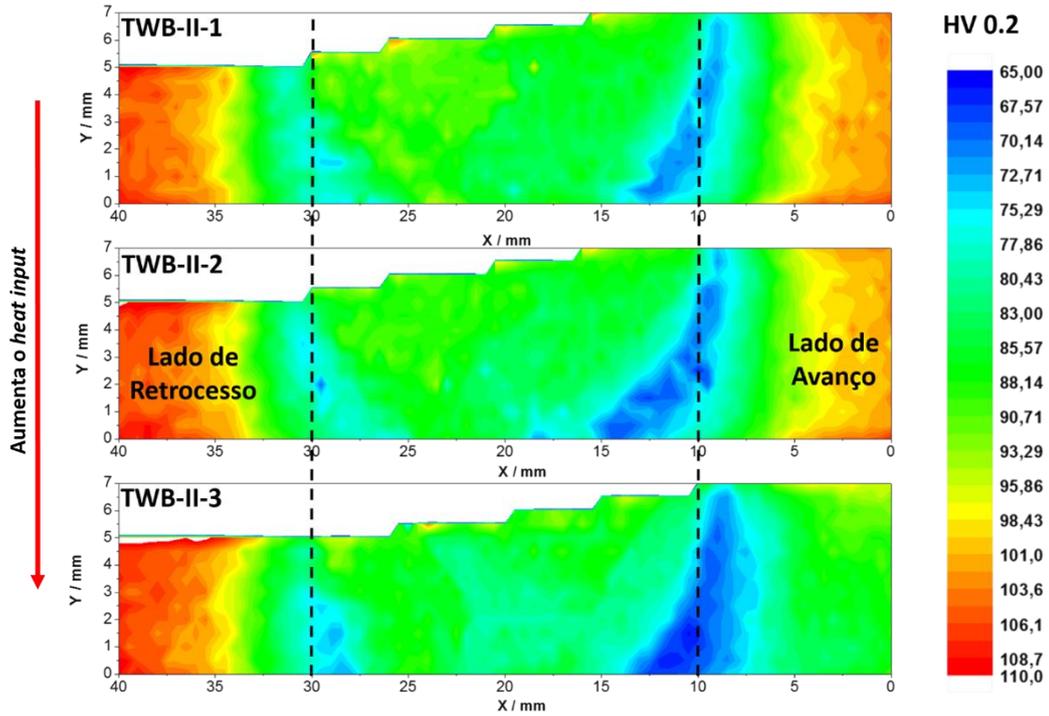


Figura 50. Mapas qualitativos de dureza das juntas soldadas na configuração II.

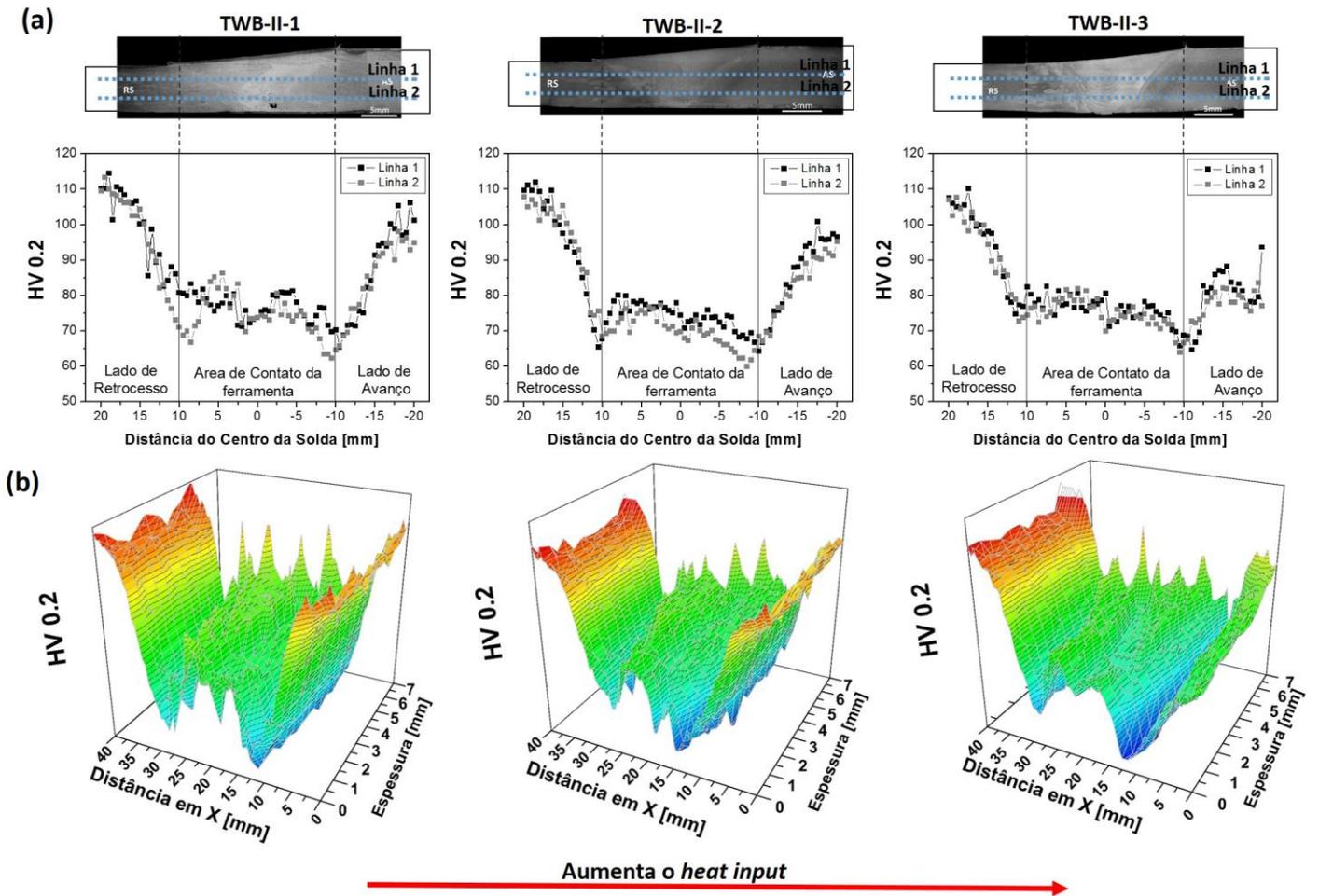


Figura 51. Perfis de microdureza das juntas soldadas na configuração II e indicação das duas linhas de indentação realizadas.

Entretanto, estes precipitados são termodinamicamente instáveis. Durante o processo de soldagem os precipitados com menor tamanho começaram a ser dissolvidos na zona afetada pelo calor, onde o valor máximo de temperatura ultrapassa a temperatura do envelhecimento artificial ($> 160^{\circ}\text{C}$) [112], enquanto que, os precipitados maiores começaram a crescer. Na região de mistura, envelhecimento natural pode ocorrer e dar início a formação da fase β'' durante o resfriamento da junta soldada, aumenta localmente a dureza, como foi observado nos perfis da Figura 51(a).

Os mapas de dureza apresentados na Figura 50 e 51(b) devem ser analisados apenas qualitativamente, pois a medida de dureza de cada indentação é relativa a um valor de referência inicial, sendo esta técnica apenas adequadas para identificação qualitativa das zonas afetadas pelo processo. A soldagem com maior HI, e conseqüentemente maior temperatura, resulta no aumento do tamanho da zona afetada pelo calor (Figura 50). Este efeito, é pronunciado com maior intensidade no lado de avanço da ferramenta. Sugere-se que nesta região todos os precipitados finos da fase β'' foram dissolvidos na matriz de alumínio e a dureza mínima registrada foi de 60HV. Nota-se, também que ao aumentar a temperatura de processo (solda TWB-II-3, Figura 50) tem-se um efeito de redução de dureza no lado de avanço para distâncias maiores do que 20mm do centro da solda.

5.2.5 Ensaio de tração

De acordo com a previsão do LSR (Tabela 6) a combinação das chapas de 6 e 8mm na formação das juntas em TWB nesta configuração resulta em uma razão entre espessuras (t_b/t_a) de 0,75. Este valor é menor que o valor entre as razão das tensões (σ_{yb}/σ_{Ta}), 0,87 (propriedades dos MB são apresentadas na Tabela 8). Portanto, de acordo com o critério de LSR, é previsto que durante o ensaio de tração das juntas na configuração II apenas a chapa de menor espessura experimentará deformação plástica perpendicular à linha de soldagem.

Tabela 6: Cálculo do critério de limite de resistência

Combinação de espessuras	6,0 e 8,0mm
t_b/t_a	0,75
σ_{yb}/σ_{Ta}	0,87

Os resultados dos ensaios de tração das juntas em TWB da configuração II são apresentados na Tabela 7 para cada CP ensaiado, e as propriedades mecânicas médias das três juntas e MBs na Tabela 8. A dissolução dos precipitados da fase β'' afeta as propriedades locais das juntas principalmente nas ZAC. Em termos globais, as juntas apresentaram significativa perda de desempenho mecânico quando

comparado com o MB, Tabela 8. Os níveis de desempenho atingidos em relação a tensão máxima do MB foram de 67% para junta TWB-II-1, 72% para a junta TWB-II-2 e 76% para a junta TWB-II-3.

Durante o carregamento monotônico, as juntas tenderam a falhar no MB, exatamente na região ZAC da chapa de 6mm, onde adicionalmente às transformações microestruturais tem-se um efeito de concentração de tensão provocado pela mudança de seção da chapa de maior espessura para a de menor. A junta TWB-II-1 apresenta um comportamento distinto as demais devido à presença do defeito de canal na ZM (Figuras 46) que atua como um concentrador de tensão levando à falha do cordão de solda.

Tabela 7: Resultados dos ensaios de tração para cada corpo de prova testado.

Junta	Rp _{0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Localização da Fratura
TWB-II-1-T1	182,84	219,60	1,03	cordão de solda
TWB-II-1-T2	187,37	215,77	*	cordão de solda
TWB-II-1-T3	176,63	210,69	0,92	cordão de solda
TWB-II-2-T1	163,78	241,58	4,96	BM
TWB-II-2-T2	159,53	229,09	5,67	BM
TWB-II-2-T3	161,40	231,47	5,54	BM
TWB-II-3-T1	164,54	245,70	4,47	BM
TWB-II-3-T2	163,67	247,22	4,53	BM
TWB-II-3-T3	167,33	245,58	4,45	BM

*falha no extensômetro

Tabela 8. Propriedades mecânicas das juntas soldadas na configuração II

Junta	Rp _{0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
TWB-II-1	182,3 ± 5,4	215,35 ± 4,47	0,98 ± 0,57
TWB-II-2	161,6 ± 2,1	234,05 ± 6,63	5,40 ± 0,38
TWB-II-3	165,2 ± 1,9	246,17 ± 0,92	4,48 ± 0,04
MB-AA6082 6mm – ED	306,1 ± 1,0	331,8 ± 0,5	16,1 ± 0,6
MB-AA6082 6mm – TED	316,3 ± 0,5	338,9 ± 0,4	16,3 ± 0,6
MB-AA6082 8mm – RD	285,6 ± 0,8	308,0 ± 0,8	16,4 ± 0,2
MB-AA6082 8mm – TED	295,9 ± 0,7	319,1 ± 0,3	15,0 ± 0,3

ED – Direção de extrusão, TED – direção perpendicular à de extrusão

Na Figura 52 são apresentados os gráficos de tensão-deformação das três juntas soldadas nesta configuração, bem como os mapas de deformação obtidos através do DIC. A presença do defeito na junta TWB-II-1 resultou na fratura no cordão de solda. É interessante notar, a partir dos mapas de dureza que, todas as juntas ao serem carregadas apresentam concentração de deformação inicialmente na ZAC, região de menor resistência mecânica e afetada pelo fator geométrico de concentração de tensão. No caso particular da junta TWB-II-1 após 202s de teste (Fig. 52(a)) a fratura ocorre no centro da solda devido a presença do defeito localizado. No entanto, as demais soldas falharam na ZAC, onde ocorre a concentração máxima de deformação. As curvas tensão-deformação de engenharia para os três CPs nas três condições de soldagem se sobrepõem, sugerindo assim que o processo de soldagem apresenta excelente reprodutibilidade.

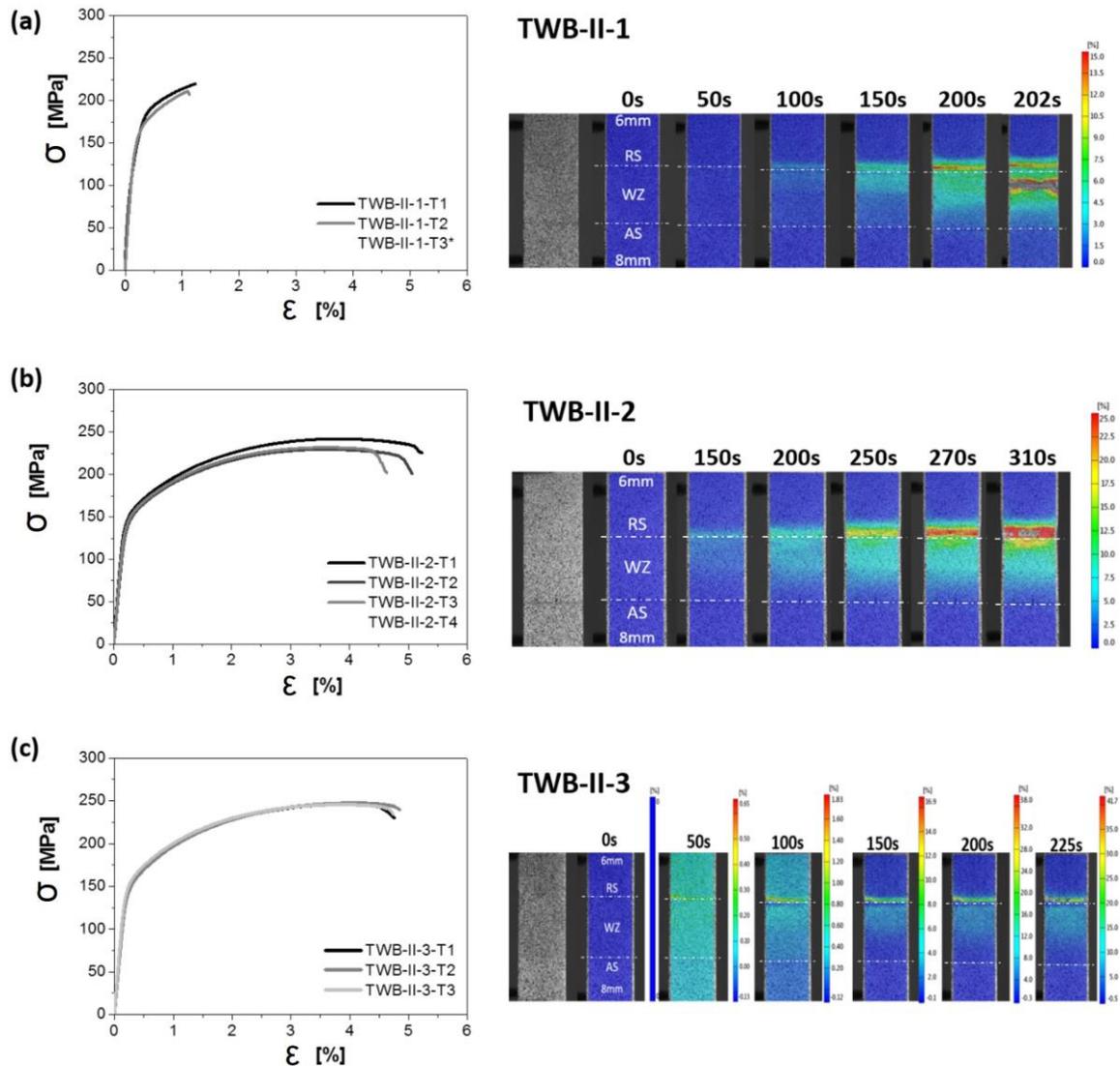


Figura 52. Curvas de tensão-deformação e mapas de deformação obtidos por DIC para a junta TWB-II-1 (a), TWB-II-2 (b) e TWB-II-3 (c).

5.2.6 Avaliação das Propriedades Mecânicas em Escala Local via DIC

Aplicando o procedimento descrito anteriormente para o processamento dos dados obtidos através do sistema de DIC, curvas de concentração de deformação podem ser geradas para cada estágio de carregamento das juntas nesta configuração (Figura 53). Observa-se que os níveis de deformação são concentrados no centro da solda e apresentam um pico de máximo entre -20 e -10mm em relação ao centro da solda, onde localiza-se a ZAC. A uma maior distância do centro da solda, nas zonas do material de base a deformação registrada pelo DIC foi quase nula.

Os diagramas de concentração de tensão apresentam um perfil muito semelhante ao descrito para a configuração I, onde a distribuição de tensão tende a diminuir linearmente com o aumento da espessura da junta. É interessante notar que os níveis de tensão atingidos, tanto pela chapa de maior

espessura quanto para a de menor espessura são menores do que limite de escoamento. Logo, as regiões adjacentes as regiões afetadas pelo calor do processo de soldagem deformam-se apenas elasticamente. Em outras palavras, a deformação plástica do corpo de prova ensaiado sob carregamento monotônico é estritamente concentrada na zona de soldagem e uma pequena região adjacente delimitada pelas ZTMA e ZAC na chapa de menor espessura. Estes resultados estão de acordo com a previsão de deformação local indicada pelo critério de LSR. No entanto, as alterações microestruturas e os fatores geométricos são os principais fatores que governam o comportamento de deformação destas juntas, e não as propriedades iniciais dos materiais de base, uma vez que estas propriedades são alteradas drasticamente na região de soldagem e zonas adjacentes.

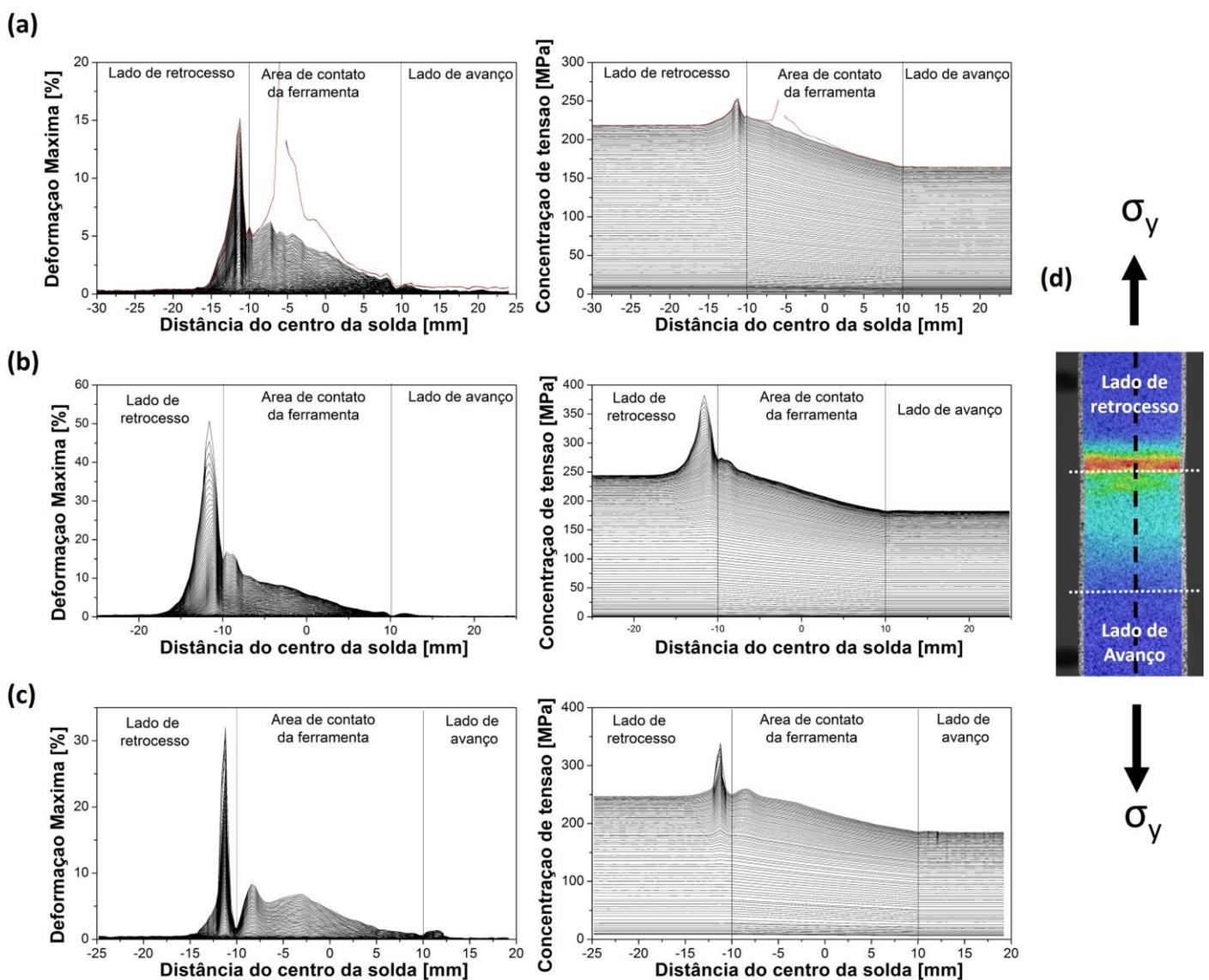


Figura 53. Diagramas de distribuição de deformação e concentração de tensão das juntas TWB-II-1 (a), TWB-II-2 (b) e TWB-II-3 (c) e representação esquemática da seção vertical de análise.

Como as juntas ensaiadas nesta configuração apresentaram deformação plástica apenas em uma região restrita, curvas de tensão-deformação e a curva da variação da tensão de escoamento na seção transversal das juntas não foram calculadas. Assim, a caracterização das propriedades mecânicas locais são concluídas com a apresentação dos diagramas de concentração de deformação e tensão.

5.2.7 Ensaio de Fadiga

As curvas de Wöhler das juntas soldadas nesta configuração são apresentadas na Figura 54. Os valores referentes à vida em fadiga para cada CP ensaiado são expostos na Figura 54(a) e as curvas resultantes do tratamento estatístico, como recomendado pela norma ASTM E739, são apresentadas na Figura 54(b). Os dados de fadiga foram avaliados em termos do intervalo de tensão nominal ($\sigma_{\max} - \sigma_{\min}$) e o FAT de cada curva foi calculado seguindo as recomendações do IIW (*The International Institute of Welding* para avaliação de juntas soldadas [98]). O valor do FAT para a junta TWB-II-1 levando-se em consideração um intervalo de 95% de confiança foi de 60. A junta TWB-II-2 apresentou um FAT de 73 e, a junta TWB-II-3, por sua vez, apresentou um FAT calculado de 62. A razão de carregamento na qual as juntas apresentaram limite de fadiga foi de 58, 89 e 64MPa para as juntas TWB-II-1, TWB-II-2 e TWB-II-3, respectivamente. Note-se que a presença do defeito de canal na junta TWB-II-1 prejudicou com maior intensidade a vida em fadiga quando comparado com o defeito de acabamento superficial observado na raiz da solda da junta TWB-II-3.

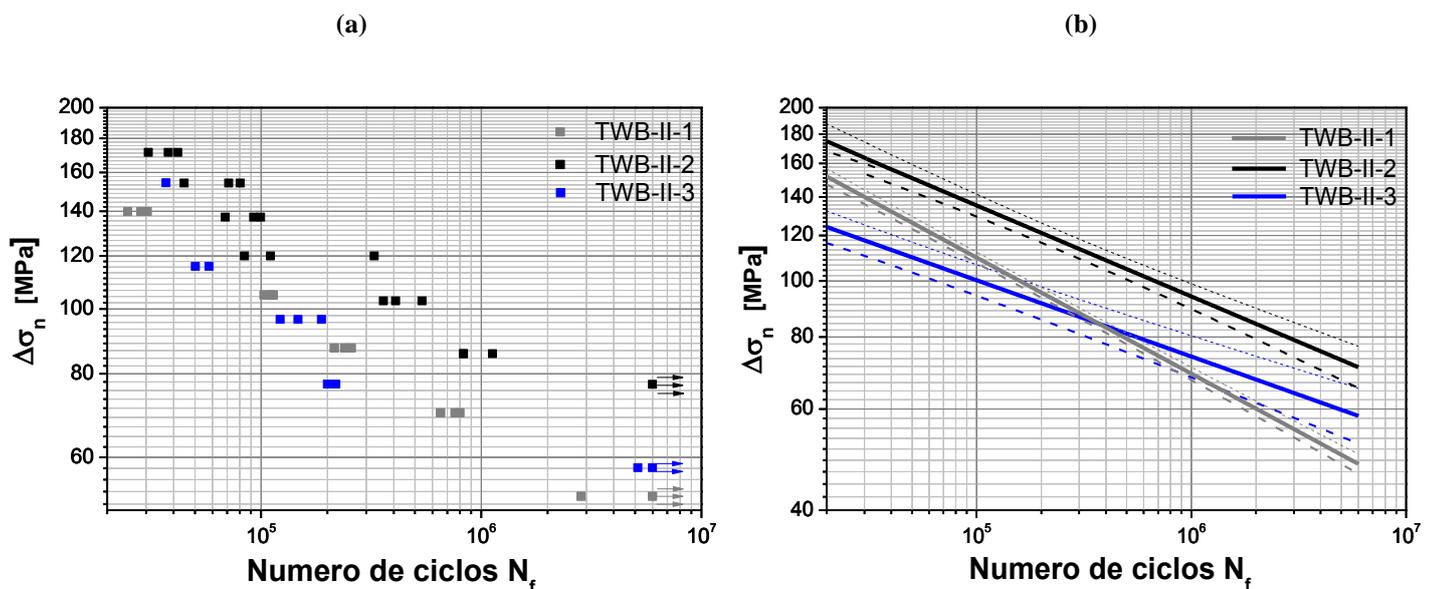


Figura 54. Curvas de Wöhler das juntas soldadas na configuração II (a) e curvas médias obtidas pelo tratamento estatístico recomendado pela ASTM E739 (a)

A liga AA6082 apresenta desempenho mecânico superior as ligas AA5083 e 50589 utilizadas nas juntas soldadas na configuração I. Portanto, a resistência a fadiga das juntas soldadas nesta configuração foram superiores em comparação a configuração I. No entanto, as propriedades obtidas no ensaio monotônico foram drasticamente afetadas pelas alterações microestruturais, resultando em propriedades mecânicas inferiores quando comparado com a configuração I. Assim, sugere-se que a dissolução dos precipitados da fase β'' não apresentam grande efeito no comportamento em fadiga desta junta. Acredita-se que o fator geométrico e as estrias deixadas pela ferramenta na superfície do cordão de solda são fatores prioritários na resistência à fadiga das juntas na configuração II.

5.2.8 Superfícies de Fratura

O mecanismo de iniciação da trinca por fadiga é semelhante ao descrito anteriormente para configuração I. As ranhuras deixadas pelo ombro da ferramenta na superfície do cordão de solda, após a soldagem atuam, como instabilidades superficiais que favorecem a iniciação de trincas de fadiga. Devido ao fator de concentração de tensão na chapa de 6mm, a fratura ocorre exatamente no final da transição de espessura da junta, Figura 55(b). No entanto, a junta TWB-II-1, devido a presença do defeito na região de soldagem, falhou sob carregamento cíclico nessa região (Figura 55(a)), e a superfície de fratura expõem o defeito de canal, Figura 56.

A junta TWB-II-2 apresentou superfícies de fraturas típicas de CPs ensaiados sob fadiga com características fractográficas semelhantes às juntas soldadas na configuração I. Quando a carga aplicada no ensaio de fadiga corresponde a 100% da carga de escoamento da junta observou-se a formação de múltiplas regiões de iniciação de trincas devido à presença de defeitos superficiais deixados pelas marcas da ferramenta. À medida que a carga do ensaio é reduzida a zona de propagação lenta da trinca de fadiga aumenta devido a estável propagação da trinca. Em contrapartida, a zona de fratura final diminui.

A solda TWB-II-3 apresentou dois mecanismos distinto de fratura. Quando o ensaio de fadiga foi realizado com altas cargas (120% e 95% do $R_{p0,2}$) a falha ocorreu no centro da solda (Figura 55(c) e 56) e a trinca de fadiga teve origem no defeito de superfície localizado na raiz da solda propagando-se através da linha de óxido presente na zona de mistura. Esta conclusão resulta da comparação da macrografia da seção transversal do CP ensaiado apresentada na Figura 55(b) com o resultado da caracterização microestrutural apresentado anteriormente na Figura 48. Percebe-se que o padrão de propagação da trinca de fadiga desenha perfeitamente a forma de distribuição da linha de óxido na seção transversal da macrografia da junta TWB-II-3 (Figura 48). Para ensaios com tensões nominais menores, esta junta apresentou o mecanismo de fratura típico, observado para junta TWB-II-1.

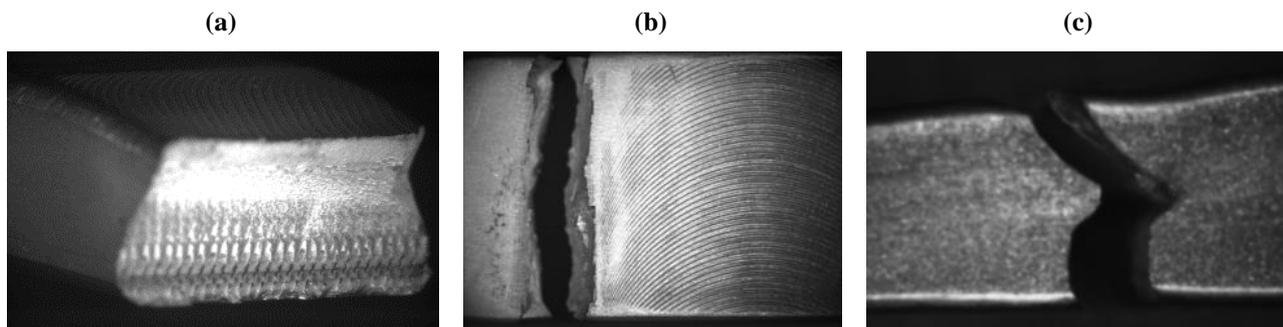


Figura 55. Localização da fratura nos corpos de prova ensaiados na configuração II. (a) TWB-II-1, (b) TWB-II-2 e (c) TWB-II-3 para altas taxas de carregamento.

As superfícies de fratura dos CPs ensaiados com menor tensão nominal foram analisados através de MEV e as principais regiões da fratura foram destacadas. Na Figura 57, as fractografias da superfície de fratura da junta TWB-II-1 são apresentados. A macrografia obtida por MEV desta junta (Fig. 57(a)) indicam o defeito de canal gerado durante a soldagem. Ao analisar o defeito com maior ampliação (Fig. 57(b e c)) observa-se a formação de “marcas de rios”, as quais indicam a formação de múltiplas regiões de iniciação de trinca em torno do defeito. Quando dois planos adjacentes de propagação das trincas se encontram ocorre a formação das marcas de fenda, Fig. 57(c).

A zona de propagação estável da trinca nesta junta é caracterizada por uma superfície plana (Fig. 57(d)) marcada por estrias de fadiga (Fig. 57 (e)), transversais a direção de propagação macroscópica da trinca. A zona de fratura final apresenta tipicamente a formação de *dimples* (Fig57. (f e g)) distribuídos por toda esta região, os quais aparentemente são rasos quando comparados com os observado para junta TWB-II-2 na mesma região (Fig. 58(f)). Indicando que, menor taxa de energia foi absorvida na fratura final desta junta.

As características fractografias descritas anteriormente são atípicas e derivam, pincipalmente, da presença do defeito. As demais superfícies apresentaram comportamento típico de componentes ensaiados sob cargas cíclicas e similar ao apresentado na Figura 58.

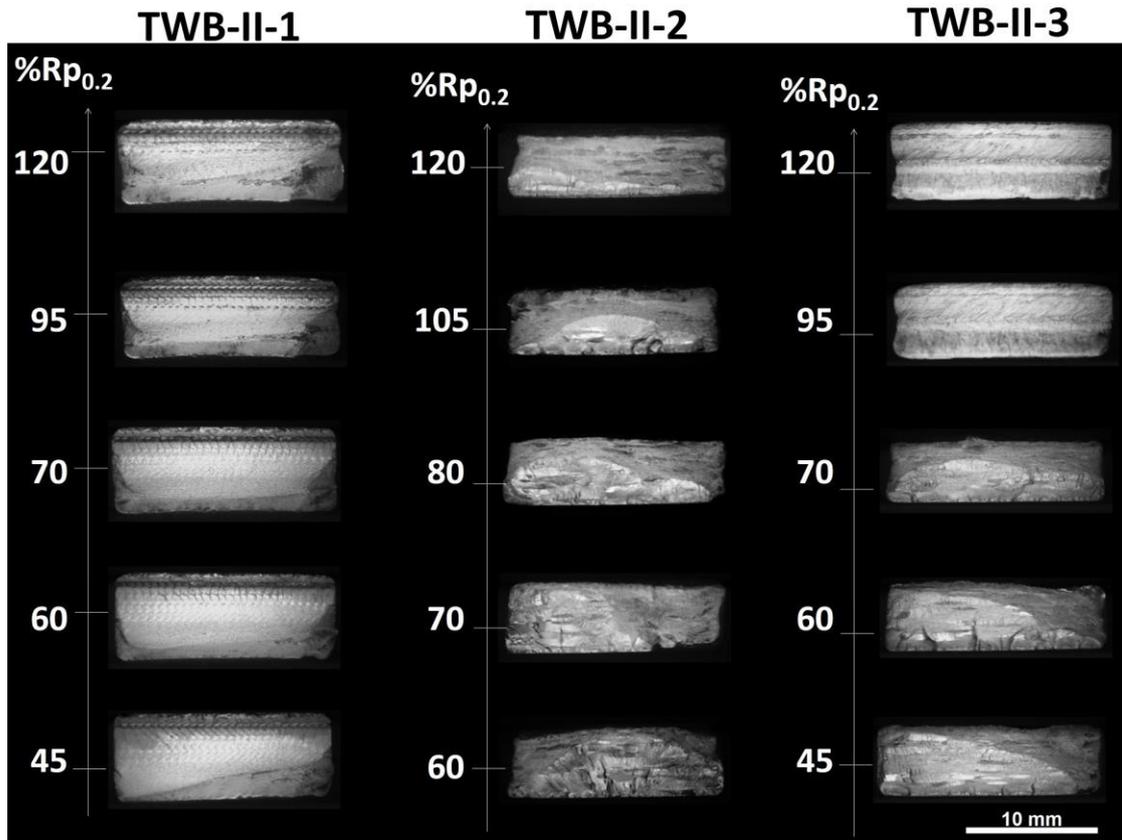


Figura 56. Macrografia da superfície de fratura das soldas realizadas na configuração II.

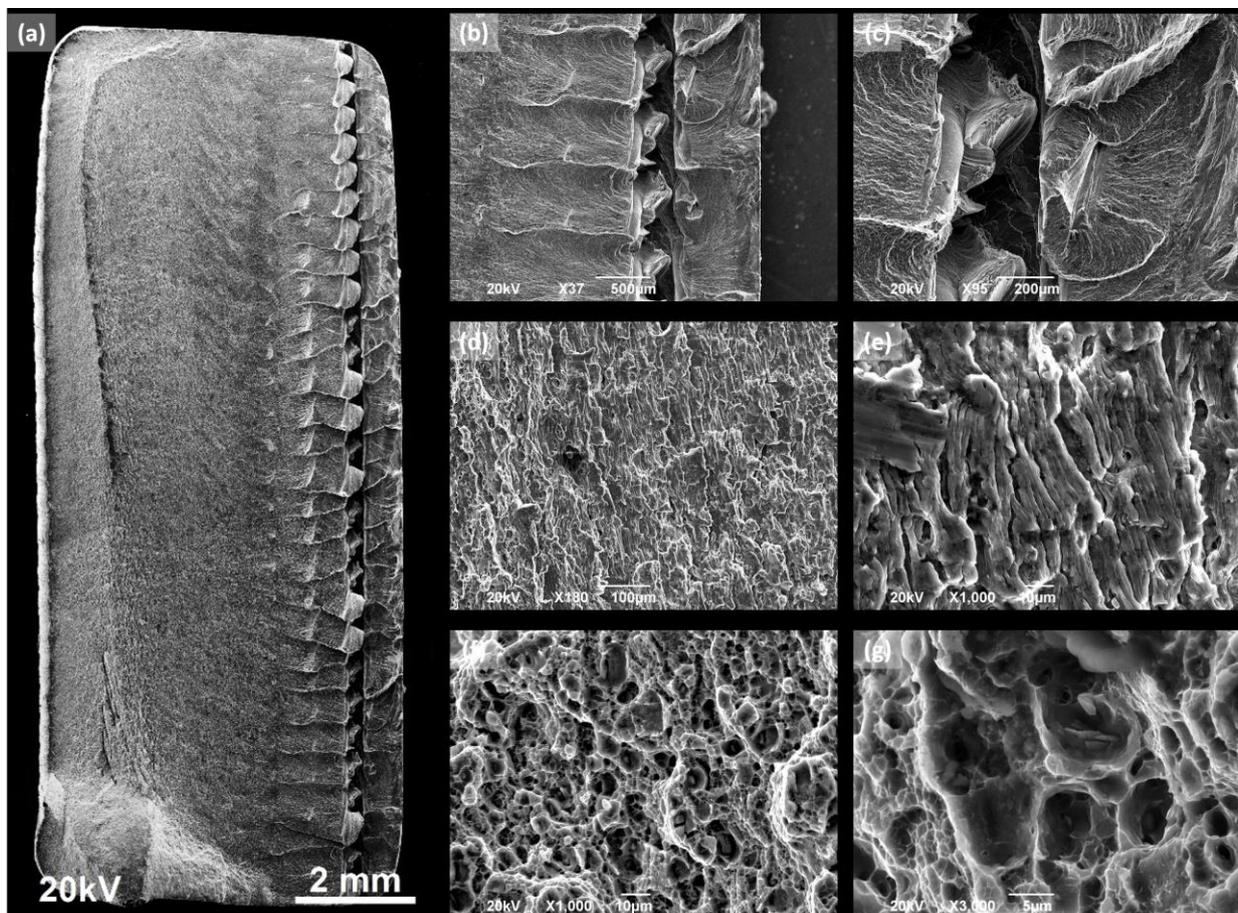


Figura 57. MEVs da superfície de fratura da junta TWB-II-1 ensaiada com 45% da carga de escoamento.

Assim como descrito para configuração I, a superfície de fratura das juntas ensaiadas nesta configuração são compostas por três regiões morfológicas características. A zona de iniciação das trincas de fadiga Figura 58 (a), caracterizada pela presença de diferentes planos de propagação de trinca, marcas de rios e fendas. As marcas de fenda resultam do encontro de duas diferentes frentes de propagação de trinca adjacentes e podem ser observadas com maior detalhe na imagem da Figura 58(d).

Dentro de cada plano de propagação, na zona de propagação lenta e estável da trinca (segunda região característica da fratura), foi observado uma topografia plana (Fig. 58(c)) caracterizada por finas estrias de fadiga (Fig. 58(e)). A terceira região de fratura é resultante do último estágio de propagação da trinca. A superfície desta fratura final é dúctil, marcada pela distribuição de *dimples* com diferentes formas e tamanhos (Fig. 58(g e f)).

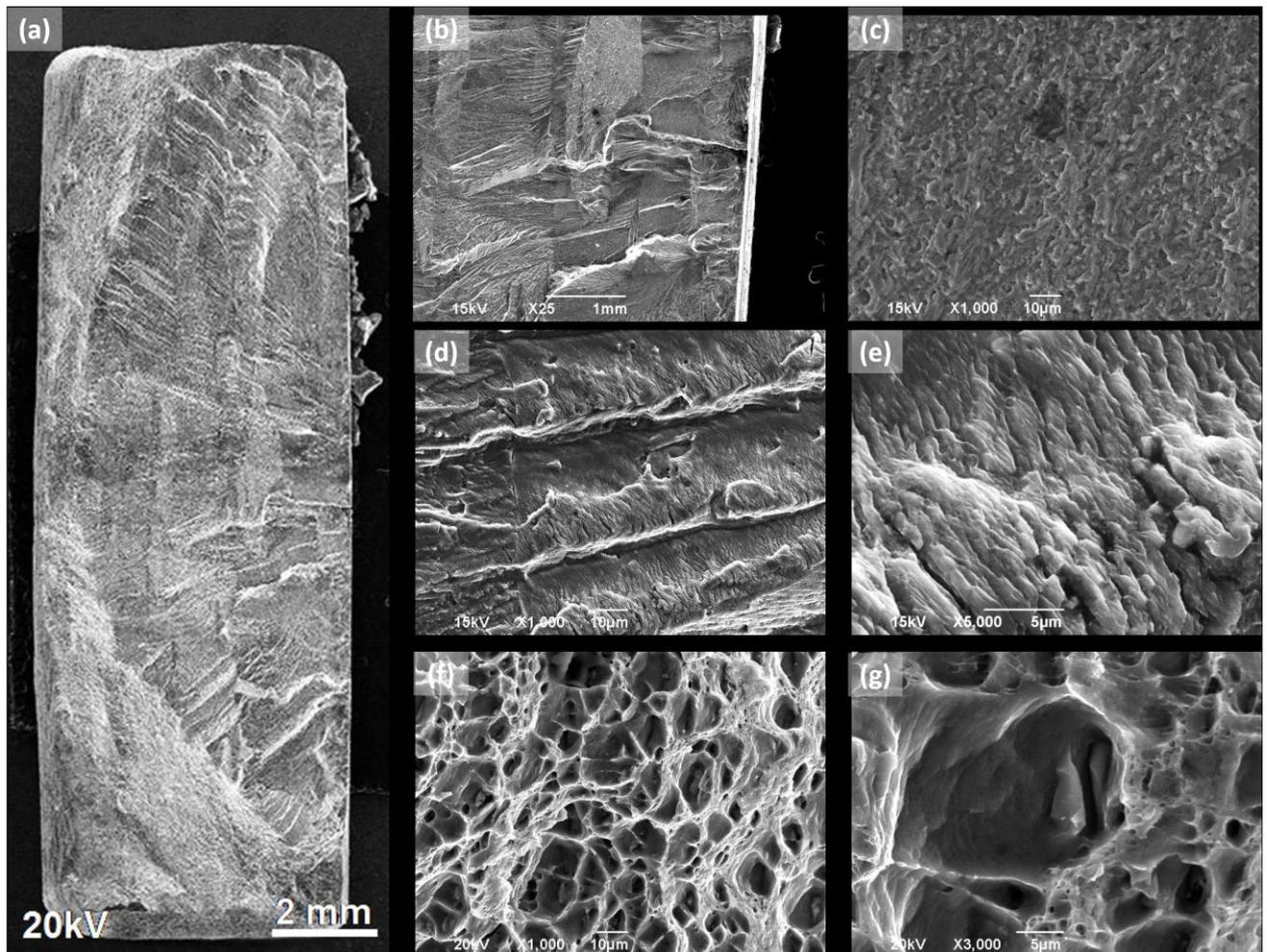


Figura 58. MEVs da superfície de fratura da junta TWB-II-2 ensaiada com 60% da carga de escoamento.

5.3 Configuration III (TWB AA6082_{6mm}/AA5083_{8mm})

A soldagem de materiais dissimilares representa um grande desafio do ponto de vista da seleção de parâmetros para SALM. As diferenças de propriedades das ligas AA6082 e AA5083 (resistência mecânica, condutividade térmica, coeficiente de atrito a altas temperaturas) estão relacionados com composição química, e assim exigem grupos de parâmetros de processos diferenciados, como observado entre as configurações de soldagem I e II. De tal modo que a seleção de parâmetros de processo adequados para produção de juntas com propriedades otimizadas é uma atividade complexa. Tendo em vista a complexidade de soldagem nesta configuração, os resultados obtidos até o momento são preliminares.

5.3.1 Avaliação do Processo

O processo de soldagem desenvolvido, assim como nas configurações previamente analisadas, apresentou-se estável durante toda soldagem e o formato dos diagramas de controle de processo são semelhantes aos descritos anteriormente (Figura 59). A Tabela 10 apresenta os parâmetros de processos derivados destas curvas: torque médio, potência e HI. Os diagramas de processo demonstram que o aumento da rotação da ferramenta provoca a redução do torque e aumento do HI (Figura 60).

De maneira geral, observou-se uma tendência exponencial entre a variação da rotação da ferramenta e os parâmetros calculados, corroborando com os dados apresentados na configuração II. Como na configuração II, apenas uma medida experimental foi realizada para cada ponto e conclusões mais elaboradas, tais como adequações de curvas experimentais, são restritas. Os motivos físicos causadores deste efeito são os mesmos descritos na seção 5.1.6. Note-se que na Figura 60 há duas condições de soldagem mantendo-se a rotação de 600rpm, resultado da soldagem das juntas TWB-III-1 e 2 com mesma velocidade de rotação e diferentes forças axial (Tabela 10). A redução da força de 20kN para 15kN foi realizada com o objetivo de evitar a formação de rebarba durante a soldagem e melhorar o acabamento superficial das juntas. Entretanto, aumentando-se excessivamente o HI, condição 4 (Figura. 59) ocorre perda de material na formação de rebarba. Este efeito, também observado na configuração II, é resultado da maior penetração da ferramenta nas soldas “quentes”, pois o processo de soldagem foi realizado por controle de força em todas as soldas realizadas neste trabalho.

Tabela 10. Parâmetros de Soldagem e HI configuração III

Juntas	n [RPM]	v [mm/s]	F_a [kN]	Torque [Nm]	Q [W]	HI [J/mm]
TWB-III-1	600	6	20	56,87	3577,24	596,21
TWB-III-2	600	6	15	52,76	3318,71	553,12
TWB-III-3	800	6	15	44,54	3735,54	622,59
TWB-III-4	1000	6	15	38,99	4087,58	681,26

Onde: n = velocidade de rotação da ferramenta, F_a = força axial aplicada à ferramenta, v = velocidade de soldagem, Q = potência e HI = aporte térmico.

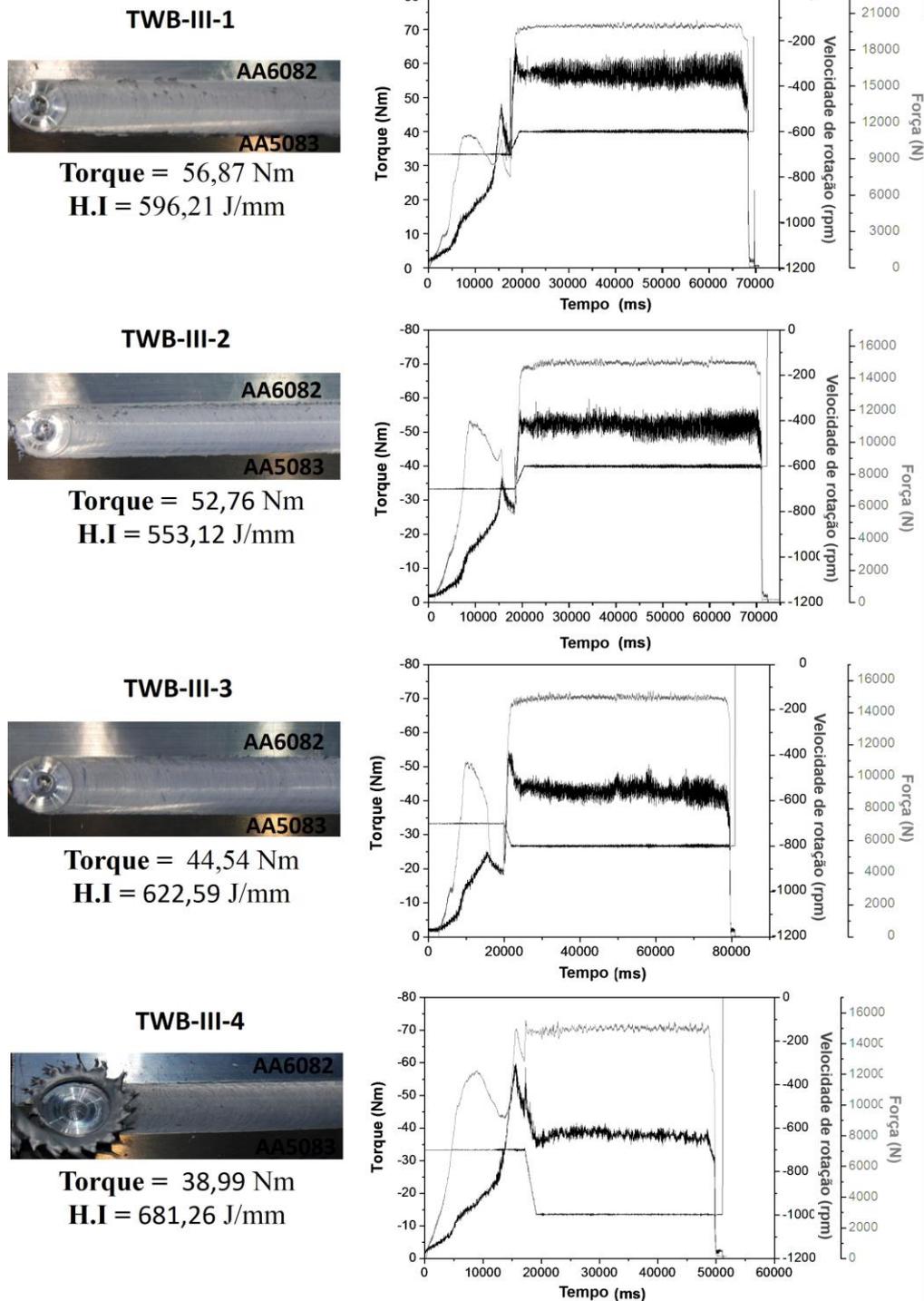


Figura 59. Acabamento superficial e Diagramas do processo das juntas soldadas na configuração III.

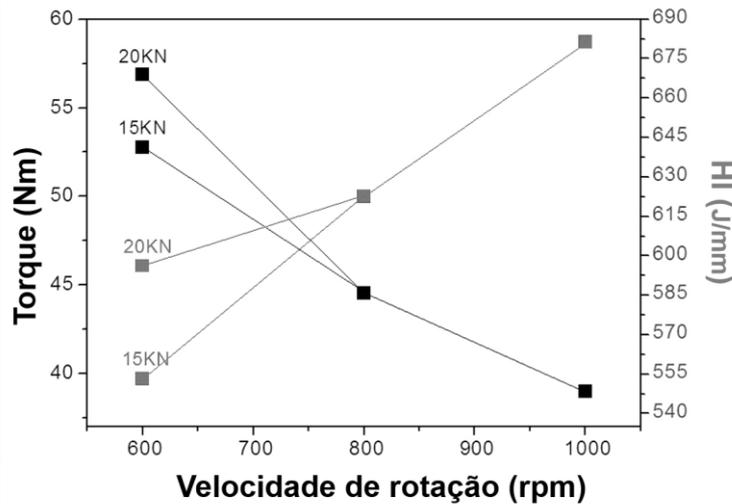


Figura 60. Efeitos do aumento da rotação no torque e aporte térmico das juntas soldadas na configuração III.

5.3.2 Caracterização Macro e Microestrutural

Na Figura 61 são apresentados os resultados das caracterizações macroestruturais das seções transversais das juntas. O reagente eletrolítico de Baker [89], utilizado para revelar a macro e microestrutura das juntas, ataca com intensidade diferente as superfícies das duas ligas, portanto, diferentes contrastes de cores são obtidos nos lados de avanço e retrocesso da solda. Observou-se em todas as condições de soldagem adotadas a completa penetração da ferramenta no volume de material das chapas. No entanto, todas as juntas apresentaram defeitos de canal próximos a raiz da solda no lado de avanço da ferramenta. Estes defeitos são apresentados com maior ampliação nas imagens localizadas na coluna da direita da Figura 61. Sugere-se que a formação destes defeitos no processo de soldagem estejam relacionados com a baixa pressão axial aplicada pela ferramenta durante a soldagem, pois aumentando a velocidade rotação da ferramenta (e portanto o aporte térmico), e induzindo uma condição de fluxo de material menos viscoso, não houve o completo preenchimento do defeito de canal.

A velocidade de rotação e o HI estão diretamente relacionados entre si e, intimamente relacionada com o formato da ZM e a distribuição da linha de óxido nesta região. Assim como no estudo de Ma e colaboradores [56], altos valores de rotação da ferramenta (1000rpm) promovem a formação de uma ZM em forma de anéis concêntricos, *onion rings* (TWB-III-4) e soldas com rotações menores ou igual a 800rpm resultaram em uma ZM em forma de bacia (*basin-like*). A distribuição da linha de óxido tende a seguir o formato da ZM na junta (TWB-III-4). Entretanto, ao passo que caminha-se para a condição de soldagem “fria” observou-se a distribuição desta linha em forma de *zig-zag* (TWB-III-1).

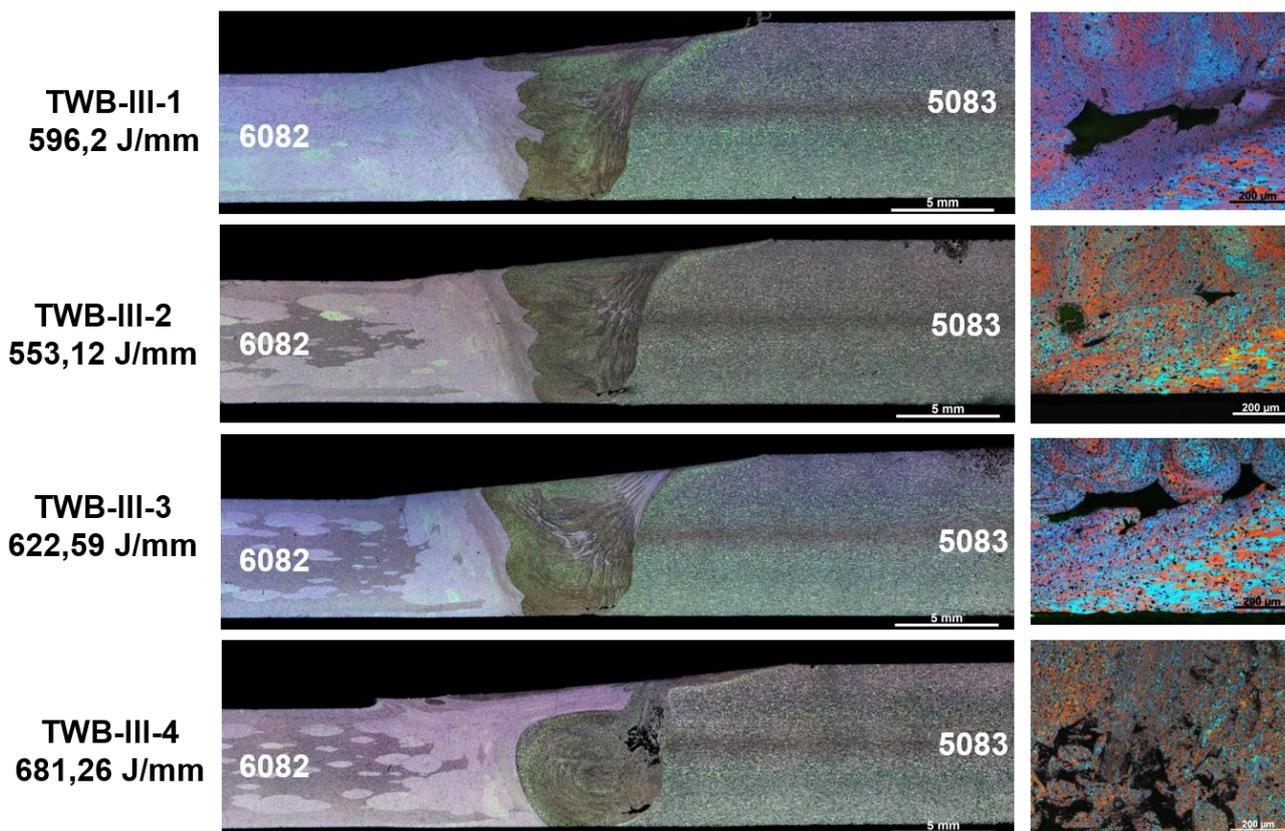


Figura 61. Análise macroestrutural das juntas soldadas na configuração III e detalhe dos defeitos formadas próximos a raiz da solda no lado de avanço.

As alterações estruturais provocadas pelo processo em escala microscópica para as juntas nesta configuração são apresentadas na Figura 62 para a junta TWB-III-2, a qual apresenta comportamento semelhante às demais juntas soldadas nesta configuração. As características microestruturais observadas são muito semelhantes as descritas anteriormente. Entretanto é interessante notar a presença da linha de óxido (Figura 62(g)) e a presença do defeito de canal na ZM (Figura 62 (h)). Estas duas características peculiares estão intimamente relacionadas com as propriedades mecânicas das juntas soldadas nesta configuração e serão exploradas detalhadamente a seguir. As demais características, como crescimento anormal de grão do Al AA6082 (Figura 62(a)), processo de recristalização dinâmica na zona de mistura (Figura 62 (b)) e a intensa deformação dos grãos nas regiões termomecanicamente afetadas (Figura 62 (c e j)) já foram discutidas nas juntas soldadas nas configurações I e II (seções 5.1.2 e 5.2.2).

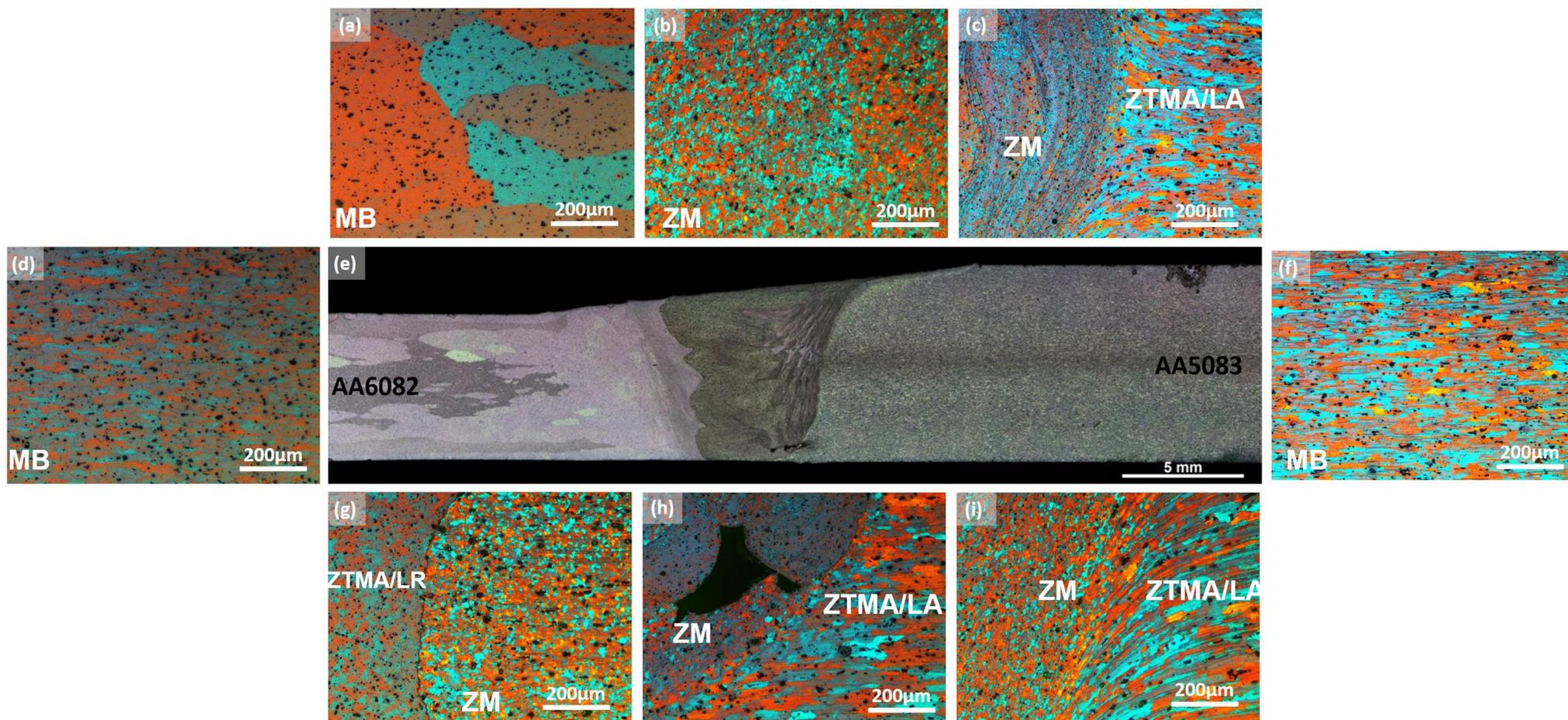


Figura 62. Análise microestrutural da junta TWB-III-2. (a) Microestrutural do metal de base AA6082–6mm detlhe do crescimento anormal de grão, (b) zona de mistura, (c) transição entre a zona de mistura e ZTMA, detalhe do padrão de fluxo de material na ZM, (d) microestrutural do metal de base AA6082–6mm, (e) macrográfica da junta, (f) microestrutural do metal de base AA5083–8mm (g) linha de óxido formada na ZM, (h) defeito de canal na zona de mistura, (i) ZTMA no lado de avanço da solda

5.3.3 Ensaio de Dobramento

A presença e a distribuição da linha de óxido na região da ZM afetam drasticamente a capacidade de deformação plástica das juntas quando submetidas a esforços de dobramento (Figura 63). Em todas as juntas ensaiadas foi observado a iniciação de uma trinca na raiz da solda. Através da caracterização macroestrutural da seção transversal dos CP após os ensaios (Figura 63 lado direito), dois aspectos se destacam: as trincas tiveram início exatamente no começo da linha de óxido na raiz da solda e, sua propagação segue exatamente o padrão de distribuição da linha.

A definição da linha de óxido, passagem de um estado de distribuição em *zig-zag* para uma linha em forma de arco, a qual segue a forma dos anéis concêntricos da ZM, diminuiu a capacidade de dobramento das juntas. A solda com menor HI (TWB-III-1) e distribuição em *zig-zag* acentuada apresentou ângulo de dobramento de 36°, enquanto que, a junta com maior HI (TWB-III-4) e distribuição em arco da linha de óxido apresenta apenas 3°. Portanto, sugere-se que a distribuição da linha em *zig-zag* induza a um caminho de maior dificuldade para propagação da trinca ao passo que, uma linha em arco induz um caminho favorável para a propagação da trinca.

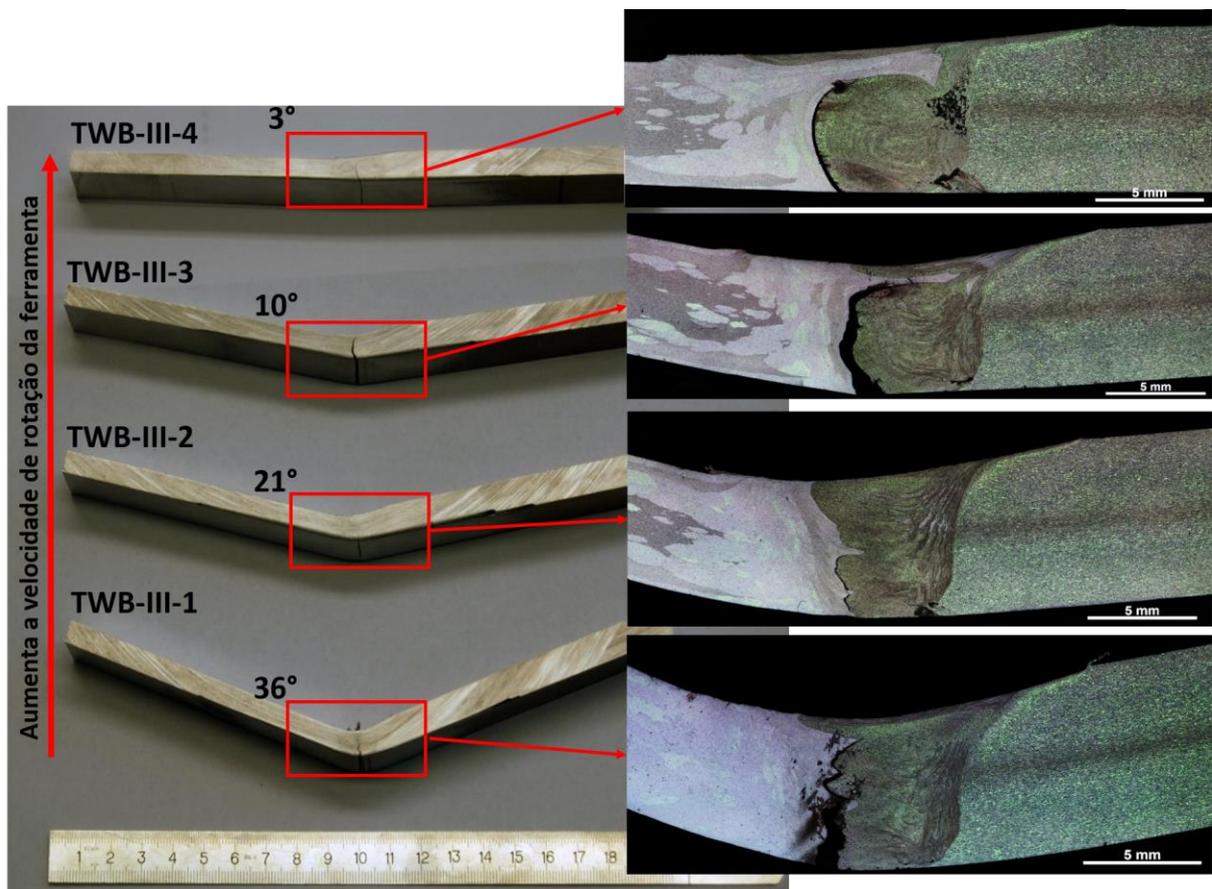


Figura 63. Ensaio de dobramento das juntas soldadas na configuração III e caracterização macroestrutural dos CPs ensaiados.

5.3.4 Perfil de Microdureza

O processo de SALM, assim como qualquer outro processo de soldagem, produz um perfil heterogêneo de propriedades mecânicas ao longo dessa junção. No caso das ligas endurecidas por trabalho mecânico (configuração I) o processo SALM produziu um ganho de propriedades mecânicas na região central da solda em relação ao metal base. Entretanto, quando ligas tratáveis termicamente são soldadas por SALM, o calor gerado durante o processo altera a microestrutura da liga e o desempenho mecânico alcançado pelas juntas é reduzido a 76% em relação ao metal de base, como foi observado na configuração II.

A dissimilaridade entre as propriedades mecânicas das duas ligas utilizadas nesta configuração intensificou este efeito de heterogeneidade no perfil de distribuição de dureza das juntas, naturalmente devido a considerável diferença de durezas dos metais de base, Figura 64. A liga AA6082, tratável termicamente, apresentou uma dureza inicial média de 112HV e a liga AA5083 endurecida por trabalho a frio, por sua vez, de 88HV. Durante o processo de SALM as mudanças microestruturais provocaram alterações significativas na dureza da liga AA6082, visto que o processo térmico desenvolvido durante a soldagem induz a solubilização dos precipitados da fase β ". O menor valor de dureza foi observado na ZAC (66 HV) para a condição de soldagem com maior HI, TWB-III-4. O lado de avanço da junta não apresentou mudanças significativas na dureza do metal de base, pois a liga AA5083 não é sensível a processos térmicos.

A alteração no formato da zona de mistura, induzida pelo aumento da velocidade de rotação da ferramenta tende a aumentar a largura da zona de mistura. Consequentemente a ZAC é deslocada para valores distantes do centro da solda. Nota-se que a posição do pico mínimo de dureza entre as quatro condições de soldagem. Este fenômeno está relacionado com a taxa de deformação plástica induzida pela rotação da ferramenta. Espera-se que, quanto maior a rotação da ferramenta mais calor seja gerado por atrito e mais deformação plástica seja induzida, aumentando a largura da zona de mistura e transferindo mais calor para regiões adjacentes a ZM.

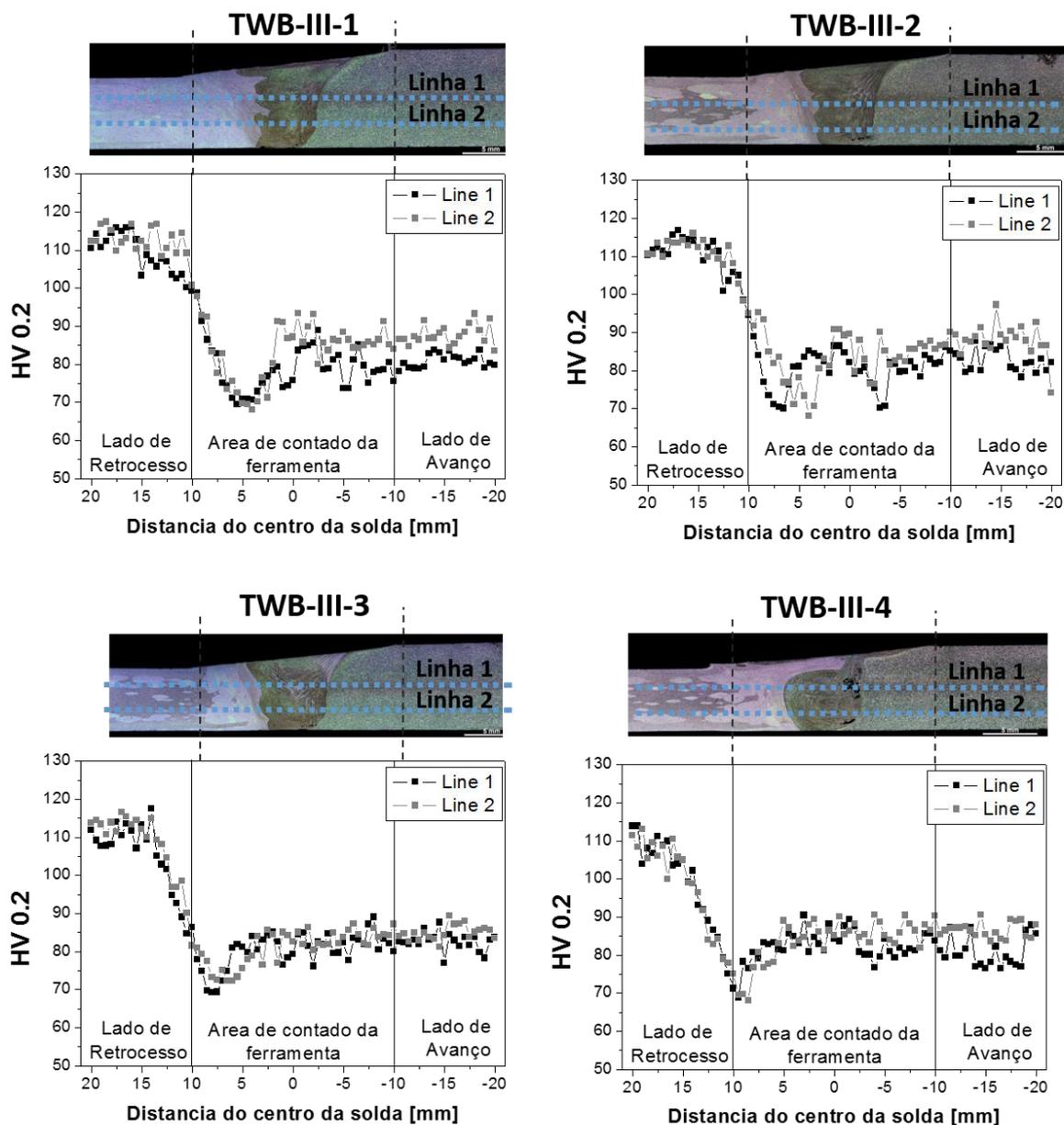


Figura 64. Perfis de dureza das juntas soldadas na configuração III.

5.3.5 Ensaio de Tração

O processo de dissolução dos precipitados da fase β'' criam uma região de menor dureza nas juntas, como observado nos ensaios de microdureza. Esta região promove a perda de desempenho mecânico em escala global, como evidenciado nas juntas soldadas na configuração II. Entretanto, na presente configuração de soldagem, a linha de óxido formada na zona de mistura é o principal mecanismo de fratura e causador de perda de desempenho mecânico. As propriedades mecânicas obtidas nesta configuração de soldagem são apresentadas na Tabela 11 e 12. O melhor desempenho

mecânico foi observado para a junta TWB-III-3, 45% em relação a resistência máxima da liga AA6082 com 6mm de espessura ensaiada na direção de extrusão.

Na Figura 65 são apresentadas as curvas de tensão-deformação e os mapas de deformação obtidos via DIC. Os mapas de deformação evidenciaram que apenas a junta TWB-III-1 apresentou a fratura fora da zona de soldagem. É interessante notar que, ao aumentar a velocidade de rotação da ferramenta provocou-se a diminuição da dureza das juntas e menores níveis de deformação foram registrados. Este comportamento corrobora com as observações do ensaio de dobramento manual e sugere que a distribuição da linha de óxido na ZM afeta as propriedades mecânicas das juntas também durante o ensaio com carregamento monotônico.

A concentração de deformação acontece preferencialmente na ZAC da chapa de 6mm, região com menor desempenho mecânico devido a dissolução dos precipitados da liga AA6082, como observado nos mapas de deformação apresentados na Figura 65 e nas juntas similares produzidas na configuração II. Porém, para as juntas TWB-III-2 a 4, a concentração de deformação iniciou-se nesta região e posteriormente deslocou-se para a zona de soldagem onde ocorreu a fratura. Este fenômeno decorre da instabilidade mecânica gerada no centro da solda pela linha de óxido. À medida que os corpos de prova são deformados durante o ensaio, sugere-se que defeitos sejam nucleados na linha de óxido. Mantendo-se a taxa de carregamento durante o ensaio de tração constante, estes defeitos crescem e coalescem seguindo a linha de óxido. Disso resultará que a concentração de deformação ocorrerá na zona de mistura, seguida de falha nesta região. A junta TWB-III-4, mesmo para etapas de carregamento inicial apresentou concentração de deformação na região de mistura. Sugere-se que, bem como no ensaio de dobramento, a definição da linha de óxido cria uma região altamente instável e propícia para iniciação e propagação de trincas. Assim, mesmo em etapas iniciais de carregamento haverá energia suficiente para iniciação de micro trincas na linha de óxido e sua propagação catastrófica.

Tabela 11: Resultados dos ensaios de tração para cada corpo de prova testado.

Junta	Rp _{0.2} [N/mm ²]	R _m [N/mm ²]	A [%]	Localização da Fratura
TWB-III-1-r1	125,61	154,811	3,19	MB
TWB-III-1-r2	126,22	155,740	3,00	MB
TWB-III-1-r3	124,84	152,754	2,99	MB
TWB-III-2-r1	126,22	154,910	1,50	Solda
TWB-III-2-r2	126,01	146,035	0,98	Solda
TWB-III-2-r3	126,55	143,346	0,83	Solda
TWB-III-3-r1	---	117,044	0,33	Solda
TWB-III-3-r 2	---	112,459	0,29	Solda
TWB-III-3-r 3	114,04	123,482	0,41	Solda
TWB-III-4-r1	---	43,769	0,14	Solda
TWB-III-4-r2	86,27	114,626	0,29	Solda
TWB-III-4-r3	122,93	137,112	0,71	Solda

*falha no extensometro

Tabela 12. Propriedades mecânicas das juntas soldadas na configuração II

Junta	Rp _{0.2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
TWB-III-1	125,5 ± 0,6	154,4 ± 1,5	3,06 ± 0,1
TWB-III-2	126,2 ± 0,2	148,0 ± 6,0	1,10 ± 0,3
TWB-III-3	114,04	117,6 ± 5,5	0,34 ± 0,0
TWB-III-4	104,6 ± 25,9	98,5 ± 48,7	0,38 ± 0,2
AA6082 6mm – ED	306,1 ± 1,0	331,8 ± 0,5	16,1 ± 0,6
AA6082 6mm – PED	316,3 ± 0,5	338,9 ± 0,4	16,3 ± 0,6
AA5083 8mm – RD	161,5 ± 1,9	330,3 ± 2,1	16,5 ± 2,5
AA5083 8mm – PRD	161,7 ± 1,2	326,0 ± 0,5	20,4 ± 1,4

ED – Direção de extrusão, PED – direção perpendicular à de extrusão, RD – direção de laminação
PRD – perpendicular a direção de laminação

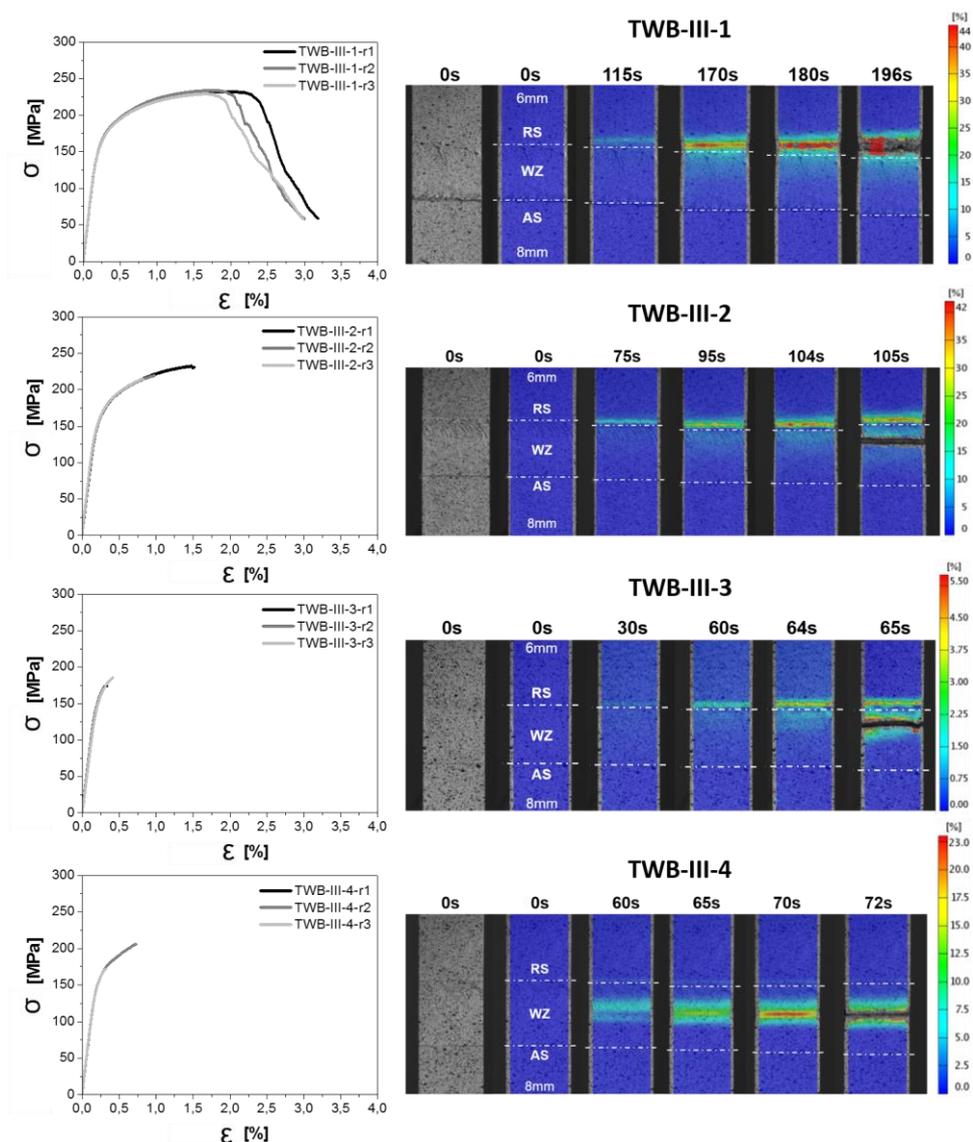


Figura 65. Gráficos de tensão-deformação e mapas de deformação das juntas soldadas na configuração III.

5.3.6 Superfícies de Fratura

A caracterização da região de fratura dos CPs ensaiados sob tração evidenciam claramente o efeito geométrico da linha de óxido no mecanismo de fratura (Figura 66). As macrografias das seções

transversais dos CPs após os ensaios, com exceção da junta TWB-III-1 que rompeu no metal de base, demonstram que as fraturas desenhavam exatamente o formato da linha de óxido (Figura 66(b)) após a fratura sob tração. Na junta TWB-III-1 a fratura ocorreu na ZAC da chapa de 6mm de espessura, sugerindo que a distribuição da linha de óxido em *zig-zag*, como discutido anteriormente, cria uma situação de difícil propagação da trinca durante o carregamento mecânico e maior energia é exigida para ativar este mecanismo nesta condição. Esta energia, ou carga de deformação não é atingida durante o ensaio, pois ocorre o escoamento do material adjacente, ZAC da chapa de 6mm, antes da iniciação e propagação de trincas na ZM. À medida que a distribuição da linha de óxido passa de uma condição em *zig-zag* para em arco definida, diminui-se a capacidade de absorção de deformação das juntas resultando em uma superfície de fratura com morfologia plana (Figura 66 (c)).

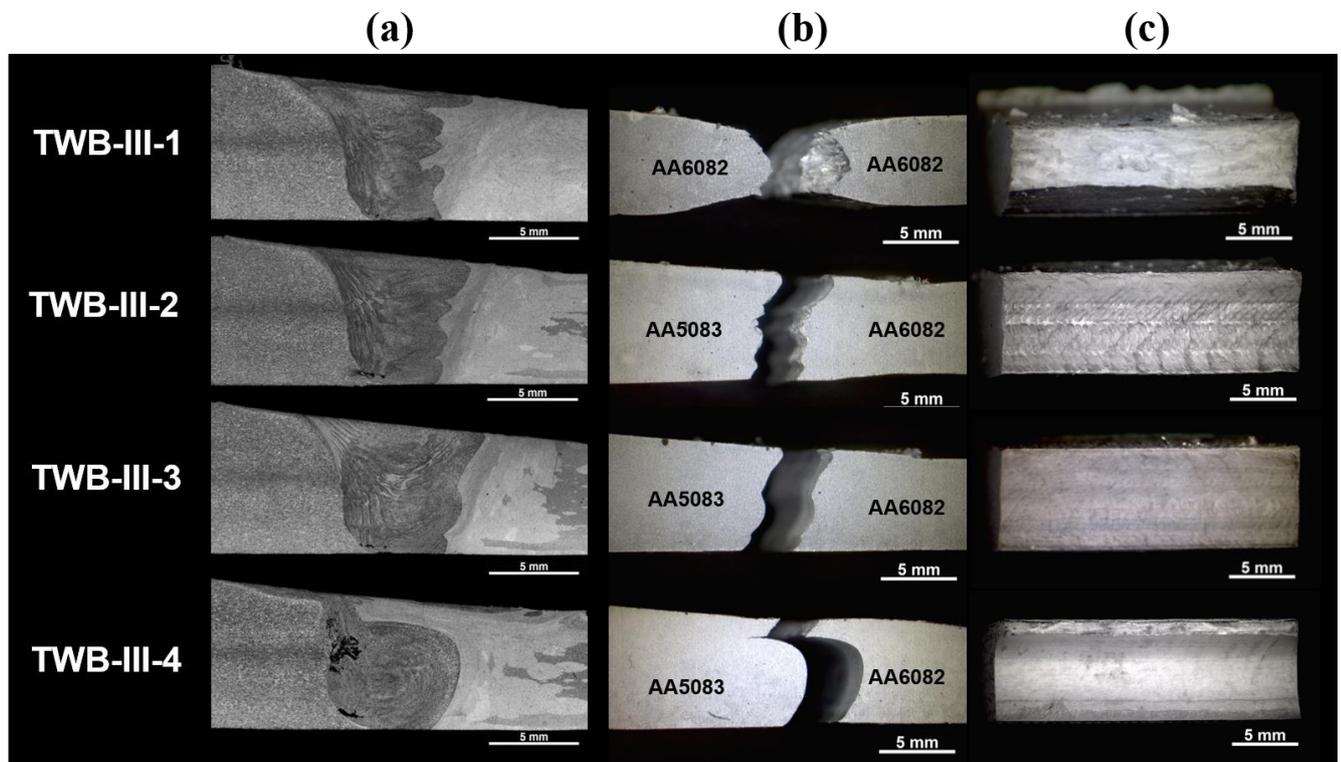


Figura 66. Caracterização da região de fratura após o ensaio de tração dos CPs soldados na configuração III. (a) macrografia da seção transversal das juntas, (b) fotografia da lateral dos CPs após o ensaio de tração e (c) macrografia da superfície de fratura dos CPs.

As características morfológicas das superfícies de fratura foram avaliadas também por MEVs e as fractografias são apresentadas na Figura 67. A fratura da junta TWB-III-1 ocorreu na zona afetada pelo calor e observa-se uma morfologia típica de fratura dúctil com presença de *dimples* com diâmetros variados distribuídos por toda superfície de fratura.

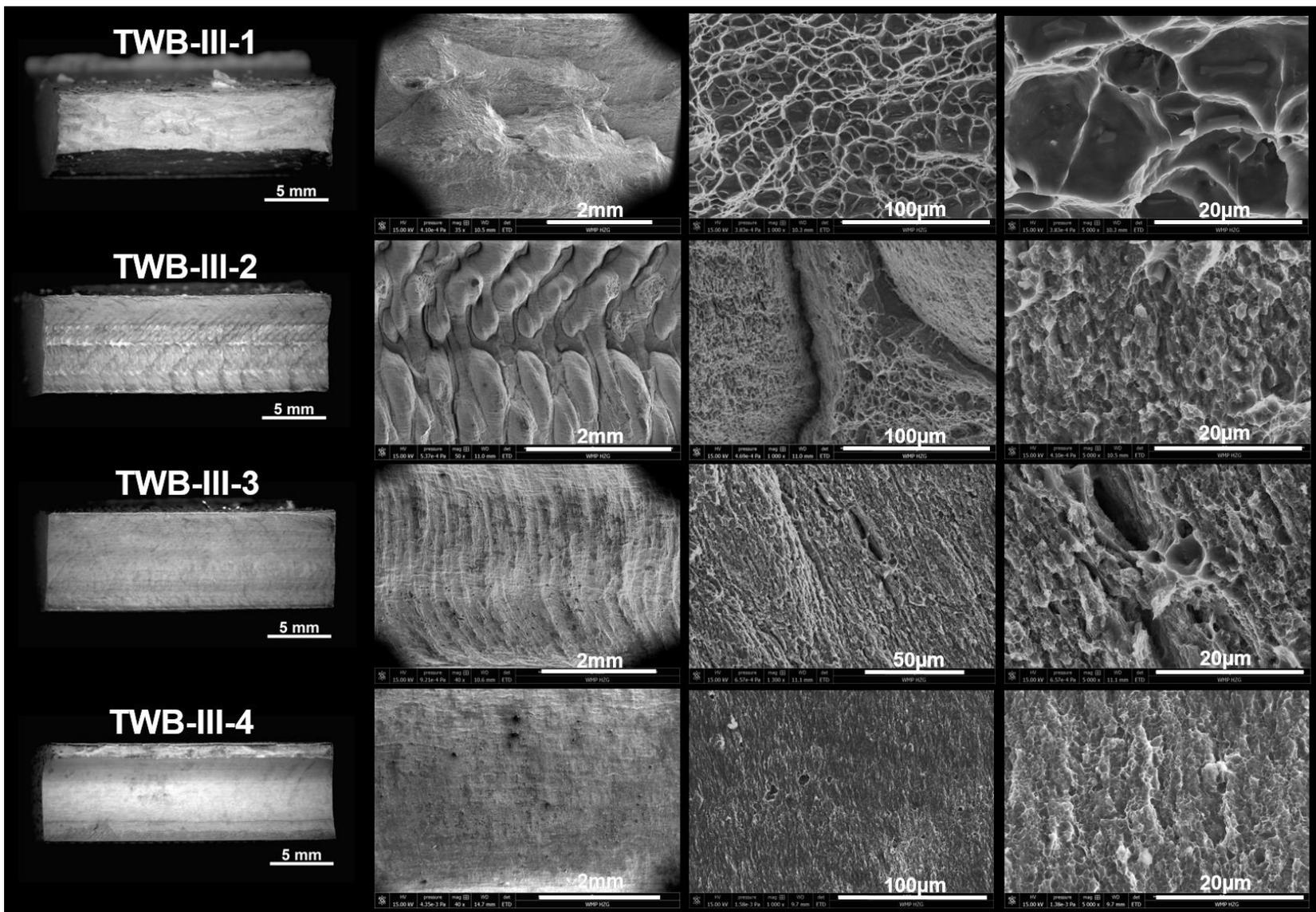


Figura 67. MEVs da superfície de fratura dos CPs ensaiados sob tração na configuração de soldagem III.

As juntas TWB-III-2, TWB-III-3 e TWB-III-4 falharam na zona de mistura e apresentaram características morfológicas particulares. Observou-se na junta TWB-III-2 e 3 a formação de estrias as quais marcam a movimentação de fluxo de material durante a soldagem. Nota-se que com o aumento da rotação da ferramenta estas estrias se aproximam e passam a ser menos pronunciadas (compare as juntas TWB-III-2,3 e 4). A junta TWB-III-4, entre as condições de soldagem realizadas, apresentou a fratura com menor absorção de energia, pois a distribuição da linha de óxido tende a se aproximar da distribuição em arco e menores níveis de carregamento foram necessários para fratura, resultando em uma superfície plana com pouca deformação plástica.

As soldas realizadas nesta configuração de soldagem ainda precisam ser otimizadas. Acredita-se que os defeitos de vazios observados no lado de avanço em todas as juntas possam ser eliminados através do aumento da pressão aplicada ao eixo da ferramenta de soldagem durante o processo. Existe uma correlação íntima entre a distribuição da linha de óxido com o baixo desempenho mecânico das juntas. Considera-se que soldagens com menores velocidades de rotação e maior força axial levem a uma melhoria da solda. Além disso, sendo a liga AA6082 altamente sensível a ciclos térmicos, o processo de soldagem com menor rotação implicaria em menores níveis de HI, consequentemente diminuindo os efeitos prejudiciais deste aporte térmico sobre a microestrutura desta liga.

CAPÍTULO 6

6. Conclusões

Neste trabalho foram produzidas juntas por SALM em três configurações diferentes com espessuras dissimilares e ligas de alumínio de particular interesse no setor de construção naval. Através das observações experimentais, caracterizações e avaliações do desempenho das juntas as seguintes conclusões foram extraídas:

- O processo de SALM alterou intensivamente a microestrutura das juntas soldadas. A ZM de todas as juntas nas três configurações propostas foram completamente substituídas por finos grãos equiaxiais recristalizados dinamicamente durante o processo.
- Devido à concentração de tensão induzido pela geometria das juntas, bem como as alterações microestruturais a fratura sob carregamento monotônico tende a ocorrer na chapa de menor espessura. No entanto, a configuração III apresentou uma forte influência da presença e distribuição da linha de óxido na ZM, alterando as e as propriedades mecânicas localmente. Observou-se que a distribuição da linha de óxido em *zig-zag* favorece o desempenho mecânico das juntas.
- As juntas soldadas na configuração I apresentaram excelentes propriedades mecânicas comparáveis com o metal de base da liga AA5059. As juntas da configuração II, devido a solubilização dos precipitados da fase β'' , apresentaram desempenho máximo de 76% em relação ao MB (AA6082). As juntas soldadas na configuração III precisam ser melhoradas tendo em vista que o desempenho mecânico máximo atingido foi de apenas 45%.
- As mudanças nas propriedades mecânicas em escala local foram avaliadas por microdureza Vickers e DIC. Através da técnica de DIC uma metodologia de análise foi proposta para construção de diagramas de concentração de deformação e tensão. A partir destes diagramas foi possível construir curvas de tensão-deformação locais para diferentes zonas de soldagem na configuração I.
- As juntas TWB-I e TWB-II atingiram o limite de fadiga com cargas máximas de 78 e 89MPa e os valores de FAT calculados, levando-se em consideração um limite de confiança de 95% de 56 e 73 respectivamente. Os valores de FAT obtidos para as estas juntas são superiores aos valores de referências de juntas soldadas em alumínio de acordo com o manual do IIW.

CAPÍTULO 7

7. Trabalhos Futuros

- Avaliar a exatidão da metodologia de análise do DIC através de medidas realizadas na seção lateral do CPs;
- Comparar as curvas de tensão-deformação reais geradas para as subzonas de soldagem com ensaios de tração miniaturizados;
- Utilizar as curvas de tensão-deformação locais como dados experimentais para a realização de modelagem computacional por elementos finitos;
- Aumentar a amostragem e avaliar estatisticamente os resultados mecânicos das configurações I e II;
- Otimizar os parâmetros de processo da SALM para as juntas dissimilares propostas na configuração III.

CAPÍTULO 8

8. Referências Bibliográficas

- [1] SHI, L.; YANG, Y. "Green process systems engineering: Challenges and perspectives", In: Bingzhen Chen and Arthur W. Westerberg, ed. *Computer Aided Chemical Engineering*. Vol Volume 15. Process Systems Engineering 2003, 8th International Symposium on Process Systems Engineering. Elsevier; 2003:600–611.
- [2] GARCÍA-SERNA, J.; PÉREZ-BARRIGÓN, L.; COCERO, M.J. "New trends for design towards sustainability in chemical engineering: Green engineering", *Chemical Engineering Journal*, v. 133, (1–3), pp. 7–30, 2007.
- [3] XIAOYAN, W. "Research on design management based on green remanufacturing engineering", *Systems Engineering Procedia*, v. 4, pp. 448–454, 2012.
- [4] FERRARIS, S.; VOLPONE, L.M. "Aluminium Alloys in Third Millennium Shipbuilding: Materials, Technologies, Perspectives.", *The Fifth International Forum on Aluminum Ships*. 2005:11–13.
- [5] NOURY, P.; HAYMAN, B.; MCGEORGE, D.; et al. "Lightweight construction for advanced shipbuilding—recent development", *Det Norske Veritas, Norway*, 2002.
- [6] YANG, M.L.; XU, G.N.; CHANG, Z.Y. "Lightweight Design of Shipbuilding Gantry Crane Structure Based on FEA", *Key Engineering Materials*, v. 474-476, pp. 131–136, 2011.
- [7] KIM, D.; LEE, W.; KIM, J.; et al. "Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part II – Formability", *International Journal of Solids and Structures*, v. 47, (7–8), pp. 1063–1081, 2010.
- [8] ABDULLAH, K.; WILD, P.M.; JESWIET, J.J.; et al. "Tensile testing for weld deformation properties in similar gage tailor welded blanks using the rule of mixtures", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 112, (1), pp. 91–97, 2001.
- [9] ROJEK, J.; HYRCZA-MICHALSKA, M.; BOKOTA, A.; et al. "Determination of mechanical properties of the weld zone in tailor-welded blanks", *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, v. 12, (2), pp. 156–162, 2012.
- [10] SINKE, J.; IACONO, C.; ZADPOOR, A.A. "Tailor made blanks for the aerospace industry", *International Journal of Material Forming*, v. 3, (1), pp. 849–852, 2010.
- [11] MISHRA, R.S.; MA, Z.Y. "Friction stir welding and processing", *Materials Science and Engineering: R: Reports*, v. 50, (1–2), pp. 1–78, 2005.
- [12] NANDAN, R.; DEBROY, T.; BHADSHIA, H.K.D.H. "Recent advances in friction-stir welding – Process, weldment structure and properties", *Progress in Materials Science*, v. 53, (6), pp. 980–1023, 2008.
- [13] GIBSON B.T.; LAMMLEIN, D.H.; PRATER, T.J.; et al. "Friction stir welding: Process, automation, and control", *Journal of Manufacturing Processes*, Available online 15 June 2013.

- [14] FRATINI, L.; BUFFA, G.; SHIVPURI, R. "Improving friction stir welding of blanks of different thicknesses", *Materials Science and Engineering: A*, v. 459, (1–2), pp. 209–215, 2007.
- [15] BUFFA, G.; FRATINI, L.; HUA, J.; et al. "Friction Stir Welding of Tailored Blanks: Investigation on Process Feasibility", *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, v. 55, (1), pp. 279–282, 2006.
- [16] ZADPOOR, A.A.; SINKE, J.; BENEDICTUS, R.; et al. "Mechanical properties and microstructure of friction stir welded tailor-made blanks", *Materials Science and Engineering: A*, v. 494, (1–2), pp. 281–290, 2008.
- [17] ZADPOOR, A.A.; SINKE, J.; BENEDICTUS, R. "Global and Local Mechanical Properties and Microstructure of Friction Stir Welds with Dissimilar Materials and/or Thicknesses", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 41, (13), pp. 3365–3378, 2010.
- [18] LEITÃO, C.; EMÍLIO, B.; CHAPARRO, B.M.; et al. "Formability of similar and dissimilar friction stir welded AA 5182-H111 and AA 6016-T4 tailored blanks", *Materials & Design*, v. 30, (8), pp. 3235–3242, 2009.
- [19] LEE, W.; CHUNG, K.-H.; KIM, D.; et al. "Experimental and numerical study on formability of friction stir welded TWB sheets based on hemispherical dome stretch tests", *International Journal of Plasticity*, v. 25, (9), pp. 1626–1654, 2009.
- [20] CHUNG, K.; LEE, W.; KIM, D.; et al. "Macro-performance evaluation of friction stir welded automotive tailor-welded blank sheets: Part I – Material properties", *International Journal of Solids and Structures*, v. 47, (7–8), pp. 1048–1062, 2010.
- [21] GARWARE, M.; KRIDLI, G.T.; MALLICK, P.K. "Tensile and Fatigue Behavior of Friction-Stir Welded Tailor-Welded Blank of Aluminum Alloy 5754", *Journal of Materials Engineering and Performance*, v. 19, (8), pp. 1161–1171, 2010.
- [22] MAIER, P.; RICHTER, A.; FAULKNER, R.G.; et al. "Application of nanoindentation technique for structural characterisation of weld materials", *Materials Characterization*, v. 48, (4), pp. 329–339, 2002.
- [23] BALTAZAR HERNANDEZ, V.H.; PANDA, S.K.; KUNTZ, M.L.; et al. "Nanoindentation and microstructure analysis of resistance spot welded dual phase steel", *Materials Letters*, v. 64, (2), pp. 207–210, 2010.
- [24] CHARITIDIS, C.A.; DRAGATOIANNIS, D.A.; KOUMOULOS, E.P.; et al. "Residual stress and deformation mechanism of friction stir welded aluminum alloys by nanoindentation", *Materials Science and Engineering: A*, v. 540, pp. 226–234, 2012.
- [25] RAO, D.; HUBER, K.; HEERENS, J.; et al. "Asymmetric mechanical properties and tensile behaviour prediction of aluminium alloy 5083 friction stir welding joints", *Materials Science and Engineering: A*, v. 565, pp. 44–50, 2013.
- [26] AMBRIZ, R.R.; CHICOT, D.; BENSEDDIQ, N.; et al. "Local mechanical properties of the 6061-T6 aluminium weld using micro-traction and instrumented indentation", *European Journal of Mechanics - A/Solids*, v. 30, (3), pp. 307–315, 2011.

- [27] REYNOLDS, A.P.; DUVALL, F. "Digital Image Correlation for Determination of Weld and Base Metal Constitutive Behavior", *Welding Research Supplement*, pp. 355–360, .
- [28] LOCKWOOD, W.D.; REYNOLDS, A.P. "Simulation of the global response of a friction stir weld using local constitutive behavior", *Materials Science and Engineering: A*, v. 339, (1–2), pp. 35–42, 2003.
- [29] LEITÃO, C.; GALVÃO, I.; LEAL, R.M.; et al. "Determination of local constitutive properties of aluminium friction stir welds using digital image correlation", *Materials & Design*, v. 33, pp. 69–74, 2012.
- [30] GENEVOIS, C.; DESCHAMPS, A.; VACHER, P. "Comparative study on local and global mechanical properties of 2024 T351, 2024 T6 and 5251 O friction stir welds", *Materials Science and Engineering: A*, v. 415, (1–2), pp. 162–170, 2006.
- [31] LEITÃO, C.; COSTA, M.I.; KHANJOMDI, K.; et al. "Assessing strength and local plastic behaviour of welds by shear testing", *Materials & Design*, v. 51, pp. 968–974, 2013.
- [32] AMANCIO FILHO, S.T. "Henry Granjon Prize Competition 2009 Winner Category A: "Joining and Fabrication Technology" Friction Riveting: development and analysis of a new joining technique for polymer-metal multi-material structures", *Welding in the World*, v. 55, (1-2), pp. 13–24, 2013.
- [33] ESAB. "A short history of welding aluminum", *ESAB Welding & Cutting*. <http://www.esabna.com/us/en/education/knowledge/qa/A-short-history-of-welding-aluminum.cfm>. Acessado em 9 de outubro de 2013.
- [34] VILAÇA, P.M.S. "Fundamentos do Processo de Soldadura por Fricção Linear – Análise Experimental e Modelação Analítica", *Tese de doutorado, Instituto Superior Técnico de Lisboa* 2003.
- [35] AMBRIZ, R.R.; MAYAGOITI, V. "Welding of Aluminum Alloys", In: Ahmad Z, ed. *Recent Trends in Processing and Degradation of Aluminium Alloys*. InTech; 2011.
- [36] MATHERS, G. "The Welding of Aluminium and Its Alloys", *Woodhead Publishing*; 2002.
- [37] PRAVEEN, P.; YARLAGADDA, P.K.D.V. "Meeting challenges in welding of aluminum alloys through pulse gas metal arc welding", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 164–165, pp. 1106–1112, 2005.
- [38] EIBL, M.; SONSINO, C.M.; KAUFMANN, H.; et al. "Fatigue assessment of laser welded thin sheet aluminium", *International Journal of Fatigue*, v. 25, (8), pp. 719–731, 2003.
- [39] MASUBUCHI, K. "Analysis of welded structures: residual stresses, distortion, and their consequences", *Pergamon Press*; 1980.
- [40] ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. " Fatigue and Fracture", *ASM Handbook Volume 19*, 1996.
- [41] VILACA, P.; GANDRA, J.; VIDAL, C. "Linear Friction Based Processing Technologies for Aluminum Alloys: Surfacing, Stir Welding and Stir Channeling", In: Ahmad Z, ed. *Aluminium Alloys - New Trends in Fabrication and Applications*. InTech; 2012.

- [42] THOMAS, W.M.; NICHOLAS, E.; NEEDHAM, J.; et al. "Friction stir butt welding", 1991.
- [43] THREADGILL, P.; LEONARD, A.J.; SHERCLIFF, H.R.; et al. "Friction stir welding of aluminium alloys", *International Materials Reviews*. 2009:49–93.
- [44] BENAVIDES, S.; LI, Y.; MURR, L.E.; et al. "Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum", *Scripta Materialia*, v. 41, (8), 1999.
- [45] SUTTON, M.; YANG, B.; REYNOLDS, A.; et al. "Microstructural studies of friction stir welds in 2024-T3 aluminum", *Materials Science and Engineering: A*, v. 323, (1–2), pp. 160–166, 2002.
- [46] OUYANG, J.; YARRAPAREDDY, E.; KOVACEVIC, R. "Microstructural evolution in the friction stir welded 6061 aluminum alloy (T6-temper condition) to copper", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 172, (1), pp. 110–122, 2006.
- [47] ISO 25239-1. Friction Stir Welding - Aluminium. 2011.
- [48] KALLEE S. W.; NICHOLAS E. D.; THOMAS W. M.; Friction stir welding - invention, innovations and applications, *The Welding Inst.*, March 2001.
- [49] REYNOLDS, A.P.; TANG, W.; KHANDKAR, Z.; et al. "Relationships between weld parameters, hardness distribution and temperature history in alloy 7050 friction stir welds", *Science and Technology of Welding & Joining*, v. 10, (2), pp. 190–199, 2005.
- [50] VILAÇA, P.; QUINTINO, L.; DOS SANTOS, J.F.; et al. "Quality assessment of friction stir welding joints via an analytical thermal model, iSTIR", *Materials Science and Engineering: A*, v. 445–446, pp. 501–508, 2007.
- [51] ARORA, A.; NANDAN, R.; REYNOLDS, A.P.; et al. "Torque, power requirement and stir zone geometry in friction stir welding through modeling and experiments", *Scripta Materialia*, v. 60, (1), pp. 13–16, 2009.
- [52] SCHMIDT, H.; HATTEL, J. "Modelling heat flow around tool probe in friction stir welding", *Science and Technology of Welding & Joining*, v. 10, (2), pp. 176–186, 2005.
- [53] KHANDKAR, M.Z.H.; KHAN, J.A.; REYNOLDS, A.P. "Prediction of temperature distribution and thermal history during friction stir welding: input torque based model", *Science and Technology of Welding & Joining*, v. 8, (3), pp. 165–174, 2003.
- [54] VILAÇA, P.; QUINTINO, L.; DOS SANTOS, J.F. "iSTIR—Analytical thermal model for friction stir welding", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 169, (3), pp. 452–465, 2005.
- [55] SUHUDDIN, U.F.H.R.; MIRONOV, S.; SATO, Y.S.; et al. "Grain structure and texture evolution during friction stir welding of thin 6016 aluminum alloy sheets", *Materials Science and Engineering: A*, v. 527, (7–8), pp. 1962–1969, 2010.
- [56] MA, Z.Y.; SHARMA, S.R.; MISHRA, R.S. "Effect of friction stir processing on the microstructure of cast A356 aluminum", *Materials Science and Engineering: A*, v. 433, (1–2), pp. 269–278, 2006.

- [57] SU, J.-Q.; NELSON, T.; MISHRA, R.; et al. "Microstructural investigation of friction stir welded 7050-T651 aluminium", *Acta Materialia*, v. 51, (3), pp. 713–729, 2003.
- [58] IMAC. "Apple", <http://www.apple.com/pt/imac/> - Acessado em 24 de dezembro de 2013.
- [59] Eclipse 500 Aerospace, <http://eclipseaerospace.net/> - Acessado em 24 de dezembro de 2013.
- [60] THOMAS, W.M.; KALLEE, S.W.; STAINES, D.G.; et al. "Friction Stir Welding - Process variants and developments in the automotive industry", 2006.
- [61] LATRASH, F. "Advantages of Aluminum in Marine Applications - Alcoa", *Business Development, Navy and Air Force Programs, Alcoa Defense*. http://www.alcoa.com/global/en/news/webinar/al_shipbuilding/alcoa_defense_and_abs_webinar.pdf. - Acessado em 21 de agosto de 2013.
- [62] CHO, H.-H.; HONG, S.-T.; ROH, J.-H.; et al. "Three-dimensional numerical and experimental investigation on friction stir welding processes of ferritic stainless steel", *Acta Materialia*, v. 61, (7), pp. 2649–2661, 2013.
- [63] ESMAILZADEH, M.; SHAMANIAN, M.; KERMANPUR, A.; et al. "Microstructure and mechanical properties of friction stir welded lean duplex stainless steel", *Materials Science and Engineering: A*, v. 561, pp. 486–491, 2013.
- [64] JAFARZADEGAN, M.; ABDOLLAH-ZADEH, A.; FENG, A.H.; et al. "Microstructure and Mechanical Properties of a Dissimilar Friction Stir Weld between Austenitic Stainless Steel and Low Carbon Steel", *Journal of Materials Science & Technology*, v. 29, (4), pp. 367–372, 2013.
- [65] CHOI, D.-H.; LEE, C.-Y.; AHN, B.-W.; et al. "Hybrid Friction Stir Welding of High-carbon Steel", *Journal of Materials Science & Technology*, v. 27, (2), pp. 127–130, 2011.
- [66] CHUNG, Y.D.; FUJII, H.; UEJI, R.; et al. "Friction stir welding of high carbon steel with excellent toughness and ductility", *Scripta Materialia*, v. 63, (2), pp. 223–226, 2010.
- [67] CUI, L.; FUJII, H.; TSUJI, N.; et al. "Friction stir welding of a high carbon steel", *Scripta Materialia*, v. 56, (7), pp. 637–640, 2007.
- [68] BUFFA, G.; DUCATO, A.; FRATINI, L. "FEM based prediction of phase transformations during Friction Stir Welding of Ti6Al4V titanium alloy", *Materials Science and Engineering: A*, v. 581, pp. 56–65, 2013.
- [69] BUFFA, G.; FRATINI, L.; MICARI, F. "Mechanical and microstructural properties prediction by artificial neural networks in FSW processes of dual phase titanium alloys", *Journal of Manufacturing Processes*, v. 14, (3), pp. 289–296, 2012.
- [70] FARIAS, A.; BATALHA, G.F.; PRADOS, E.F.; et al. "Tool wear evaluations in friction stir processing of commercial titanium Ti–6Al–4V", *Wear*, v. 302, (1–2), pp. 1327–1333, 2013.
- [71] BERFIELD, T.A.; PATEL, J.K.; SHIMMIN, R.G.; et al. "Fluorescent image correlation for nanoscale deformation measurements", *Small*, v. 2, (5), pp. 631–635, 2006.
- [72] ZHANG, D.; LUO, M.; AROLA, D.D. "Displacement/strain measurements using an optical microscope and digital image correlation", *Optical Engineering*, v. 45, (3), pp. 033605–033605, 2006.

- [73] LAMBROS, J.; PATEL, J. "Microscale digital image correlation study of irradiation induced ductile-to-brittle transition in polyethylene", *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, v. 46, (5), pp. 347–360, 2011.
- [74] ABANTO-BUENO, J.; LAMBROS, J. "Investigation of crack growth in functionally graded materials using digital image correlation", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 69, (14–16), pp. 1695–1711, 2002.
- [75] PAN, B.; WU, D.; XIA, Y. "High-temperature deformation field measurement by combining transient aerodynamic heating simulation system and reliability-guided digital image correlation", *Optics and Lasers in Engineering*, v. 48, (9), pp. 841–848, 2010.
- [76] CRAMMOND, G.; BOYD, S.W.; DULIEU-BARTON, J.M. "Speckle pattern quality assessment for digital image correlation", *Optics and Lasers in Engineering*, v. 51, (12), pp. 1368–1378, 2013.
- [77] ZHANG, R.; HE, L. "Measurement of mixed-mode stress intensity factors using digital image correlation method", *Optics and Lasers in Engineering*, v. 50, (7), pp. 1001–1007, 2012.
- [78] ARAMIS: GOM. <http://www.gom.com/metrology-systems/system-overview/aramis.html>. Acessado em 24 de dezembro de 2013.
- [79] Aramis v6.1. User Manual, www.gom.com, 2013.
- [80] MCNEILL, S.R.; PETERS, W.H.; SUTTON, M.A. "Estimation of stress intensity factor by digital image correlation", *Engineering Fracture Mechanics*, v. 28, (1), pp. 101–112, 1987.
- [81] MOGADPALLI, G.P.; PARAMESWARAN, V. "Determination of stress intensity factor for cracks in orthotropic composite materials using digital image correlation", *Strain*, v. 44, (6), pp. 446–452, 2008.
- [82] AMBRIZ, R.R.; FROUSTEY, C.; MESMACQUE, G. "Determination of the tensile behavior at middle strain rate of AA6061-T6 aluminum alloy welds", *International Journal of Impact Engineering*, v. 60, pp. 107–119, 2013.
- [83] KANG, J.; MCDERMID, J.R.; BRUHIS, M. "Determination of the constitutive behaviour of AA6022-T4 aluminium alloy spot welds at large strains", *Materials Science and Engineering: A*, v. 567, pp. 95–100, 2013.
- [84] Uddeholm, Aço Ferramenta - HOTVAR. <http://bucorp.com/files/hotvardatasheet.pdf>, Acessado em 24 de dezembro de 2013.
- [85] ANDERSON, T. "New developments within the Aluminium Shipbuilding Industry", *The ESAB Welding and Cutting Journal*. 2003:3–5.
- [86] CARROLL, M.; GOUMA, P.; MILLS, M.; et al. "Effects of Zn additions on the grain boundary precipitation and corrosion of Al-5083", *Scripta Materialia*, v. 42, (4), pp. 335–340, 2000.
- [87] ASM INTERNATIONAL HANDBOOK COMMITTEE. "Properties and Selection: Nonferrous Alloy and Special-Purpose Materials" *Volume 2*, 1992.

- [88] AALCO - Commercial Alloy AA 6082 - T6 ~T651. http://www.aalco.co.uk/datasheets/Aluminium-Alloy_6082-T6~T651_148.ashx, Acessado em 25 de dezembro de 2013.
- [89] INTERNATIONAL, A.S.M.; COMMITTEE, A.I.H. "Metallography and microstructures", *ASM International*; 2004.
- [90] HATTINGH, D.G.; BULBRING, D.L.H.; ELS-BOTES, A.; et al. "Process parameter influence on performance of friction taper stud welds in AISI 4140 steel", *Materials & Design*, v. 32, (6), pp. 3421–3430, 2011.
- [91] CHLUDZINSKI, M.; PAES, M.P.; BASTIAN, F.L.; et al. "Fracture toughness of Friction Hydro-Pillar Processing welding in C–Mn steel", *Materials & Design*, v. 33, pp. 340–344, 2012.
- [92] CHEN, G.; SHI, Q.; LI, Y.; et al. "Computational fluid dynamics studies on heat generation during friction stir welding of aluminum alloy", *Computational Materials Science*, v. 79, (0), pp. 540–546, 2013.
- [93] PEEL, M.; STEUWER, A.; PREUSS, M.; et al. "Microstructure, mechanical properties and residual stresses as a function of welding speed in aluminium AA5083 friction stir welds", *Acta Materialia*, v. 51, (16), pp. 4791–4801, 2003.
- [94] RIAHI, M.; AMINI, A. "Effect of different combinations of tailor-welded blank coupled with change in weld location on mechanical properties by laser welding", *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, v. 67, (5-8), pp. 1937–1945, 2013.
- [95] KOROUYEH, R.S.; NAEINI, H.M.; LIAGHAT, G.H.; et al. "Investigation of Weld Line Movement in Tailor Welded Blank Forming", *Advanced Materials Research*, v. 445, pp. 39–44, 2012.
- [96] DIETER, G.E. "*Mechanical metallurgy*", New York, McGraw-Hill; 1961.
- [97] REED, J.M.; WALTER, M.E. "Observations of serration characteristics and acoustic emission during serrated flow of an Al–Mg alloy", *Materials Science and Engineering: A*, v. 359, (1–2), pp. 1–10, 2003.
- [98] HOBACHER, A. "IIW Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components_2008",
- [99] MENZEMER, C.; SRIVATSAN, T.. "The quasi-static fracture behavior of aluminum alloy 5083", *Materials Letters*, v. 38, (5), pp. 317–320, 1999.
- [100] COLLIGAN, K.J.; MISHRA, R.S. "A conceptual model for the process variables related to heat generation in friction stir welding of aluminum", *Scripta Materialia*, v. 58, (5), pp. 327–331, 2008.
- [101] PEEL, M.J.; STEUWER, A.; WITHERS, P.J.; et al. "Dissimilar friction stir welds in AA5083-AA6082. Part I: Process parameter effects on thermal history and weld properties", *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 37, (7), pp. 2183–2193, 2006.
- [102] CUI, S.; CHEN, Z.W.; ROBSON, J.D. "A model relating tool torque and its associated power and specific energy to rotation and forward speeds during friction stir welding/processing", *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, v. 50, (12), pp. 1023–1030, 2010.

- [103] SWEET, E.; CARAHER, S.K.; DANILOVA, N.V.; et al. "Effects of Extrusion Parameters on Coarse Grain Surface Layer in 6xxx Series Extrusions," *Proc. of the 8th Intl. Aluminum Extrusion Technology Seminar*. 2004:115–126.
- [104] SWEET, E.; CHARLES, E.; COUPER, M.J. "The Effect of Fe and Mn Content on Coarse Grain Formation During Homogenisation of 6000 Series Alloys", *Proceedings of the 9th International Conference on Aluminium Alloys*. 2004:1198–1203.
- [105] HOU, X.; YANG, X.; CUI, L.; et al. "Influences of joint geometry on defects and mechanical properties of friction stir welded AA6061-T4 T-joints", *Materials & Design*, v. 53, pp. 106–117, 2014.
- [106] SATO, Y.S.; TAKAUCHI, H.; PARK, S.H.C.; et al. "Characteristics of the kissing-bond in friction stir welded Al alloy 1050", *Materials Science and Engineering: A*, v. 405, (1–2), pp. 333–338, 2005.
- [107] CUI, L.; YANG, X.; ZHOU, G.; et al. "Characteristics of defects and tensile behaviors on friction stir welded AA6061-T4 T-joints", *Materials Science and Engineering: A*, v. 543, pp. 58–68, 2012.
- [108] MOREIRA, P.M.G.P.; SANTOS, T.; TAVARES, S.M.O.; et al. "Mechanical and metallurgical characterization of friction stir welding joints of AA6061-T6 with AA6082-T6", *Materials & Design*, v. 30, (1), pp. 180–187, 2009.
- [109] CAVALIERE, P.; DE SANTIS, A.; PANELLA, F.; et al. "Effect of welding parameters on mechanical and microstructural properties of dissimilar AA6082–AA2024 joints produced by friction stir welding", *Materials & Design*, v. 30, (3), pp. 609–616, 2009.
- [110] WANJARA, P.; MONSARRAT, B.; LAROSE, S. "Gap tolerance allowance and robotic operational window for friction stir butt welding of AA6061", *Journal of Materials Processing Technology*, v. 213, (4), pp. 631–640, 2013.
- [111] KOUMOULOS, E.P.; CHARITIDIS, C.A.; DANIOLOS, N.M.; et al. "Nanomechanical properties of friction stir welded AA6082-T6 aluminum alloy", *Materials Science and Engineering: B*, v. 176, (19), pp. 1585–1589, 2011.
- [112] DUTTA, I.; ALLEN, S.M. "A calorimetric study of precipitation in commercial aluminium alloy 6061", *Journal of Materials Science Letters*, v. 10, (6), pp. 323–326, 1991.