

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

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA DA LIGA DE ALUMÍNIO
AA2198-T851 EM CHAPAS DE DIFERENTES ESPESSURAS**

Ivan Moroz

São Carlos

2012

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

**SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA DA LIGA DE ALUMÍNIO
AA2198–T851 EM CHAPAS DE DIFERENTES ESPESSURAS**

Ivan Moroz

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

Orientador: Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara
Agência Financiadora: CNPq

São Carlos
2012

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

M871sf

Moroz, Ivan.

Soldagem por fricção e mistura da liga de alumínio AA2198-T851 em chapas de diferentes espessuras / Ivan Moroz. -- São Carlos : UFSCar, 2014.
86 p.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2012.

1. Soldagem. 2. Liga de alumínio. 3. Soldagem por fricção e mistura. 4. Chapas de diferentes espessuras. 5. Soldagem de estado sólido. I. Título.

CDD: 671.52 (20ª)

DEDICATÓRIA

A minha família, meus pais, meu irmão, e todos os amigos que andaram lado a lado.

VITAE DO CANDIDATO

Engenheiro de Materiais pela UFSCar (2010).

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
DE

IVAN MOROZ

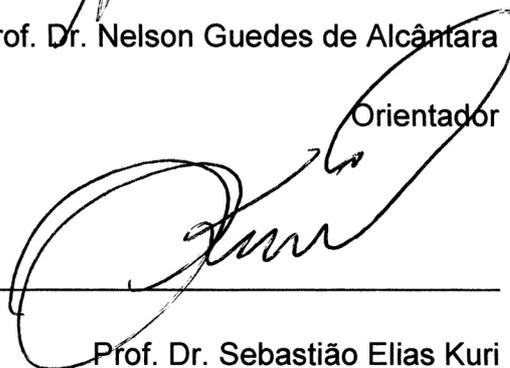
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, 11 DE DEZEMBRO DE 2012.

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Orientador



Prof. Dr. Sebastião Elias Kuri

UFSCar – DEMa



Dr. Ing. Jorge Fernandez dos Santos

HZG – Helmholtz Zentrum Geesthacht

AGRADECIMENTOS

Aos Profs. Drs. Nelson Guedes de Alcântara, Claudemiro Bolfarini e Sebastião Elias Kuri pela orientação, participação na qualificação e pelas oportunidades concedidas;

Ao Dr. Ing. Jorge Fernandez dos Santos, por viabilizar e tornar a estadia na Alemanha mais fácil e proveitosa;

À Universidade Federal de São Carlos, em especial ao DEMa e ao CCDM, pelo aprendizado proporcionado e recursos;

Aos colegas do Laboratório de Soldagem, pelas discussões, reuniões e churrascos aproveitados, em especial Leonardo Contri Campanelli, pelas sugestões construtivas incorporadas neste documento;

Ao Programa de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais, por proporcionar a chance de estar em local de excelência nesta etapa da vida;

Ao instituto HZG, agradeço a hospitalidade e o imenso crescimento profissional que experimentei. Aos funcionários, em especial o Dr. Ing. Arne Roos, Dr. Sérgio Tavares, Ing. Valentin Richter-Trummer;

À minha família, meus pais Alexandre Moroz e Maranúcia Mattos Pinheiro Moroz, ao meu irmão Andrei Moroz, pela unidade que faz nosso lar e nossa alegria;

Ao CNPq, pela concessão da bolsa de estudo.

RESUMO

O processo de soldagem por fricção e mistura (FSW), concebido em 1991, tem sido alvo de pesquisas nas últimas décadas em função das boas propriedades apresentadas em suas juntas, favorecidas pelo fato do processo ocorrer no estado sólido, e em função da facilidade de aplicação, possibilitando diversas geometrias de solda. Em especial, ligas metálicas com baixo ponto de fusão, de difícil soldabilidade por métodos convencionais (baseados em fusão) têm sido beneficiadas por este método, com larga aplicação nos setores industriais automobilístico e aeroespacial. Interessa, às indústrias destes ramos, a determinação dos conjuntos de parâmetros que resultarão nas melhores propriedades mecânicas possíveis, anteriormente à utilização comercial de larga escala deste novo processo. Com este objetivo foi realizada a otimização dos parâmetros de soldagem por FSW em liga de alumínio 2198-T851, aplicada em configuração de chapas de diferentes espessuras (*tailor welded blanks*). Devido à característica assimétrica da junta soldada, variaram-se os parâmetros de soldagem relacionados ao posicionamento da ferramenta (ângulos de soldagem e deslocamento transversal do pino), em dois conjuntos de chapas de diferentes espessuras: 4,2-3,5 mm, e 4,2-2,5 mm. Como critérios para determinação da solda de melhor qualidade foram considerados os resultados obtidos de caracterização macro e microestrutural (microscopia ótica), ensaios de tração e de microdureza. Após análise dos resultados e correlação com a literatura, concluiu-se que a variação dos parâmetros de soldagem considerados afeta o fluxo de material na junta soldada, podendo levar à formação de defeitos, causando efeito detrimental sobre as propriedades mecânicas das soldas. Obtiveram-se, também, soldas com desempenho mecânico igual ou superior ao do metal base (com exceção do alongamento total na ruptura), sobretudo em relação a valores de tensão de escoamento, cuja importância é significativa em setores com alta exigência de segurança, como são o automobilístico e o aeroespacial.

ABSTRACT
FRICITION STIR WELDING OF ALUMINUM ALLOY 2198-T851
IN TAILOR WELDED BLANKS CONFIGURATION

Friction Stir Welding (FSW) process, conceived in 1991, has been the target of research in the last decades due to the excellent properties presented by its welded joints, favored by the fact of occurrence in the solid state, and easiness of application, enabling several weld geometries. In particular, metal alloys with low melting points, in which conventional methods of welding (based in fusion) are hard to apply, have been benefited by this method, with large application in automobilist and aerospace industrial sectors. These branches' enterprises are interested in determining the set of parameters that will yield the best mechanical properties, before utilizing FSW in commercial scale. With this objective in mind, this work aimed at optimizing the FSW parameters in the Aluminum Alloy 2198-T851, considering geometry of plates of different thicknesses (tailor welded blanks configuration). Due to the asymmetric characteristic of the welded joints, welding parameters related to positioning of the welding tool (welding angles and pin offset) were varied, in two groups of plates of different thicknesses: 4.2-3.5 milimeters, and 4.2-2.5 milimeters. Results obtained from macro and microstructural characterization (optical microscopy), tension tests and microhardness analyses were considered as criteria for determining the best quality welds. After the analysis of these results and correlation with related literature, it was concluded that the proposed variation in welding parameters affects the flux of material in the welded joint, possibly leading to formation of defects, causing a detrimental effect on the mechanical properties. Nevertheless, welds with mechanical properties equal to or superior to the base metal were obtained (except for elongation values), especially in relation to yield stress values, of capital importance in industrial sectors associated with high security demands, such as automobilist and aerospace.

PUBLICAÇÕES

1. MOROZ, Ivan ; Nelson Guedes de Alcântara ; Dos Santos, Jorge F .
Caracterização Microestrutural e Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 2198- T851 em Configuração Tailored Blank Soldada por FSW Friction Stir Welding. In: XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, 2011, Natal - RN. Anais do XXXVII Congresso Nacional de Soldagem, 2011.
2. MOROZ, Ivan ; Alcântara, Nelson Guedes de ; Dos Santos, Jorge F .
Otimização dos Parâmetros de Soldagem por FSW da Liga de Alumínio 2198- T851 Aplicada em Tailored Blanks. In: 65º Congresso da ABM - Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração, 2010, Rio de Janeiro. Anais do 65º Congresso da ABM, 2010.
3. MOROZ, Ivan ; Nelson Guedes de Alcântara ; Dos Santos, Jorge F .
Caracterização Microestrutural e Propriedades Mecânicas da Liga de Alumínio 2198- T851 em Configuração Tailored Blank Soldada por FSW (Friction Stir Welding). Soldagem e Inspeção (Impresso), v. 17, p. 19-25, 2012.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA:	I
AGRADECIMENTOS	III
RESUMO	V
ABSTRACT	VII
PUBLICAÇÕES	IX
ÍNDICE DE ASSUNTOS	XI
SÍMBOLOS E ABREVIações	XIX
1. INTRODUÇÃO	1
2. OBJETIVOS	3
3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	5
3.1. ALUMÍNIO E SUAS LIGAS	5
3.1.1. ALUMÍNIO PURO.....	5
3.1.2. LIGAS DE ALUMÍNIO	7
3.1.2.1. <i>Identificação de Ligas Trabalhadas Mecanicamente – O Sistema “Four Digit”</i> 8	8
3.2. MÉTODOS DE ENDURECIMENTO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	12
3.2.1. ENDURECIMENTO POR TRABALHO A FRIO (ENCRUAMENTO)	12
FIGURA 3.7 ENDURECIMENTO POR TRABALHO A FRIO DE LIGAS DE ALUMÍNIO NÃO-TRATÁVEIS TERMICAMENTE.	13
3.2.2. ENDURECIMENTO POR DISPERSÃO DE FASE	13
3.2.3. ENDURECIMENTO POR SOLUÇÃO SÓLIDA	14
3.2.4. ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO.....	14
3.3. DESIGNAÇÕES DE CONDIÇÃO DE TÊMPERA	17
3.3.1. LIGAS NÃO-TRATÁVEIS TERMICAMENTE	17
3.3.2. LIGAS TRATÁVEIS TERMICAMENTE	18
3.4. SOLDAGEM POR FRICÇÃO E MISTURA	20
3.5. CARACTERÍSTICAS MICROESTRUTURAIS TÍPICAS DE JUNTAS POR FSW EM LIGAS DE ALUMÍNIO	22
3.6. VANTAGENS DO PROCESSO FSW	24
3.7. DESVANTAGENS DO PROCESSO FSW	27
3.8. CAMPOS DE APLICAÇÃO	28
3.9. SOLDAGEM POR FSW EM CHAPAS DE DIFERENTES ESPESSURAS (TAILOR WELDED BLANKS)	29
4. MATERIAIS E MÉTODOS	31
4.1. LIGAS DE ALUMÍNIO LÍTIO / LIGA AA2198	31
4.2. CONFIGURAÇÕES DE JUNTA / CONDIÇÕES DE SOLDAGEM	35
4.3. CARACTERIZAÇÃO DAS JUNTAS SOLDADAS	37
4.3.1. CARACTERIZAÇÃO METALOGRÁFICA	38
4.3.2. AVALIAÇÃO DA MICRODUREZA	38
4.3.3. ENSAIOS DE TRAÇÃO.....	39
5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	41

5.1. MACROGRAFIAS – GRUPO 1 (CHAPAS DE 4,2 E 3,5 MILÍMETROS DE ESPESSURA)	
41	
5.1.1. AMOSTRA 01.....	41
5.1.2. AMOSTRA 02.....	42
5.1.3. AMOSTRA 03.....	44
5.1.4. AMOSTRA 04.....	46
5.2. MACROGRAFIAS – GRUPO 2 (CHAPAS DE 4,2 E 2,5 MILÍMETROS DE ESPESSURA)	
47	
5.2.1. AMOSTRA 05.....	47
5.2.2. AMOSTRA 06.....	48
5.2.3. AMOSTRA 07.....	49
5.3. MICROESTRUTURA.....	50
5.4. AVALIAÇÃO DE MICRODUREZA	54
5.4.1. GRÁFICO DE COMPARAÇÃO DAS AMOSTRAS 01-04	54
5.4.2. GRÁFICO DE COMPARAÇÃO DAS AMOSTRAS 05-07	55
5.5. ENSAIOS DE TRAÇÃO	57
5.5.1. AMOSTRA 01.....	57
5.5.2. AMOSTRA 02.....	59
FIGURA 5.14 CPs DA AMOSTRA 02, APÓS REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS.....	60
5.5.3. AMOSTRA 03.....	60
5.5.4. AMOSTRA 04.....	62
FIGURA 5.18 CPs DA AMOSTRA 04, APÓS REALIZAÇÃO DOS ENSAIOS.....	64
5.5.5. AMOSTRA 05.....	64
5.5.6. AMOSTRA 06.....	65
5.5.7. AMOSTRA 07.....	67
5.5.8. REGIÕES DE FRATURA - DISCUSSÃO	69
5.5.9. METAL BASE E COMPARAÇÃO	71
6. CONCLUSÕES	75
6.1. MACROESTRUTURA	75
6.2. MICROESTRUTURA.....	76
6.3. PERFIS DE MICRODUREZA	76
6.4. PROPRIEDADES MECÂNICAS.....	77
7. REFERÊNCIAS.....	79

ÍNDICE DE TABELAS

	Pág.
Tabela 3.1 Propriedades mecânicas do Alumínio à temperatura ambiente.....	5
Tabela 3.2 Relação entre elemento(s) de liga majoritário(s) e o primeiro dígito da identificação das ligas, segundo a AA.....	8
Tabela 3.3 Definições de condição metalúrgica de ligas de alumínio não-tratáveis termicamente.....	18
Tabela 3.4 Designações de condição metalúrgica das ligas de alumínio tratáveis termicamente.....	19
Tabela 4.1 Composição química de ligas de alumínio contendo Lítio como elemento de liga.....	31
Tabela 4.2 Composição química da liga utilizada no trabalho.....	35
Tabela 4.3 Parâmetros de soldagem mantidos constantes para todas as amostras.....	36
Tabela 4.4 Parâmetros variáveis das soldas obtidas.....	37
Tabela 5.1 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 01.....	58
Tabela 5.2 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 02.....	60
Tabela 5.3 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 03.....	61
Tabela 5.4 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 04.....	63
Tabela 5.5 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 05.....	65
Tabela 5.6 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 06.....	66
Tabela 5.7 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 07.....	68
Tabela 5.8 Valores médios das propriedades mecânicas das amostras soldadas e do metal base.....	72

ÍNDICE DE FIGURAS

					Pág.
Figura	3.1	Estrutura	cristalina	cúbica de face centrada.....	6
Figura	3.2	Resumo	de informações	sobre ligas de alumínio.....	9
Figura 3.3 Efeitos dos principais elementos de liga nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio.....					10
Figura 3.4 Propriedades de anodização e soldabilidade, de acordo com os elementos de liga.....					10
Figura 3.5 Comparação visual da resistência à corrosão e resistência à fadiga em função do elemento de liga principal.....					11
Figura 3.6 Efeito dos elementos de liga em densidade e módulo de Young.....					11
Figura 3.7 Endurecimento por trabalho a frio de ligas de alumínio não-tratáveis termicamente.....					13
Figura	3.8	Curvas	de envelhecimento	artificial da liga AA6082.....	16
Figura 3.9 Diagrama de fase Al-Cu e os estágios do endurecimento por precipitação.....					17
Figura 3.10 Esquematização do processo de soldagem por fricção e mistura.....					21

Figura 3.11 Microestrutura típica de uma junta soldada por FSW.....	23
Figura 3.12 Diferentes possibilidades de configurações e posicionamento de juntas soldadas por FSW.....	26
Figura 4.1 Fases e precipitados formados na liga de Al-Li AA8090.....	34
Figura 4.2 Layout da configuração de prensão mecânica.....	36
Figura 4.3 Ângulos de soldagem (esquerda) e de ataque (direita).....	37
Figura 5.1 Amostra 01. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	41
Figura 5.2 Amostra 02. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	43
Figura 5.3 Amostra 03. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	45
Figura 5.4 Amostra 04. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	46
Figura 5.5 Amostra 05. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	47
Figura 5.6 Amostra 06. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	48

Figura 5.7 Amostra 07. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.....	49
Figura 5.8 Micrografias das regiões observadas nas juntas soldadas, representativas para todas as amostras.....	51
Figura 5.9 Perfis de microdureza, Amostras 01 a 04.....	55
Figura 5.10 Perfis de microdureza, Amostras 05 a 07.....	56
Figura 5.11 Curvas tensão-deformação obtidas dos CPs da Amostra 01.....	58
Figura 5.12 CPs da Amostra 01, após realização dos ensaios.....	59
Figura 5.13 Curvas tensão-deformação obtidas dos CPs da Amostra 02.....	59
Figura 5.14 CPs da Amostra 02, após realização dos ensaios.....	60
Figura 5.15 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 03...61	
Figura 5.16 CPs da Amostra 03, após realização dos ensaios.....	62
Figura 5.17 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 04...63	
Figura 5.18 CPs da Amostra 04, após realização dos ensaios.....	64
Figura 5.19 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 05...64	
Figura 5.20 CPs da Amostra 05, após realização dos ensaios.....	65

Figura 5.21	Curvas tensão-deformação obtidas para a Amostra 06.....	66
Figura 5.22	CPs da Amostra 06, após realização dos ensaios.....	67
Figura 5.23	Curvas tensão-deformação obtidas para a Amostra 07.....	68
Figura 5.24	CPs da Amostra 07, após realização dos ensaios.....	69
Figura 5.25	Relação observada entre os aspectos macrográficos das Amostras soldadas e as fraturas dos CPs ensaiados em tração.....	70
Figura 5.26	Curva tensão versus deformação representativa do metal base (direção transversal).....	72
Figura 5.27	Gráfico comparativo mostrando a eficiência das juntas soldadas, em termos de propriedades mecânicas, em relação ao metal base.....	73

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

- α -Al – fase alumínio (alfa)
- σ_{YS} – Tensão de Escoamento
- σ_{US} – Limite de Resistência à Tração
- Å - Ångström
- A – alongamento porcentual na fratura
- AA – Aluminum Association
- ABM – Associação Brasileira de Metalurgia, Materiais e Mineração
- ASTM – American Society for Testing and Materials
- CDRX – recristalização dinâmica contínua
- CEN – The European Committee for Standardization
- CFC – Cúbica de Face Centrada (estrutura cristalina)
- CP – Corpo de Prova
- CST – Corrosão-sob-tensão
- DEMa – Departamento de Engenharia de Materiais (UFSCar)
- DIN - Deutsches Institut für Normung (Instituto alemão de Normalização)
- E – E-modulus (módulo de elasticidade)
- EN – European Normalization
- FSW – Friction Stir Welding
- GKSS - Gesellschaft für Kernenergie in Schiffbau und Schifffahrt (Sociedade para Utilização de Energia Nuclear na Construção e Uso de Navios)
- HV – Dureza Vickers
- ISO – International Organization for Standardization
- K – Kelvin
- kW – quilowatts
- kN – quilonewton
- L0 – comprimento útil
- MB – Metal Base
- MEV - microscópio eletrônico de varredura
- MIG – Metal Inert Gas
- MIG/MAG – Metal Inert Gas / Metal Active Gas

MPa – Megapascal

SAW – Submerged Arc Welding (soldagem por arco submerso)

MPa – Mega Pascal

Smáx – Tensão máxima

Smean – Tensão média

TALAT – Training in Aluminium Application Technologies

TIG – Tungsten Inert Gas

TWB – Tailor Welded Blanks

TWI – The Welding Institute

UFSCar – Universidade Federal de São Carlos

ZTA – Zona Termicamente Afetada

ZTMA - Zona Termomecanicamente Afetada

1. Introdução

Os setores industriais aeroespacial e automobilístico têm demonstrado crescente desenvolvimento nas últimas décadas, com grande parte dos investimentos direcionados à redução de peso dos veículos e consequente redução de consumo de combustível. Nesse contexto, ligas de Alumínio e processamentos relacionados têm sido largamente pesquisados [1-9]; em especial, para o setor aeroespacial, ligas de Alumínio-Lítio por apresentarem características de alta resistência mecânica, mesmo em baixas temperaturas, e baixa densidade [10-12], mostram-se opções promissoras para o presente e futuro próximo, em substituição a ligas mais pesadas, como alguns aços utilizados nestas aplicações.

A utilização destes materiais em escala comercial, entretanto, está condicionada à adequação destas ligas aos processos de produção e união das partes que compõem o veículo de transporte. Processos de soldagem tradicionais, envolvendo fusão, tais como MIG, MIG/MAG, SAW, tendem a gerar defeitos associados (por exemplo, trincas a quente, porosidade, vazios de contração), devido a diferentes coeficientes de dilatação térmica e contração de solidificação das partes fundidas envolvidas, principalmente quando aplicados em ligas metálicas com baixo ponto de fusão. Tais defeitos são extremamente deletérios para a qualidade da junta, tornando impraticável seu uso em aplicações estruturais.

Um processo inovador de soldagem é o FSW - *Friction Stir Welding*, desenvolvido na década de 90 pelo TWI - *The Welding Institute* [13], que ocorre inteiramente no estado sólido, atingindo, em geral, temperaturas inferiores a 500 °C [14]. Sua utilização é promissora, pela geração de juntas livres dos defeitos citados, com boas propriedades mecânicas, inclusive em outros materiais diferentes do alumínio. Basicamente, neste processo as soldas são obtidas pela energia friccional fornecida por ferramenta rotativa, não consumível, que é inserida na junta a ser soldada. A temperatura e deformação plástica imposta ao material são suficientes para promover a união metalúrgica

das partes envolvidas, estando diretamente relacionadas com alterações microestruturais decorrentes e propriedades mecânicas resultantes.

O processo FSW também apresenta viabilidade quando aplicado à tecnologia *tailored blanks*, que consiste na união de chapas de espessuras diferentes, ou mesmo de materiais dissimilares [5], possibilitando a combinação de propriedades diversas em regiões diferentes de um componente maior, como portas de automóveis, por exemplo. Em geral, podem-se estampar as chapas individualmente e soldá-las em seguida, porém, a aplicação de FSW para unir as chapas e proceder a uma só estampagem geralmente leva a redução de custos de produção [2].

Diante deste cenário, faz-se necessário o estudo dos parâmetros de soldagem por FSW em diversas situações práticas, dentre as quais a deste trabalho específico: a soldagem da liga de alumínio 2198, em condição de têmpera T851, em configuração de chapas de diferentes espessuras.

2. OBJETIVOS

Este trabalho teve como objetivos:

- avaliar a aplicabilidade do processo FSW em junta de liga de alumínio-lítio 2198-T851, em configuração *tailor welded blanks* (chapas de diferentes espessuras), mediante comparação das soldas obtidas com o material de base;
- compreender a relação entre parâmetros de processo, aportes mecânico e térmico, alterações microestruturais decorrentes e propriedades mecânicas resultantes, buscando o melhor conjunto de parâmetros de soldagem relacionados à geometria proposta de junta.

3. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

3.1. Alumínio e suas ligas

3.1.1. Alumínio Puro

O elemento químico Alumínio encontra-se, na Tabela Periódica, na interseção do 13º grupo com o 3º período. Seu número atômico é 13, e seu isótopo estável mais comum (^{27}Al) contém 13 prótons e 14 nêutrons em seu núcleo. Sua valência química é 3 e seus elétrons distribuem-se, nas camadas, da seguinte forma: $1s^2, 2s^2, 2p^6, 3s^2$ e $3p^1$.

A estrutura de arranjo cristalino segundo a qual o alumínio se estabiliza é a cúbica de face centrada (CFC, ou FCC – *face-centered cubic*), desde temperaturas da ordem de 4K até seu ponto de fusão (aproximadamente 933K). Esta estrutura cristalina é típica de metais dúteis [15]. Nessa estrutura, o número de coordenação é 12, com cada célula unitária contendo quatro átomos. Propriedades mecânicas do Alumínio são mostradas na Tabela 3.1 [16], considerando diferentes níveis de pureza, e a Figura 3.1 mostra o arranjo atômico de uma célula unitária da estrutura cristalina cúbica de face centrada.

Tabela 3.1 Propriedades mecânicas do Alumínio à temperatura ambiente [16].

Pureza (%)	Limite de escoamento 0.2% (MPa)	Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento em 50 mm (%)
99.99	10	45	50
99.8	20	60	45
99.6	30	70	43

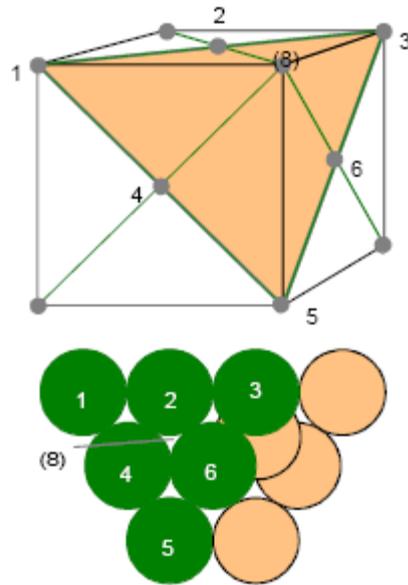


Figura 3.1 Estrutura cristalina cúbica de face centrada, característica do Alumínio [15].

O alumínio puro apresenta baixa resistência mecânica, tornando-o inviável em utilizações estruturais de qualquer tipo. Entretanto, a adição de outros elementos, tais como Cobre, Lítio, Magnésio e Manganês possibilita a formação de ligas com combinações interessantes de propriedades mecânicas. Os elementos de liga mais comuns para esse elemento e seus efeitos em propriedades serão discutidos mais adiante nesta dissertação.

Uma característica distinta do Alumínio é sua baixa densidade quando comparada com outros metais. O valor teórico calculado a partir de espaçamento de rede é de $2698,72 \text{ kg/m}^3$ [17], aproximadamente um terço da densidade do ferro, por exemplo; dos metais mais utilizados, são menos densos apenas o Magnésio e o Titânio. Essa característica é altamente desejável em metais e ligas, sendo a principal razão da importância e aceitação das ligas de alumínio no setor industrial de transportes. A redução de massa implica menores custos com transporte, economia de energia, menores efeitos de vibração, entre outros [15].

Outra característica importante do alumínio é sua resistência à oxidação quando sujeito a diversos ambientes corrosivos, devido à formação de um filme

contínuo de óxido de alumínio em sua superfície em situações de exposição a agentes oxidantes, tais como oxigênio ou água, por exemplo. Se danificada, a camada de óxido é rapidamente recuperada, porque seu volume molecular é 1,3 vezes maior que aquele do alumínio consumido em sua formação. Essa variação de volume faz com que a camada fique sujeita a tensões de compressão.

Em contato com oxigênio seco, a camada óxida tem um valor limite de espessura que é função da temperatura. À temperatura ambiente, esse valor varia entre 25 e 30Å; na presença de umidade, a espessura tende a aumentar, aproximadamente dobrando em situações de 100% de umidade [18].

A camada óxida pode ser aprimorada através do processo chamado anodização, que consiste na imersão da amostra em solução anodizante, geralmente contendo ácido crômico, ácido fosfórico ou ácido sulfúrico. Liga-se um catodo ao polo negativo de uma fonte de energia, enquanto o polo positivo é conectado à amostra. A imersão do catodo na solução, com o circuito ligado, provoca a liberação de oxigênio pelas moléculas de água, que se deposita na amostra formando um recobrimento óxido. Uma vantagem adicional desse processo é a habilidade da camada anódica de absorver tintas, associando à proteção contra oxidação o aprimoramento estético [15].

3.1.2. Ligas de Alumínio

A adição de outros elementos químicos ao alumínio leva à formação de ligas, que combinam os aspectos positivos de baixa densidade e resistência à oxidação com melhores propriedades mecânicas comparadas ao alumínio puro, diversificando a viabilização de uso em aplicações de engenharia.

O alumínio tem a capacidade de reagir prontamente e formar ligas com a maioria dos elementos metálicos, havendo maior importância, do ponto de vista comercial, para alguns em particular. Uma breve descrição das classificações de ligas mais usuais, assim como do sistema de identificação destas, é dada nas próximas seções.

3.1.2.1. Identificação de Ligas Trabalhadas Mecanicamente – O Sistema “Four Digit”

Definem-se ligas trabalhadas mecanicamente aquelas que envolvem deformação e processos de conformação por meios mecânicos de lingotes fundidos; tais como laminação, forjamento, trefilação ou extrusão.

Com o intuito de padronizar as composições de ligas de alumínio em um nível global, a *Aluminum Association (AA)*, com sede em Washington, Estados Unidos, definiu o sistema de classificação “*Four Digit*”, amplamente utilizado e estabelecido em várias nações ao redor do mundo, em que as ligas são identificadas por uma sequência de quatro dígitos numéricos. A referência europeia para ligas de alumínio, embora identificada pelos prefixos EM (*European Normalization*) e EN AW (liga trabalhada a frio), utiliza os mesmos números de identificação de ligas e especificações de composição química da AA [15].

O primeiro dígito da sequência numérica indica a que grupo a liga pertence, em termos do elemento de liga majoritário, como mostrado na Tabela 3.2.

Tabela 3.2 Relação entre elemento(s) de liga majoritário(s) e o primeiro dígito da identificação das ligas, segundo a AA.

Séries	Elemento(s) de Liga Majoritário(s)
1XXX	Alumínio não-ligado, com mínimo de 99,00% de pureza
2XXX	Cobre
3XXX	Manganês
4XXX	Silício
5XXX	Magnésio
6XXX	Magnésio / Silício
7XXX	Zinco
8XXX	Outros elementos
9XXX	Número de série não utilizado

Adicionalmente, podem-se categorizar estas ligas como tratáveis termicamente e não tratáveis termicamente, dependendo da série a que pertencem. Um resumo dos detalhes citados é mostrado na Figura 3.2.

	Elemento de liga principal	Tipos de endurecimento			
		Átomos em solução sólida	Trabalho a frio	Precipitação	
Ligas trabalhadas mecanicamente	1XXX	Nenhum (mín 99,00% Al)		X	Ligas não tratáveis termicamente
	3XXX	Mn	X	X	
	4XXX	Si	X	X	
	5XXX	Mg	X	X	
EN AW-	2XXX	Cu	X	(X)	Ligas tratáveis termicamente
	6XXX	Mg + Si	X	(X)	
	7XXX	Zn	X	(X)	
	8XXX	Outros	X	(X)	
Ligas Fundidas	1XXX0	Nenhum (mín 99,00% Al)			*) As letras precedendo os números tem o seguinte significado: EN = European Standard A = Aluminium B = Ingot C = Cast Alloy M = Master Alloy W = Wrought Alloy
	2XXX0	Cu			
	4XXX0	Si			
	5XXX0	Mg			
	9XXX0	Ligas mestras			

Figura 3.2 Resumo de informações sobre ligas de alumínio [15].

Os efeitos dos principais elementos de liga utilizados em ligas de alumínio, no que concerne resistência mecânica, dureza, sensibilidade ao impacto e ductilidade, são informados de maneira qualitativa na imagem da Figura 3.3.

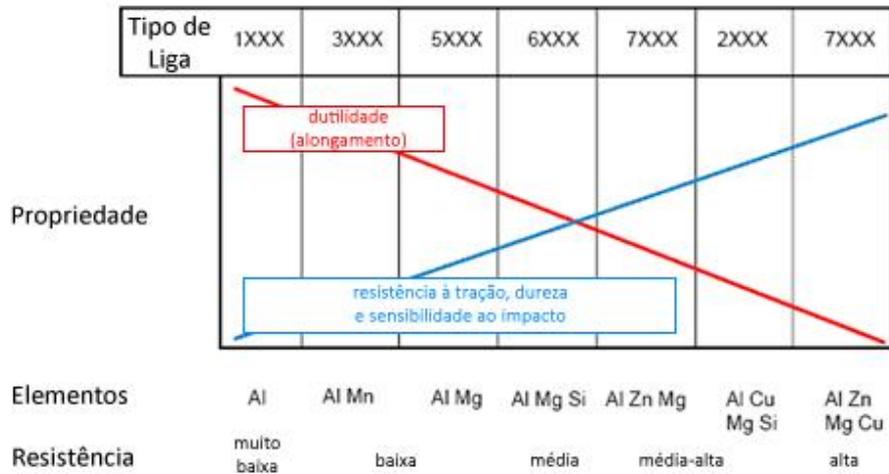


Figura 3.3 Efeitos dos principais elementos de liga nas propriedades mecânicas de ligas de alumínio [15].

A Figura 3.4 informa, de maneira semelhante à Figura 3.3, os efeitos dos elementos de liga em soldabilidade e anodização das ligas de alumínio, de maneira qualitativa.

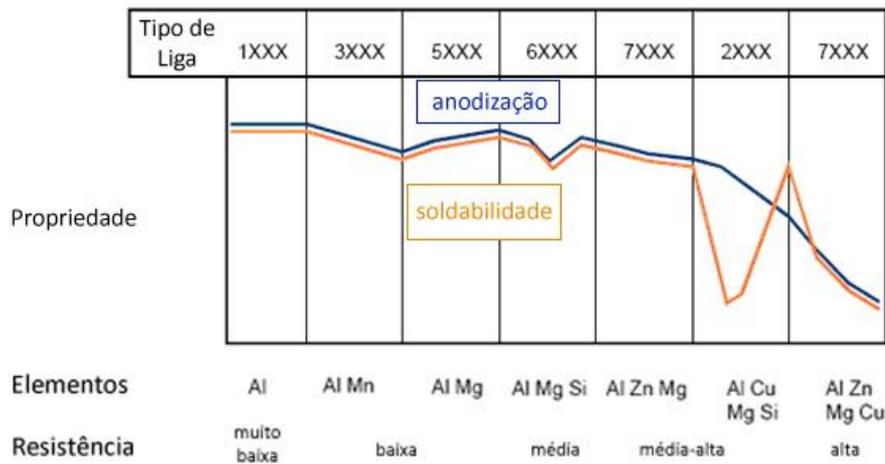


Figura 3.4 Propriedades de anodização e soldabilidade, de acordo com os elementos de liga [15].

Uma esquematização das propriedades resistência à corrosão e resistência à fadiga, em função do elemento de liga principal, é mostrada na Figura 3.5.

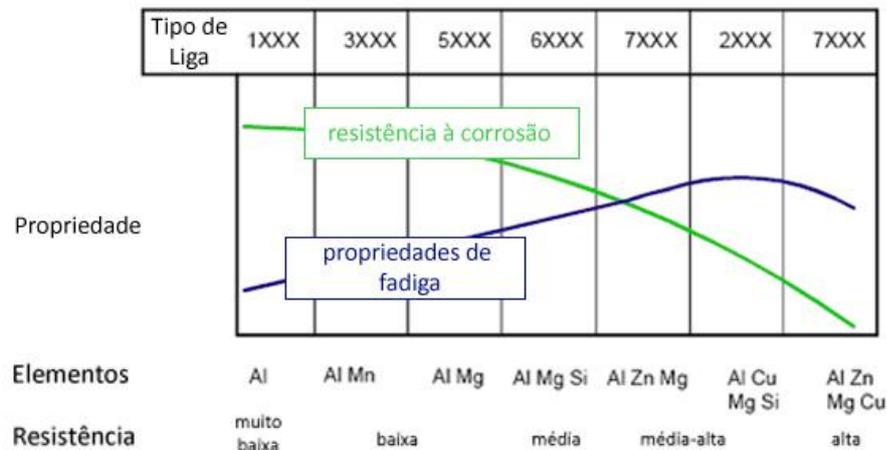


Figura 3.5 Comparação visual da resistência à corrosão e resistência à fadiga em função do elemento de liga principal [15].

Por fim, a Figura 3.6 mostra a relação visual entre o elemento de liga principal e as propriedades densidade e módulo de Young.

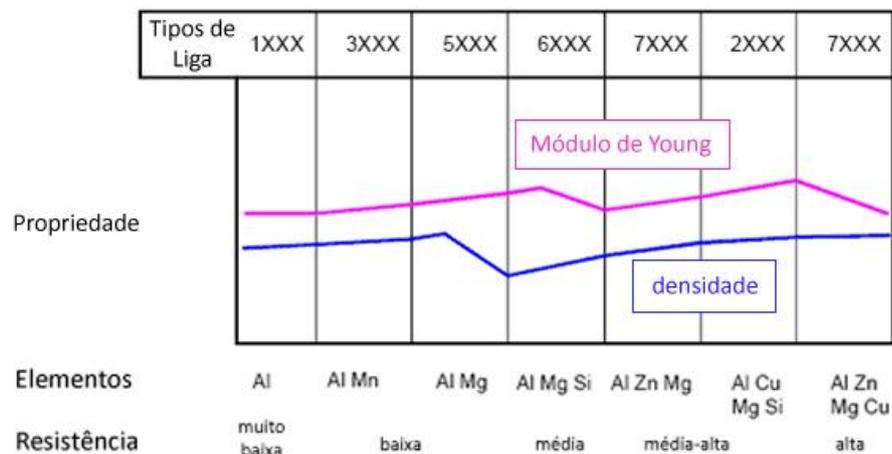


Figura 3.6 Efeito dos elementos de liga em densidade e módulo de Young [15].

Depreende-se, das figuras mostradas, que as ligas de alumínio da série 2XXX estão entre as de maior resistência, maior módulo elástico e menor soldabilidade entre as ligas de alumínio, em geral. Por esta razão, há o desafio de aprimoramento das técnicas mais recentes de soldagem desenvolvidas, contribuindo para a motivação deste trabalho.

3.2. Métodos de Endurecimento em Ligas de Alumínio

O endurecimento de ligas de alumínio pode ser alcançado por meio de quatro mecanismos principais: trabalho a frio, dispersão de fase, solução sólida e precipitação. Todos se baseiam no mesmo princípio: dificultar ou impossibilitar o movimento de discordâncias na rede cristalina. As próximas seções discutirão, de maneira breve, como é o funcionamento de cada um dos mecanismos.

3.2.1. Endurecimento por trabalho a frio (encruamento)

Qualquer tipo de processamento que induza deformação em uma liga de alumínio, incluindo laminação, extrusão e outros processos, pode ser chamado também de “trabalho”. O efeito endurecedor ocorre porque as discordâncias em tentativa de deslizamento em diferentes planos interagem entre si, gerando desta forma um estado de desorganização no qual a movimentação das discordâncias fica mais difícil. Este fenômeno é denominado encruamento.

Se a deformação é imposta em temperaturas abaixo da temperatura de recristalização da liga, caracterizando “trabalho a frio”, o estado de desorganização é mantido assim como o endurecimento. Se, entretanto, a deformação é imposta acima da temperatura de recristalização da liga, a energia fornecida pela alta temperatura aumenta a mobilidade das discordâncias, permitindo sua movimentação e eliminando o efeito de endurecimento.

No caso de ligas não-tratáveis termicamente, o encruamento por trabalho a frio é o único que pode aumentar a resistência. Para ligas tratáveis termicamente, o trabalho a frio pode ser utilizado após o tratamento térmico, aumentando ainda mais a resistência da liga. Na Figura 3.7 se vê um resumo dos resultados possíveis de serem obtidos através de endurecimento por trabalho a frio de ligas não-tratáveis termicamente, assim como alumínio puro [15].

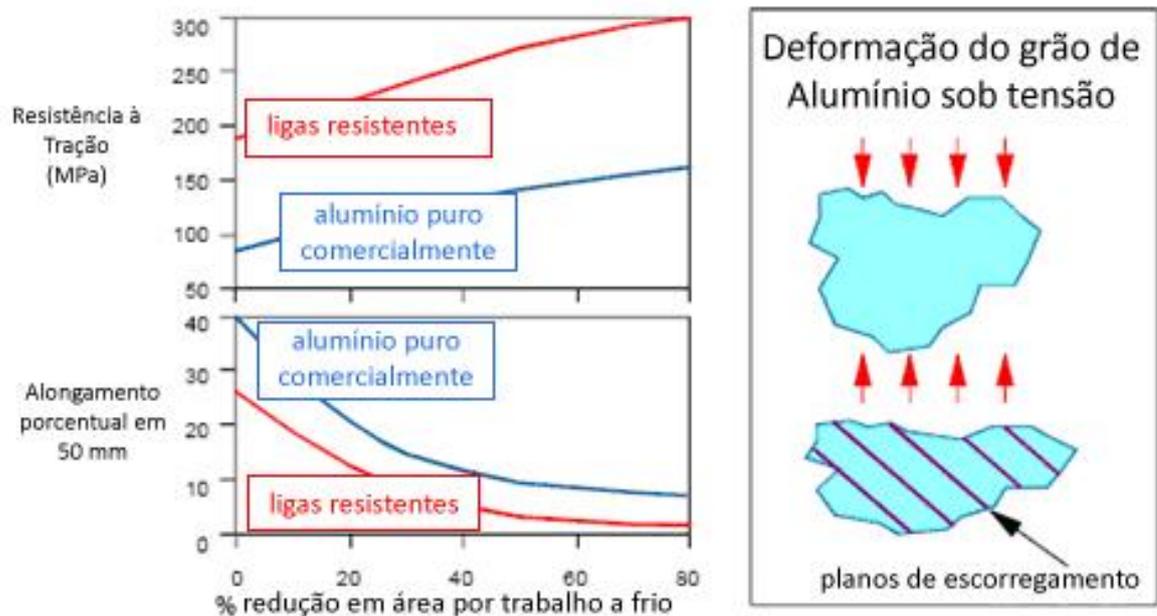


Figura 3.7 Endurecimento por trabalho a frio de ligas de alumínio não-tratáveis termicamente.

3.2.2. Endurecimento por Dispersão de Fase

O endurecimento por dispersão de fase consiste de uma distribuição uniforme de partículas finas, de natureza insolúvel, através da rede cristalina. Estas partículas, assim como as discordâncias, agem como barreiras ao movimento de discordâncias, causando aumento de resistência e endurecimento do material. Em relação a ligas de alumínio, há dois modos pelos quais o endurecimento por dispersão de fase pode ser atingido [15]:

- Adição de elementos de liga que interajam quimicamente com a matriz ou entre si, levando à precipitação de partículas finas na matriz,
- A mistura de alguma substância adequada, tal como alumina (Al_2O_3) em pó, ao alumínio em pó e posterior compactação da mistura com o intuito de gerar uma massa sólida.

3.2.3. Endurecimento por Solução Sólida

Parte majoritária de todas as ligas consiste de soluções sólidas de um ou mais metais dissolvidos em um terceiro metal. Há dois tipos de soluções, como segue:

- Solução sólida substitucional: sua característica é que os átomos de elementos de liga efetivamente ocupam o lugar de átomos do metal base na rede cristalina. Este tipo de solução sólida somente ocorre com átomos de diferentes elementos cujos diâmetros e eletronegatividades sejam similares;
- Solução Sólida Intersticial: neste caso os átomos de elementos de liga ocupam espaços “vazios” na rede cristalina do metal base. Característica de elementos químicos diferentes cujos átomos têm diâmetros ou eletronegatividades diferentes.

Em ambos os casos, provoca-se distorção na rede cristalina do metal base, causando retardo na movimentação de discordâncias e conseqüente aumento da resistência do material. Embora a maioria das ligas de alumínio apresente algum endurecimento por solução sólida, usualmente seu efeito não é significativo, levando à necessidade de endurecimento por trabalho a frio ou tratamentos térmicos para o êxito da obtenção de combinação ótima de propriedades mecânicas [15].

3.2.4. Endurecimento por Precipitação

O endurecimento por precipitação pode ser aplicado ao grupo das ligas de alumínio tratáveis termicamente (incluindo as séries 2XXX, 6XXX e 7XXX). O princípio deste mecanismo é obter uma distribuição de partículas de precipitados no interior da rede cristalina, obstruindo o movimento de discordâncias.

Para se obter esta configuração microestrutural, o primeiro passo é aquecer a liga a uma temperatura discretamente abaixo da sua temperatura de fusão. A manutenção da liga a esta temperatura por algum tempo leva a uma dissolução significativa dos elementos de liga, produzindo uma configuração monofásica.

Se mantidos a esta temperatura, os elementos de liga permanecerão em solução sólida; entretanto, uma redução da temperatura causará redução também na solubilidade dos elementos de liga na matriz. Quando lentamente resfriados, dá-se tempo suficiente aos elementos de liga para que se arranjam em uma configuração estável, com ordem de longo alcance. Por outro lado, um resfriamento rápido a partir da condição solubilizada não deixa tempo suficiente para um rearranjo apropriado dos elementos de liga, e uma fração deles é mantida em uma condição chamada solução sólida supersaturada. Algumas ligas são utilizadas nesta condição, muito embora seja uma condição geralmente instável [15].

Os elementos de liga tendem a buscar estabilidade e arranjar-se-ão em precipitados se dado a eles tempo; o endurecimento efetivo, porém, só ocorre se a estrutura dos precipitados é diferente da estrutura do metal base. A cinética do processo de precipitação depende fortemente da energia fornecida, o que significa que a temperatura tem um papel importante na segunda etapa do mecanismo de endurecimento por precipitação, chamado de envelhecimento. O processo de envelhecimento pode ocorrer à temperatura ambiente, porém a eficiência e a taxa variam, nesta condição, de liga pra liga. Algumas podem atingir condição estável em questão de dias, enquanto outras podem ter endurecimento por envelhecimento por tempo indefinido em temperatura ambiente.

O envelhecimento pode ser acelerado se ocorrer acima da temperatura ambiente, na prática que é chamada “envelhecimento artificial”, frequentemente utilizada com o intuito de obter propriedades ótimas em menores intervalos de tempo, em temperaturas variando entre 120°C e 180°C. Temperaturas muito altas podem levar à formação de precipitados grosseiros, que pouca contribuição dão ao aumento da resistência. A Figura 3.8 mostra algumas

curvas de envelhecimento da liga AA6082, de acordo com diferentes temperaturas.

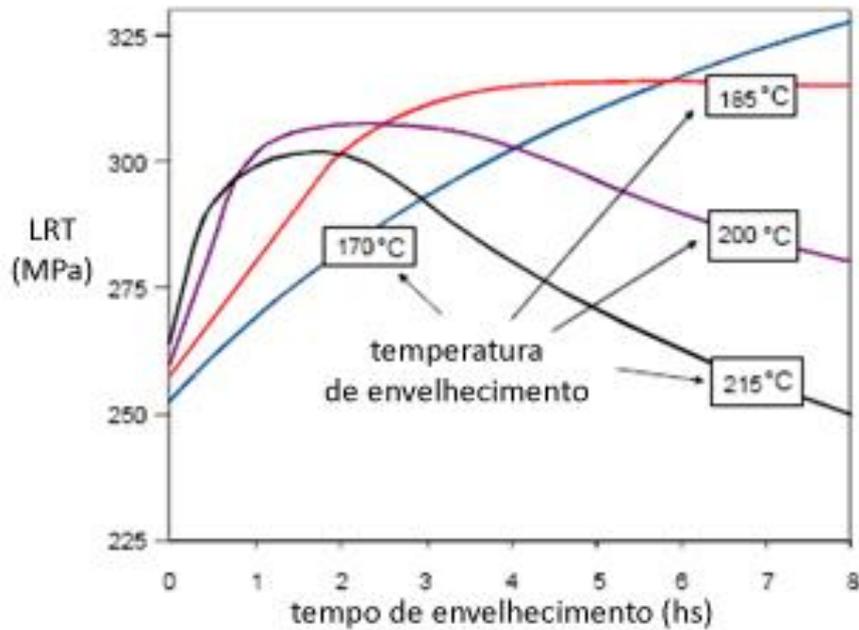


Figura 3.8 Curvas de envelhecimento artificial da liga AA6082 [15].

A eficiência deste tipo de tratamento é tão maior quanto for a redução da solubilidade dos elementos de liga, ao ser resfriada rapidamente. Em outras palavras, a melhora nas propriedades mecânicas está diretamente relacionada com a relação diferencial entre *variação de solubilidade* e *variação na temperatura*. Quanto maior for a redução de solubilidade na diminuição da temperatura, maior é a quantidade de elementos de liga que podem ser mantidos em condição de super-saturamento. A Figura 3.9 mostra a porção rica em Al do diagrama de fase Al-Cu, assim como uma descrição gráfica dos estágios do endurecimento por precipitação.

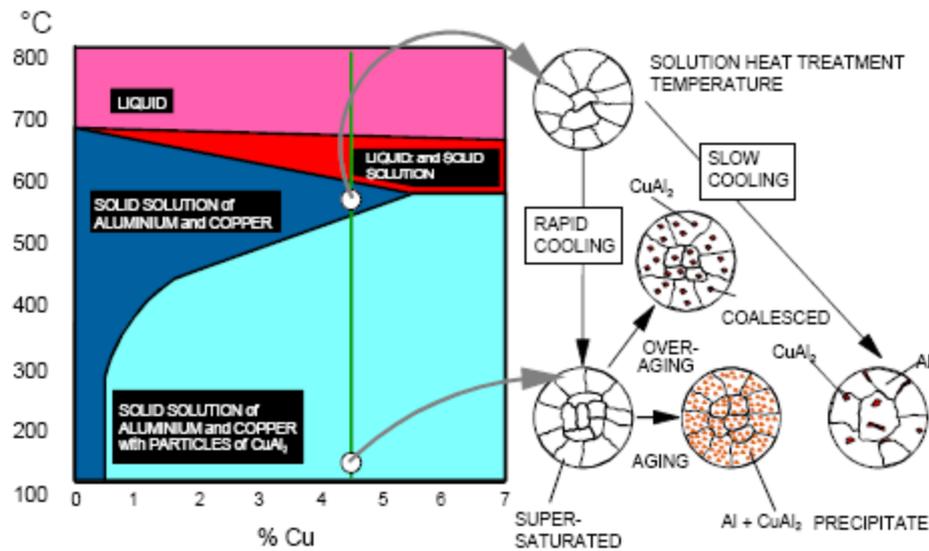


Figura 3.9 Diagrama de fase Al-Cu e os estágios do endurecimento por precipitação [15].

3.3. Designações de condição de têmpera

3.3.1. Ligas não-tratáveis termicamente

Neste grupo de ligas, as propriedades mecânicas são determinadas pela quantidade de trabalho a frio (deformação) imposta após a última etapa de recozimento. Um aquecimento posterior ao trabalho a frio leva a redução nas propriedades mecânicas, que podem então ser recuperadas por meio de encruamento por trabalho a frio.

Há, de forma geral, seis designações de condição de têmpera possíveis em caso de ligas não-tratáveis termicamente (embora nem todas sejam necessariamente possíveis em todos os grupos destas ligas). As designações consistem de uma letra, que significa a condição geral da liga (tal como “recozida”, “trabalhada a frio” e “como-fabricada”), e um número que define a sub-condição na qual a liga é classificada.

As quantidades máximas de trabalho a frio que podem ser impostas, sob um aspecto prático e comercial, variam de liga para liga; entretanto, a classificação “*fully hard*” (duro), que significa aumento de 75% da resistência em comparação à condição “recozida”, é comum para todas as ligas; existem também outros níveis de melhora da resistência entre os dois níveis citados.

A Tabela 3.3 contém as designações mais comuns de condição metalúrgica de ligas não-tratáveis termicamente [15]:

Tabela 3.3 Definições das condições de têmpera de ligas de alumínio não-tratáveis termicamente.

Definição de condição metalúrgica	Condição
-F	Como fabricado
-O	Recozido/Recristalizado
-H1	Trabalhado a frio
-H2	Trabalhado a frio e parcialmente recozido
-H3	Trabalhado a frio e parcialmente estabilizado via tratamento térmico em baixas temperaturas
-HX2	¼ duro
-HX4	½ duro
-HX6	¾ duro
-HX8	Duro
-HX9	Extraduro
	Grau de trabalho a frio

3.3.2. Ligas tratáveis termicamente

Para este grupo de ligas, há uma maior variedade de opções de tratamento após recozimento e/ou trabalho a frio. Tratamentos térmicos podem ser realizados com o intuito de melhoria de propriedades mecânicas, tais como dureza e resistência, ou de facilitar processos como forjamento e usinagem pelo amolecimento após indução de recozimento. Após esta etapa, tratamentos subsequentes podem recuperar as propriedades anteriores ao forjamento/usinagem.

Por esta razão, diferentes números nas condições de têmpera destas ligas não indicam diferentes níveis de uma mesma característica, e sim históricos de tratamento distintos. Estas designações são definidas de acordo

com órgãos de padronização internacionais, tais como a *The Aluminum Association* (AA), a *International Organization for Standardization* (ISO), a *American Society for Testing and Materials* (ASTM) e o *The European Committee for Standardization* (CEN).

A Tabela 3.4 indica as definições de condição de têmpera para ligas tratáveis termicamente [15]:

Tabela 3.4 Principais designações de condição de têmpera das ligas de alumínio tratáveis termicamente.

Designação de condição metalúrgica	Condição
-F	Como fabricado
-O	Recozido
-T1	Resfriamento a partir de temperatura elevada e envelhecimento natural
-T2	Resfriamento a partir de temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento natural
-T3	Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento natural
-T4	Solubilização e trabalho a frio
-T5	Resfriamento a partir de temperatura elevada e envelhecimento artificial
-T6	Solubilização e envelhecimento artificial
-T7	Solubilização e superenvelhecimento
-T8	Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial
-T9	Solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio
-T10	Resfriamento a partir de temperatura elevada, trabalho a frio e envelhecimento artificial

3.4. Soldagem por Fricção e Mistura

O processo de soldagem por fricção e mistura foi concebido no *The Welding Institute (TWI)*, em Cambridge, no Reino Unido, no ano de 1991; a patente referente foi depositada pelo TWI em dezembro do mesmo ano. Desde então, esforço considerável tem sido despendido em pesquisas envolvendo este método, visando ampliar seu campo de aplicação e aprimorar as juntas soldadas, através da análise e determinação de parâmetros ótimos de procedimento em cada situação única envolvida, de acordo com o material a ser soldado, geometria das peças, entre outros.

Embora seja aplicável em ligas tais como aços e à base de cobre, o intuito inicial do processo FSW foi a união de ligas de alumínio, em especial aquelas consideradas de difícil soldabilidade. Em relação à espessura de chapas soldáveis pelo método, há relatos de juntas satisfatórias obtidas para valores entre 1,6 mm e 50 mm, utilizando um passe de solda, e até 75 mm em dois passes [19].

No cenário atual, o processo FSW foi testado em diversas ligas das séries 2xxx (Al-Cu), 5xxx (Al-Mg), 6xxx (Al-Mg-Si), 7xxx (Al-Zn) e 8xxx (Al-Li) com resultados satisfatórios em relação a qualidade de solda e repetibilidade do processo [19].

Em setores industriais ligados ao transporte, em especial automobilístico e aeronáutico, a combinação de excelentes propriedades mecânicas apresentadas por juntas soldadas por FSW e sua aplicabilidade em ligas de baixa densidade é de grande relevância para redução de massa dos meios de transporte e, conseqüentemente, redução de consumo de combustível [20].

A Figura 3.10 é uma esquematização detalhada do processo de soldagem por FSW. A ferramenta de soldagem é composta por uma camisa (*shoulder*), de maior diâmetro, que fica em contato com a superfície da solda, e pela ponta da ferramenta (*probe*), de menor diâmetro, que efetivamente penetra nas chapas a serem unidas. Diferentes geometrias foram sugeridas e testadas para a ponta da ferramenta, com variações resultantes em dinâmica de fluxo de material [21], resistência estática [22] e deformação [23]; diferentes geometrias de camisas também foram propostas e estudadas [24], uma vez

que essa parte da ferramenta tem um papel importante no processo, como será explicado no decorrer desta dissertação.

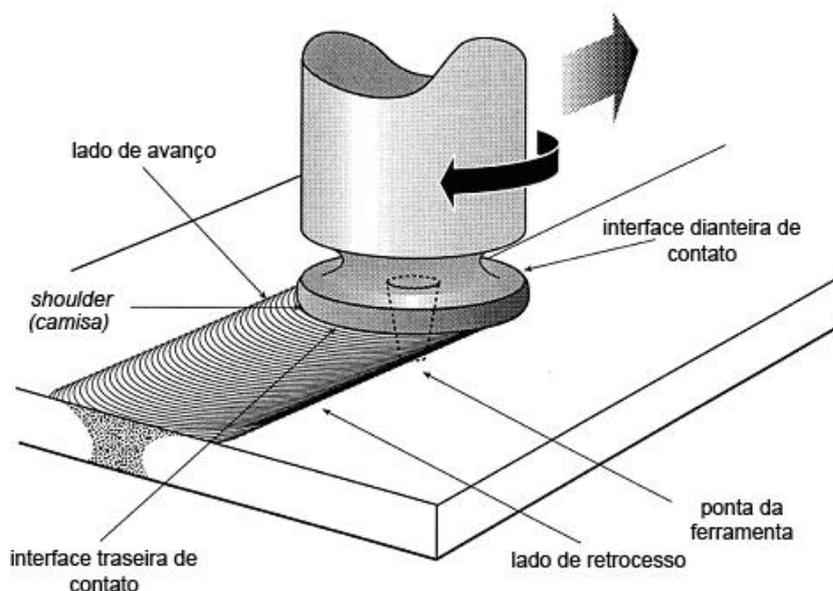


Figura 3.10 Esquemática do processo de soldagem por fricção e mistura [20].

A fonte de energia deste processo é o calor de fricção gerado pelo contato entre a ferramenta rotativa (camisa e ponta) e as chapas a serem soldadas. Inicialmente, a ponta da ferramenta é inserida, já em rotação, na linha de contato entre as chapas; a camisa deve estar em contato com a superfície e age como uma barreira que evita fluxo vertical de metal amolecido (plasticizado) durante a inserção inicial, além de garantir calor friccional adicional. Essa energia fornecida é suficiente para amolecer (ou plastificar) o metal adjacente à ferramenta, mas insuficiente para causar fusão. Dessa forma, cria-se uma “camada” de metal amolecido em volta da ferramenta.

O movimento rotacional descrito promove arraste de material amolecido, da parte dianteira da ferramenta para a sua parte traseira. Como o ponto de inserção é a linha de contato entre chapas, ocorre coalescimento de material de ambas as chapas, formando-se uma região soldada em estado sólido (sem fusão); iniciado o movimento transversal da ferramenta, estabelece-se a junta soldada.

Esta técnica de soldagem em estado sólido não requer metais de adição, gases de proteção, preparação de bordas/superfícies e leva a menores deformações se comparada a técnicas tradicionais de soldagem baseadas em fusão [20].

3.5. Características microestruturais típicas de juntas por FSW em ligas de alumínio

Muito embora as temperaturas atingidas durante o processo de FSW sejam consideravelmente baixas, observa-se gradiente de temperatura nas adjacências da região afetada pelo trabalho a quente decorrente do processo. Em virtude da excelente capacidade de transferência de calor de metais em geral, e particularmente do alumínio, cada porção desta região adjacente é submetida a perfis de aquecimento/resfriamento peculiares, que leva a um gradiente microestrutural ao longo da seção transversal da solda obtida.

Podem-se citar duas vantagens metalúrgicas básicas do método de união em estado sólido FSW em comparação aos métodos regulares baseados em fusão [19]:

- Por não haver fusão, evita-se a formação de trincas. Do ponto de vista mecânico, este fato é de grande importância, já que trincas são concentradores de tensão e podem reduzir, drasticamente, a tenacidade de partes metálicas;

- A composição da liga não é alterada, já que não há evaporação de metal de solda. Este também é um ponto de extrema importância em razão de pequenas mudanças locais na composição de ligas podem causar variações significativas em propriedades.

Entretanto, o processo de FSW pode afetar as propriedades mecânicas de ligas de alumínio tratáveis termicamente, tais como as séries 2XXX, 6XXX e 7XXX, que dependem de precipitados endurecedores que, por sua vez, podem ser fortemente sensíveis às temperaturas atingidas durante o processo.

Na obtenção de juntas soldadas por FSW em ligas de alumínio, algumas regiões características podem ser definidas em sua seção transversal, como explicado na Figura 3.11 e nos itens subsequentes.



Figura 3.11 Microestrutura típica de uma junta soldada por FSW [19].

D – Lente de Soldagem

A região “D”, marcada na Figura 3.11, é denominada lente de soldagem, composta de material coalescido arrastado pelo pino. Devido aos altos níveis de deformação e à alta temperatura aos quais esta região é submetida, há ocorrência de recristalização dinâmica gerando estrutura de grãos refinados, uma microestrutura satisfatória em comparação às decorrentes de métodos convencionais de soldagem baseados em fusão. Todavia, nesta região pode haver decréscimo de propriedades mecânicas em função das possíveis dissolução e alteração morfológica dos precipitados presentes.

C – Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA)

Adjacente à lente de soldagem se encontra a zona termomecanicamente afetada (ZTMA), indicada com um “C” na Figura 3.11, na qual a microestrutura é afetada por temperatura e trabalho mecânico causando recuperação dos grãos da estrutura cristalina, recristalização parcial e uma alteração na orientação dos grãos de aproximadamente 90 graus [25]. Outros efeitos que

podem ocorrer são aumento das dimensões de precipitados endurecedores (produzindo uma microestrutura mais grosseira), se presentes, reduzindo assim a dureza localmente [26].

B – Zona Termicamente Afetada (ZTA)

Na região de índice “B” da Figura 3.11, denominada zona termicamente afetada (ZTA), não há influências de deformação mecânica; entretanto, a variação na temperatura decorrente da condutividade elétrica das ligas metálicas é suficiente para causar mudanças microestruturais. Como resultado pode haver crescimento e/ou dissolução de precipitados, que por sua vez podem produzir redução de propriedades mecânicas, e aumento do tamanho de grão da estrutura [26].

A – Metal Base (MB)

As regiões não afetadas pelo processo de FSW, indicadas por “A” na Figura 3.11, têm as microestruturas originais do material de metal base, com manutenção das propriedades mecânicas prévias.

É importante citar que, para todos os processos de redução de propriedades mecânicas citadas nesta seção, há possibilidade de recuperação parcial das propriedades originais por meio de tratamentos térmicos posteriores [19].

3.6. Vantagens do processo FSW

A soldagem pelo processo FSW tem diversas vantagens que podem ser relacionadas sob diferentes pontos de vista. Em uma abordagem comercial, FSW é um método que consome energia relativamente baixa, levando a reduções de custo, devido aos seguintes fatores [19]:

- Quantidade de energia necessária para realização de passes simples é consideravelmente baixa (por exemplo, uma solda de passe simples realizada em liga da série 6XXX requer aproximadamente 3kW);
- Tanto o robô quanto a ferramenta de soldagem necessitam de pouca ou nenhuma manutenção;
- Consumíveis, tais como eletrodos de soldagem e gases de proteção, não são necessários;
- Preparação superficial anterior à soldagem, como, por exemplo, remoção de óxidos, é também desnecessária;
- Versatilidade de posicionamento para realização da solda, levando à redução de custos pelo fato de evitar movimentação da parte soldada durante a produção;
- Automação inerente ao método.

Ademais, as juntas soldadas de alta qualidade e baixa distorção obtidas pelo método FSW associadas à sua versatilidade resultaram em melhorias significativas em design de produtos, assim como novas possibilidades neste campo. Em relação às ligas de alumínio, pode-se afirmar [19]:

- Ausência de porosidade; a formação de vazios é possível, porém é majoritária a margem de combinação de parâmetros de soldagem que levam a soldas íntegras;
- Ligas suscetíveis a trincamento podem ser soldadas em função de não haver fusão metálica de qualquer tipo;
- Ligas tratáveis termicamente podem ser soldadas com propriedades mecânicas resultantes satisfatórias;
- Possibilidade de junção de materiais produzidos por processos diferentes, como, por exemplo, partes extrudadas e fundidas ou peças trabalhadas a frio e peças fundidas;
- Perfis extrudados de ligas de baixa densidade, que geralmente são de difícil obtenção em grandes dimensões e não são indicados para soldas com fusão, em virtude da grande distorção resultante, podem ser

soldados por FSW formando estruturas tão grandes como compartimentos navais, por exemplo;

- Peças fundidas vazadas, cuja produção é complicada, podem ser obtidas pela fundição de componentes mais simples e posterior soldagem por FSW, obtendo a peça original;
- Geometrias de componentes cuja obtenção por fundição ou extrusão não seria prática e/ou viável economicamente, tais como seções transversais espessas e longarinas, podem ser produzidas utilizando-se FSW devido à alta gama de possibilidades de posicionamento e configuração de juntas soldadas do método, como mostra a Figura 3.12 [19]:

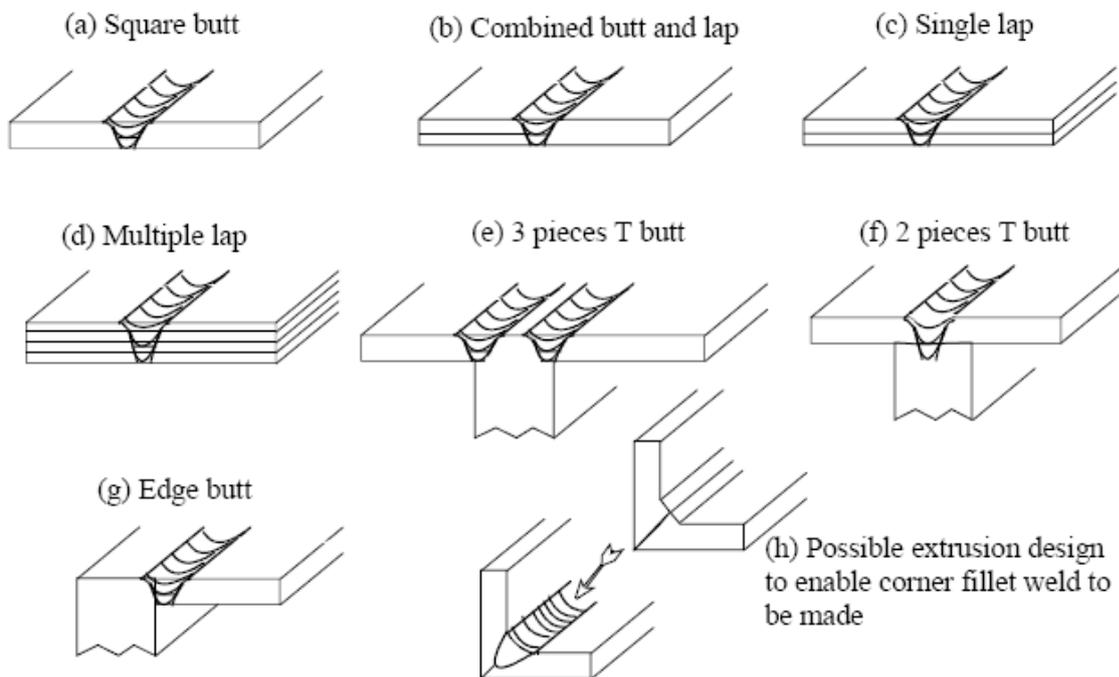


Figura 3.12 Diferentes possibilidades de configurações e posicionamento de juntas soldadas por FSW.

A repetibilidade e a garantia de qualidade garantidas pelo processo FSW se baseiam na mecanização total e na precisão das variáveis do processo controladas por computador, tais como força axial e velocidade de rotação. Em

outras palavras, a soldagem por FSW não está sujeita às variações inevitáveis em parâmetros de processos controlados pelo homem. Desta forma:

- A qualidade da junta soldada depende do perfil da ferramenta de soldagem e de configurações definidas digitalmente, tornando o monitoramento do processo simples e facilitando sua intervenção se necessário, caso se detectem desvios das condições desejadas;

- Os parâmetros de soldagem e o curso de ação do robô de soldagem podem ser salvos e consultados posteriormente, possibilitando uma repetibilidade aprimorada e rastreamento de eventuais problemas;
- No procedimento, as faces em contato durante a ação do robô não devem, preferencialmente, apresentar vãos. Entretanto, se consideravelmente pequenos (por exemplo, um vão de 0,2 mm em chamas de 1,6 mm de espessura) são toleráveis.

Finalmente, o processo tem a vantagem adicional importante de ser ecologicamente sustentável e não oferecer riscos ao meio ambiente, pois não há produção, durante o processo, de agentes prejudiciais à saúde, tais como fumaças e radiação.

3.7. Desvantagens do processo FSW

Algumas desvantagens do processo FSW podem ser citadas [19]:

- A velocidade de soldas de passe simples podem ser menores que algumas técnicas de solda por arco mecanizadas, dependendo da liga;
- É essencial que as partes a serem soldadas estejam firmemente presas contra uma barra de apoio (*backing bar*), em caso de soldas com penetração profunda, para evitar a quebra do metal de solda;

- No final de cada passe, forma-se uma cavidade nas chapas no ponto de retirada da ferramenta de soldagem;
- Aplicações que envolvam equipamentos portáteis podem ser limitadas devido à necessidade de prensão das chapas a serem soldadas e problemas de acesso.

3.8. Campos de Aplicação

O processo FSW está consolidado como um método útil de soldagem, e possui aplicações em diversos ramos da indústria metalúrgica, quais sejam [19]:

- *Indústria marinha e fabricação de navios*: estes foram dois dos principais campos pioneiros da indústria em que o processo FSW foi adotado comercialmente. A viabilidade do processo, nestes campos, se estende a partes como perfis extrudados (presentes em decks, laterais e pisos), extrudados de alumínio, seções de barco, quilhas e superestruturas, plataformas de pouso de helicópteros, acomodações *offshore* e estruturas marinhas, entre outros.

- *Indústria Ferroviária*: trens de alta velocidade recentemente desenvolvidos, atualmente em uso, contém vários perfis de alumínio extrudados que são soldados por FSW. Algumas aplicações são componentes das ferrovias, vagões subterrâneos, bondes, vagões-tanque, vagões de carga e carcaças de contêineres.

- *Indústria Aeroespacial*: provavelmente é a área da indústria com maior potencial de utilização do processo FSW. O principal interesse deste segmento é a redução de peso das aeronaves, com conseqüente redução do consumo de combustível; este aspecto tem evoluído consideravelmente com transição dos processos de rebtagem para FSW de partes como revestimentos e longarinas, nervuras e reforçadores das aeronaves civis e militares. Outras seções de aplicação são asas, fuselagem, tanques criogênicos de combustível (para veículos espaciais), tanques de combustíveis de aeronaves, contêineres

externos de liberação de material (em naves militares), foguetes (tanto militares quanto de fins científicos) e também reparo de soldas incorretas feitas pelo processo MIG.

- *Construção Civil*: por ser um método de soldagem de custo razoavelmente baixo e alta qualidade, o processo FSW tem uso também na área de construção civil, em que se aplica em pontes de alumínio, esquadrias de janelas, reatores de alumínio (na indústria química ou de energia), trocadores de calor, fabricação de tubos e painéis feitos de alumínio, cobre ou titânio.

- *Transporte Terrestre*: novamente, em função de seu baixo custo e alta qualidade na soldagem de materiais leves, o processo FSW tem sido usado também no setor de transporte terrestre. Algumas aplicações incluem carrocerias de caminhões, guindastes móveis, proteção em veículos militares, rodas, carcaças de motor e chassis.

3.9. Soldagem por FSW em chapas de diferentes espessuras (*tailor welded blanks*)

Na soldagem de configuração *tailor welded blanks*, em que se soldam chapas de diferentes espessuras, é necessário avaliar a influência dos parâmetros angulares do processo no fluxo de calor e deformação na amostra.

A utilização de ângulo de soldagem negativo, ou seja, a rotação da ferramenta na direção da chapa de menor espessura, faz com que a camisa da ferramenta de soldagem exerça pressão de maneira mais igualitária nas duas chapas, favorecendo a qualidade das juntas obtidas[5]. Em caso de ângulo nulo, a camisa exerceria maior influência na chapa de maior espessura, fazendo com que o fluxo de calor fosse menor na chapa mais fina, aumentando a probabilidade de obtenção de propriedades mais heterogêneas na junta soldada.

Por fim, movimenta-se a ferramenta transversalmente à linha de soldagem, na direção da chapa de menor espessura. A distância percorrida é denominada *offset* do pino. Desta forma, o contato inicial da ferramenta ocorre de maneira mais simultânea nas duas chapas, e contribui para a homogeneidade microestrutural.

Neste trabalho, além do ângulo negativo de soldagem, utilizaram-se ângulos nulos ou positivos de ataque, de pequena magnitude, procurando determinar a melhor combinação de ângulos e *offset* do pino para cada grupo de amostras.

4. Materiais e Métodos

4.1. Ligas de Alumínio Lítio / Liga AA2198

Com a finalidade de obter um melhor entendimento dos resultados discutidos neste trabalho, torna-se importante breve descrição do desenvolvimento e algumas características das ligas de Al-Li e, também, da liga utilizada no trabalho. A Tabela 4.1 mostra composições de ligas de alumínio, em que o Lítio é um dos elementos de liga:

Tabela 4.1 Composição química de ligas de alumínio contendo Lítio como elemento de liga [27].

Liga	Elementos de liga (Al: balanço)						
	Li	Cu	Mg	Zr	Si	Fe	Outros
AA1420	2.0	-	5.0	0.1	0-0.15	0-0.15	-
AA1421	2.1	-	5.2	-	0-0.1	0-0.15	0.15 Sc
AA1441	1.8-2.1	1.5-1.8	0.7-1.1	0-0.16	0-0.1	0-0.1	-
AA1460	2.0	3.0	-	-	0-0.1	0-0.1	0.1 Sc
AA2090	1.9-2.6	2.4-3.0	0-0.25	0-0.15	0-0.1	0-0.12	-
AA2091	1.7-2.3	1.8-2.5	1.1-1.9	0-0.16	0-0.2	0-0.3	-
AA2095	0.7-1.5	3.9-4.6	0.2-0.8	0-0.18	0-0.12	0-0.15	0.2-0.6 Sc
AA2198	0.8-1.1	2.9-3.5	0.25-0.8	0.04-0.18	0.08	0.1	0.5 Mn
AA8090	2.2-2.7	1.0-1.6	0.6-1.3	0-0.16	0-0.2	0-0.3	-

Sendo o metal conhecido mais leve, o Lítio é um elemento de liga interessante a ser considerado em aplicações aeroespaciais. Estima-se que a adição de 1% de Lítio em massa gera uma redução de 3% na densidade da liga. Além disso, ainda há aumento de 6% do módulo elástico do alumínio. Quando comparadas a outras ligas de alumínio, as ligas de Al-Li mostram melhor combinação de propriedades mecânicas [28]. Algumas propriedades gerais destas ligas são [29]:

- Menores densidades (7%-10%, aproximadamente);
- Maiores módulos elásticos (10%-15%, aproximadamente);
- Excelentes propriedades de fadiga de alto ciclo;
- Excelentes propriedades de resistência em temperaturas criogênicas;
- Alta rigidez;
- Boa resistência à propagação de trincas;
- Dutilidade reduzida;
- Baixa tenacidade à fratura;
- Variação significativa de propriedades mecânicas devido à anisotropia.

Os micromecanismos através dos quais as ligas de Al-Li são endurecidas não diferem muito daqueles relacionados a ligas mais tradicionais de alumínio. Entretanto, esta afirmativa não se aplica aos fatores responsáveis por características como dutilidade reduzida e baixa tenacidade à fratura, que, para as ligas de Al-Li parecem ser únicos.

Alguns fatores que afetam significativamente as propriedades mecânicas são a natureza e fração volumétrica de precipitados endurecedores, quantidades de co-precipitados (que alteram o comportamento de deformação de escorregamento co-planar), dimensão da zona livre de precipitados e conteúdo, dimensão e distribuição de precipitados grosseiros e angulares [30].

A primeira liga de Al-Li desenvolvida foi a liga 1420, em que Mg, Li e Zr eram os elementos de liga principais. A adição de 5% em massa de Mg aprimorou a soldabilidade e endurecimento por solução sólida, e a adição de 2% de Li contribuiu para redução de densidade, aumento de módulo elástico e endurecimento por precipitação. O Zr foi adicionado para controle de recristalização e crescimento de grão.

Entretanto, esta liga apresentou baixa tenacidade à fratura, e por esta razão não foi considerada adequada à utilização na indústria aeronáutica moderna. A ausência de Cu nesta liga implicou na ausência dos precipitados S`

(Al₂CuMg) e T₁ (Al₂CuLi), que agem como endurecedores. Na última década, as composições das ligas Al-Li tiveram ligeiras mudanças; as adições de Li foram reduzidas a menos de 2% em peso, e adicionou-se o Cu na fabricação das ligas. Neste sentido, a resistência deriva principalmente da fase T₁, em vez da fase δ'. Desta forma, o Li atua primariamente aumentando o módulo específico de elasticidade, além de reduzir a densidade.

Distribuições refinadas de tamanho de grão são preferíveis em ligas Al-Li, como são, em geral, em materiais estruturais, por apresentarem melhora em utilidade à tração e tenacidade à fratura. Alguns métodos convencionais de refinamento de grãos são aplicáveis, como adição de TiBAl, embora a adição de Sc seja, também, um método válido por meio da formação de partículas de composição Al₃Sc; estas partículas são cristalograficamente similares à estrutura da fase α-Al. O Zr pode apresentar o mesmo efeito de refinamento de grão; o mecanismo pelo qual este efeito é produzido é descrito na literatura [28].

O envelhecimento artificial das ligas Al-Li tipicamente ocorre em temperaturas variando entre 150 e 190° C, em que a principal fase sendo precipitada é a já mencionada δ', distribuída densa e uniformemente, e caracterizada por uma estrutura cristalina de super-rede e uma relação de orientação “*cube-on-cube*”, ou seja, há paralelismo entre planos e direções que têm os mesmos índices catalográficos, com a fase α-Al. Certa quantidade de Al₂CuMg (fases S or S') podem estar presentes, na forma de precipitados semicoerentes, de estrutura ortorrômbica. Em ligas como a AA8090, placas esparsamente distribuídas da fase T₁ (Al₂CuLi) podem ser formadas; em ligas livres de Mg, as fases S e S' não são precipitadas e a fase T₁ é a segunda fase presente em maior quantidade. Quando envelhecidas até o ponto de dureza máxima, ou próximo a isso, ligas Al-Li podem apresentar precipitados das fases de equilíbrio T₂ (Al₆CuLi₃) ou δ, que nucleiam preferencialmente em contornos de grão, como mostra a Figura 4.1 [28,29].

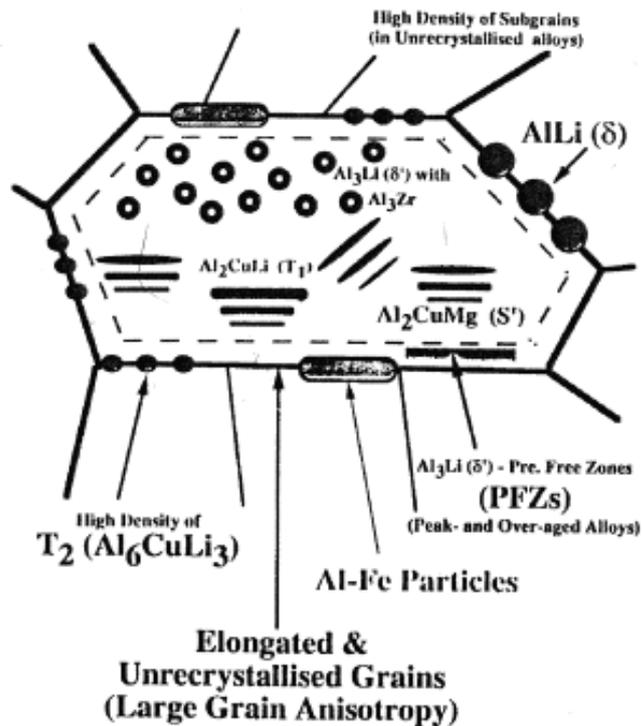


Figura 4.1 Fases e precipitados formados na liga de Al-Li AA8090.

A liga utilizada neste trabalho, AA2198, teve seu desenvolvimento relativamente recente com larga aplicação na indústria aeronáutica, devido às suas ótimas propriedades mecânicas (mesmo em temperaturas criogênicas), e à sua baixa densidade quando comparada a outras ligas de alumínio.

Ela derivou-se da liga AA2098, desenvolvida pela McCook Metals para utilização de alto carregamento em algumas partes da fuselagem da aeronave de combate F-16 [31]. A liga 2198 foi desenvolvida pela Alcan (*Rio Tinto Alcan Inc.*, antiga *Alcan Incorporated*), tendo um teor de cobre ligeiramente menor, comparado ao da liga 2098, e algumas adaptações de composição química para otimização da resistência.

O aumento de sua resistência é obtido por meio da formação de fases previamente mencionadas, tais como δ' , T1 e S. Nas soldas obtidas neste trabalho, as ligas estavam na condição de têmpera T851, caracterizada pela solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial posterior.

Segundo Davis JR [32], ligas de alumínio da série 2XXX, em condições de têmpera de envelhecimento natural (T3 e T4) têm baixa resistência à

corrosão sob tensão (CST, ou *stress corrosion cracking* – SCC), na orientação *short transverse* (ao longo da espessura), especialmente em chapas grossas. No momento da têmpera, forma-se gradiente de temperatura diretamente proporcional à espessura da chapa, que produz diferentes condições de precipitação de segundas fases. Aquecimento posterior à temperatura de envelhecimento artificial durante pequenos períodos de tempo promove a precipitação seletiva em contornos de grãos e subgrãos, diminuindo ainda mais a resistência à CST.

Ainda de acordo com o autor, o envelhecimento artificial prolongado, como nas condições T6 e T8, causa precipitação homogênea no interior dos grãos, aumentando tanto propriedades mecânicas em altas temperaturas, quanto resistência à CST. Tais características são a razão pela qual esta condição de têmpera é utilizada em aeronáutica. A composição química da liga utilizada é mostrada na Tabela 4.2.

Tabela 4.2 Composição química da liga utilizada no trabalho.

Elemento	Li	Cu	Mg	Zr	Si	Fe	Mn	Ag	Zn	Al
Porcentagem em peso	1.0	3.2	0.31	0.076	0.03	0.046	0.005	0.27	0.014	balanço

4.2. Configurações de junta / Condições de soldagem

Todas as soldas deste trabalho foram obtidas através da utilização de um sistema robótico de soldagem Neos Tricept, em conjunto com um controlador Siemens Sinumeric 840D. O pino da ferramenta de soldagem utilizada é de aço, com 5 milímetros de diâmetro e geometria *three flats*. O material da camisa de soldagem é titânio, de geometria *scroll* cujo diâmetro é de 15 milímetros. Todas as chapas utilizadas foram fixadas por meio de sistema de vácuo e prensão mecânica, como mostra a Figura 4.2.

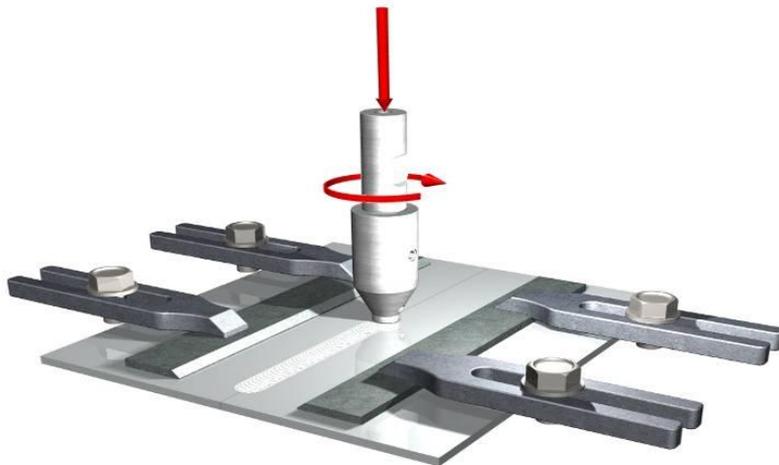


Figura 4.2 Layout da configuração de prensão mecânica.

A configuração de junta soldada utilizada, em todos os casos, é denominada *tailor blanks*, ou seja, pares de chapas cujas espessuras são diferentes soldadas em topo. As juntas foram divididas em dois diferentes grupos, dentro dos quais se variaram os parâmetros de soldagem utilizados, totalizando sete amostras de juntas soldadas. Em todos os casos, a chapa de maior espessura correspondeu ao lado de retrocesso, enquanto a chapa de menor espessura encontrava-se no lado de avanço. De acordo com Buffa *et al* [5], esta configuração proporciona um fluxo de material mais homogêneo, evitando excesso de deposição de material na chapa mais fina, levando a melhores condições de fluxo do material plasticizado. As Tabelas 4.3 e 4.4 contêm detalhes das condições de soldagem das amostras.

Tabela 4.3 Parâmetros de soldagem mantidos constantes para todas as amostras.

Parâmetro	Velocidade transversal de soldagem	Velocidade de rotação da ferramenta	Força axial de soldagem
Valor	250 mm/min	600 rpm	10 kN

Tabela 4.4 Parâmetros variáveis das soldas obtidas.

Amostra	Espessuras LA / LR [mm]	Ângulo de soldagem [°]	Ângulo de ataque [°]	Comprimento do pino [mm]	Offset do pino [mm]
Amostra 01	3.2 / 4.5	-2.0	+0.5	3.1	0.0
Amostra 02	3.2 / 4.5	-3.5	+0.5	3.1	+1.0 para LR
Amostra 03	3.2 / 4.5	-3.0	+1.0	3.1	+1.5 para LR
Amostra 04	3.2 / 4.5	-3.0	+2.0	3.1	+1.5 para LR
Amostra 05	2.5 / 4.5	-2.5	+1.5	2.5	+1.5 para LR
Amostra 06	2.5 / 4.5	-3.0	+2.0	2.5	+1.5 para LR
Amostra 07	2.5 / 4.5	-3.0	+2.5	2.5	+1.5 para LR

LA: lado de avanço; LR: lado de retrocesso.

A definição dos valores das propriedades mantidas constantes utilizados foi baseada em estudo prévio envolvendo soldas de topo da mesma liga utilizada neste caso [33]. Os ângulos de soldagem são explicados na Figura 4.3; os sinais algébricos dos ângulos obedecem à regra da mão direita.

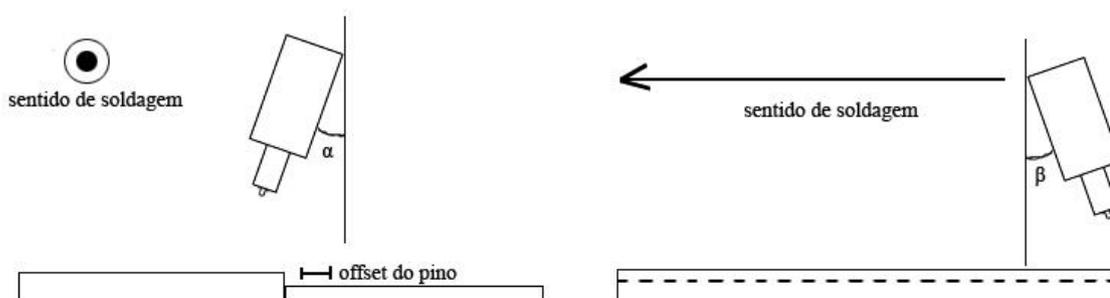


Figura 4.3 Ângulos de soldagem (esquerda) e de ataque (direita).

4.3. Caracterização das juntas soldadas

A caracterização das amostras obtidas foi realizada via análises metalográficas e avaliação de propriedades mecânicas, além da comparação com dados da literatura relacionados ao tema. Especificidades de cada método utilizado são informadas nas seções seguintes.

4.3.1. Caracterização Metalográfica

A etapa inicial da caracterização metalográfica foi focada na avaliação macroestrutural das amostras, com o intuito de verificar a possível presença de vazios ou quaisquer outros tipos de defeitos.

O corte das amostras metalográficas foi realizado utilizando-se disco abrasivo rotativo e refrigeração a água. Seções perpendiculares à linha de soldagem foram retiradas e posteriormente embutidas em resina de cura a frio. O lixamento gradual posterior envolveu lixas de SiC de *meshs* #320, #600, #800, #1000 e #1200. A etapa do polimento foi feita utilizando-se soluções de diamante de granulometrias 3 µm e 0,5 µm (OPS). Ambas as operações foram feitas em equipamento de preparação metalográfica semiautomático Phoenix 4000 da BUEHLER.

As amostras polidas tiveram, então, suas microestruturas reveladas por meio de ataque químico com reagente Keller's (2,5% HNO₃, 1,5% HCl, 1% HF e 95% H₂O, em volume), durante 30 segundos. Após esta etapa, obtiveram-se imagens da macro e microestrutura das juntas soldadas, via microscopia ótica, em um microscópio Leitz Laborlux 12ME S – Leica, com sistema de aquisição de imagens composto por câmera Carl Zeiss Axiocam ERC 5S e *software* Axiovision Release 4.8. As macrografias foram feitas utilizando-se o *software* Adobe Photoshop.

4.3.2. Avaliação da microdureza

Um modo simples e direto de avaliar a qualidade de juntas soldadas é a determinação da variação da microdureza, decorrente de mudanças microestruturais resultantes dos ciclos térmicos inerentes aos processos de soldagem, inclusive o processo FSW. Mesmo que não se obtenha informações relevantes sobre tenacidade, a avaliação da microdureza é um modo rápido e prático de se obter uma visão geral da qualidade da junta.

As medidas de microdureza foram realizadas após revelação da microestrutura e obtenção de imagens. Utilizou-se a escala Vickers com carga de 200 gf e 10 segundos de indentação. Todos os perfis de microdureza foram

determinados na linha de meia-espessura das juntas, com 0,5 milímetros de distância entre as indentações.

Com os valores obtidos, gráficos foram traçados relacionando os valores de microdureza e a distância ao centro da lente de soldagem, para todas as amostras. O equipamento utilizado foi um microdurômetro modelo ZHV, da marca Zwick/Roell, totalizando 56 valores medidos por amostra.

4.3.3. Ensaios de Tração

Com o intuito de obter dados sobre o comportamento mecânico das juntas soldadas em comparação com o metal base, usinaram-se cinco corpos de prova (CPs), via eletroerosão, de cada amostra obtida; os CPs foram submetidos a ensaios de tração uniaxial.

O alongamento das amostras foi mensurado por meio de um extensômetro a laser, durante a aplicação da carga. Gráficos de tensão *versus* deformação foram obtidos dos dados adquiridos e os valores médios de limite de escoamento (σ_{ys}), limite de resistência à tração (σ_{us}), alongamento total na fratura e módulo de elasticidade (E) foram calculados. Todos os CPs foram usinados de acordo com a norma DIN 50125; em todos os casos, a região da linha de soldagem foi orientada transversalmente à aplicação da carga, no centro do corpo de prova.

Todos os ensaios foram realizados em equipamento Rokell/Zwiker, utilizando velocidade de deslocamento do travessão de 0,5 milímetros por minuto e célula de carga com capacidade de 100 kN. Os gráficos obtidos e imagens das amostras após realização dos testes são disponibilizados na seção seguinte deste documento.

5. Resultados e Discussão

5.1. Macrografias – Grupo 1 (chapas de 4,2 e 3,5 milímetros de espessura)

5.1.1. Amostra 01

A Figura 5.1 mostra uma macrografia obtida da Amostra 1, via junção de seis diferentes imagens obtidas por microscopia óptica. Duas dessas imagens são mostradas em tamanho real, mostrando a ZTMA e a ZTA da junta em questão.

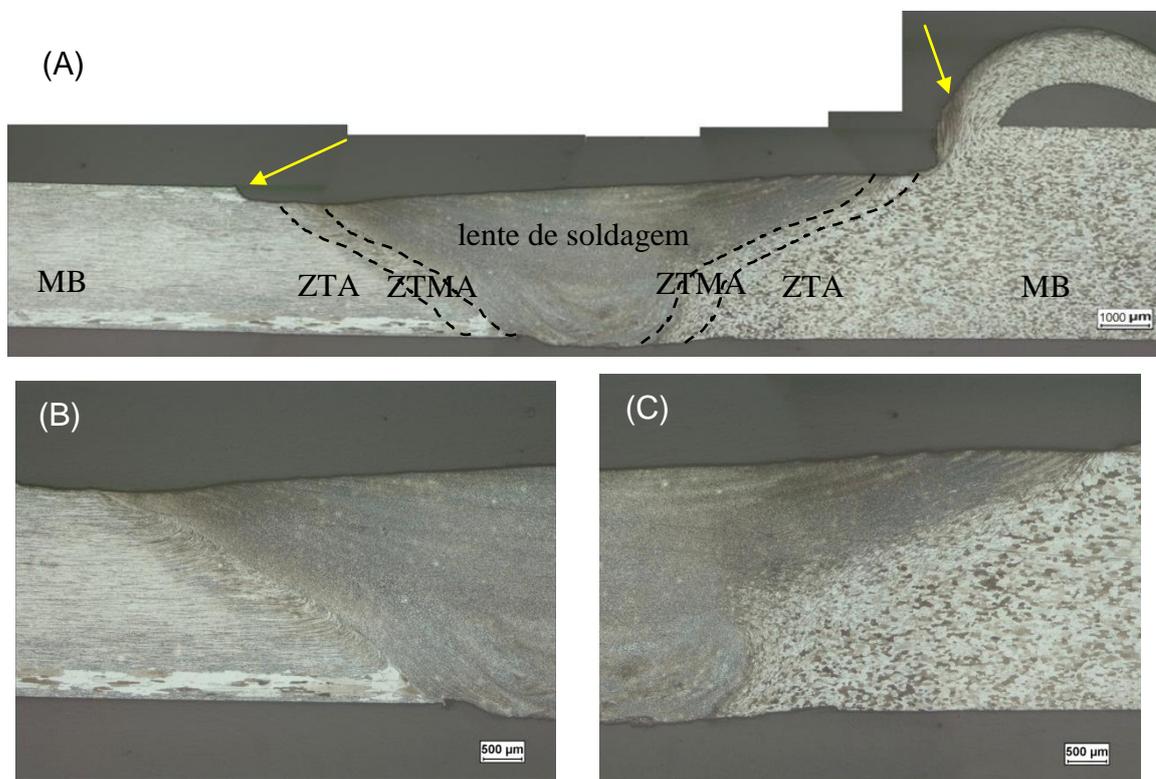


Figura 5.1 Amostra 01. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

Não se verifica presença de vazios na junta soldada; porém, observaram-se descontinuidades na superfície superior das chapas, indicadas pelas setas amarelas na Figura 5.1(A).

A descontinuidade da chapa de menor espessura corresponde à extremidade da ferramenta de solda, que não tangenciou a superfície, e sim se aprofundou penetrando levemente na chapa. Já o defeito notado na chapa de maior espessura, denominado *flash*, é geralmente associado a soldas realizadas com altos valores de energia, quando realizados em configuração de topo [34]; em configurações como a utilizada neste estudo, tais defeitos são mais ocorrentes devido à geometria assimétrica da região sendo soldada.

Descontinuidades podem agir como concentradores de tensão, eventualmente reduzindo de maneira drástica a resistência à fadiga da junta e não são desejáveis. Entretanto, sua remoção é simples, através de lixamento cuidadoso ou usinagem.

Para esta amostra, o *offset* do pino foi nulo, ou seja, a ponta da ferramenta foi posicionada exatamente na linha de junção das soldas. Os ângulos de soldagem e ataque utilizados são os de menor valor aritmético, significando que um posicionamento menos angulado da ferramenta propiciou um fluxo de material satisfatório para obtenção de uma junta macrográfica sem defeitos.

5.1.2. Amostra 02

A macrografia obtida da Amostra 02 é mostrada na Figura 5.2, assim como detalhamento dos lados de avanço e retrocesso.

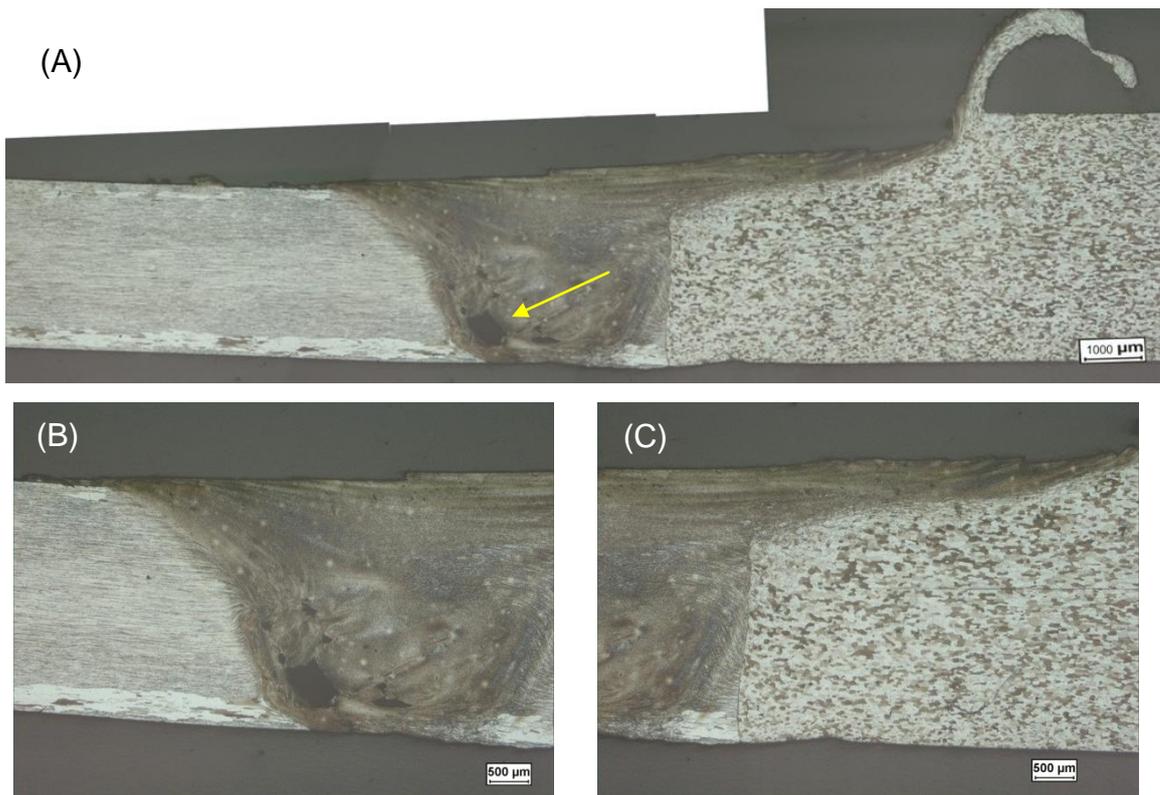


Figura 5.2 Amostra 02. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

A seta amarela da Figura 5.2(A) mostra um vazio de preenchimento grosseiro na lente de soldagem, próximo ao lado de avanço, assim como vazios menores. Nota-se, na Figura 5.2(C), a ausência de ZTMA.

Segundo Threadgill et al [14], a técnica de FSW pode ser entendida como um processo onde forma-se uma cavidade atrás da ferramenta de soldagem, que deve ser preenchida por material plastificado arrastado da parte da frente do pino até essa cavidade (devido ao movimento de rotação do pino).

Se essa cavidade formada não for preenchida, devido a fluxo insuficiente de material, pode haver formação de defeitos em túnel, como aquele visto na Figura 5.2(A). Esse tipo de defeito pode resultar de parâmetros inadequados de processo, tais como alta velocidade de soldagem ou baixa pressão (força aplicada), e pode comprometer seriamente a qualidade da solda.

Em aplicações utilizando chapas de diferentes espessuras, foi relatado na literatura [5] que juntas soldadas de boa qualidade são obtidas quando os perfis térmicos impostos nas chapas são tão similares quanto possíveis,

possibilitando condições semelhantes de recristalização na lente de soldagem e envelhecimento na ZTA. Parâmetros de soldagem inadequados tendem a gerar fluxo de calor heterogêneo, pois a ação mecânica da ferramenta é concentrada em uma das chapas. Com isso, o material quente encontra um material mais frio no momento da soldagem, promovendo uma união não eficaz na lente de soldagem.

O conjunto de parâmetros exclusivos da Amostra 02 não foi capaz de promover fluxo ideal de material, fato notado pela observação da geometria da lente de soldagem. No caso desta amostra, o pino da ferramenta de soldagem foi posicionado a 1 milímetro da linha de junção das chapas, deslocado para o lado de retrocesso, e o ângulo de soldagem foi maior que para a Amostra 01; estas condições não foram suficientes para garantir a junção efetiva das chapas, como nas amostras seguintes, e o lado de retrocesso permaneceu praticamente inalterado em sua estrutura, com a ação mecânica da ferramenta de soldagem concentrada na chapa menos espessa.

Nota-se que houve arraste de material da lente de soldagem para cima da chapa do lado de retrocesso; em outras palavras, a ferramenta agiu retirando material da lente de soldagem (que consistiu majoritariamente do lado de avanço, e não uma combinação de ambas as chapas) e depositando este material em outra região, gerando o defeito de preenchimento observado.

5.1.3. Amostra 03

As imagens obtidas da Amostra 03, compostas em forma de macrografia, são mostradas na Figura 5.3, que contém também imagens adicionais da ZTA e ZTMA de ambos os lados da junta.

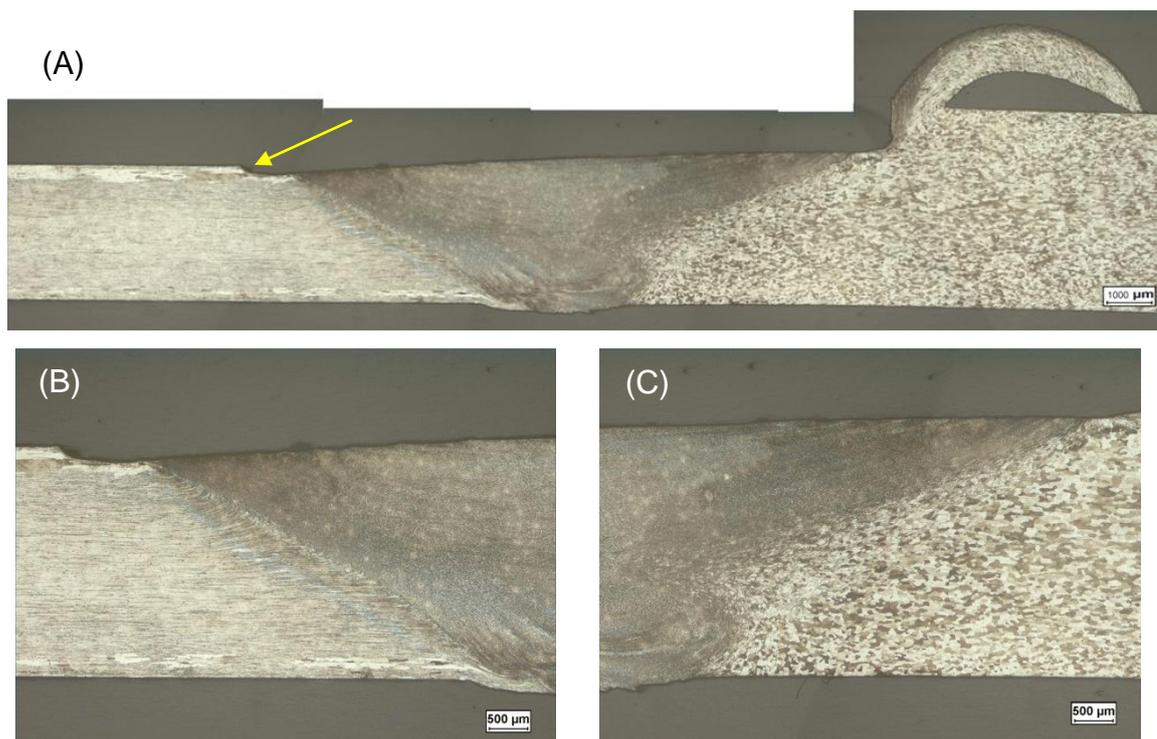


Figura 5.3 Amostra 03. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

Assim como na Amostra 01, não se observou presença de vazios de preenchimento, mas houve evidência de descontinuidade na superfície superior da chapa, como visto na Figura 5.3(A). Nota-se, na geometria da lente de soldagem, a união efetiva das chapas. As ZTMAs evidenciam a junção metalúrgica do material das chapas, devido ao fluxo de material satisfatório proporcionado pelo conjunto de parâmetros da Amostra 03. Em relação à Amostra 02, houve pequeno ajuste nos ângulos de soldagem (acrécimo de $0,5^\circ$), e maior *offset* do pino no sentido do lado de retrocesso; com isso, proporcionou-se ação efetiva da ferramenta em ambas as chapas, com retirada de material do lado de avanço e deposição no lado de retrocesso, ao contrário da Amostra 02.

5.1.4. Amostra 04

A Figura 5.4 mostra imagens obtidas da Amostra 04, mostrando as mesmas regiões indicadas nas figuras anteriores, para outras amostras.

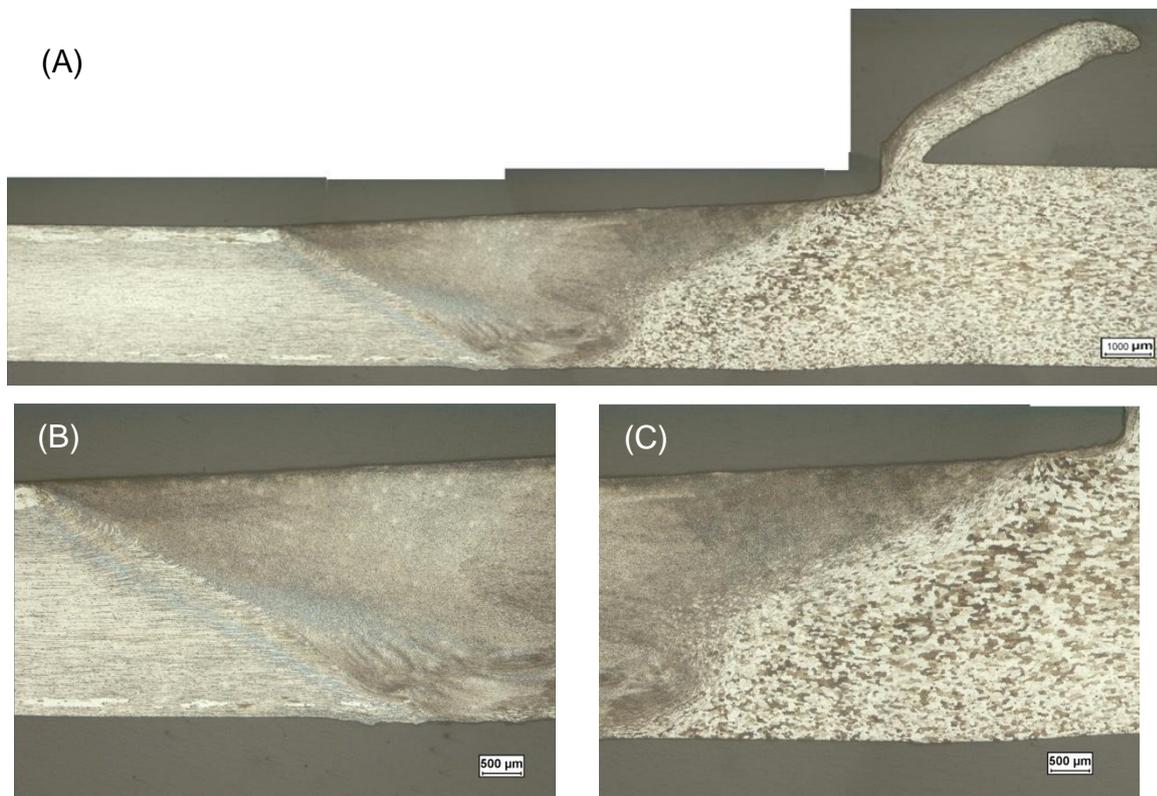


Figura 5.4 Amostra 04. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

Ao contrário das anteriores, a Amostra 04 não apresentou quaisquer defeitos na análise macrográfica (vazios ou descontinuidades na superfície), em função do acréscimo no ângulo de ataque, em relação à Amostra 03. A região da lente de soldagem mostra uma junção satisfatória das chapas envolvidas, sugerindo que, para esta configuração de chapas, um *offset* do pino de 1,5 milímetros na direção do lado de retrocesso é ideal para garantir fluxo de material satisfatório e obtenção de mistura efetiva dos materiais soldados.

5.2. Macrografias – Grupo 2 (chapas de 4,2 e 2,5 milímetros de espessura)

Em função da menor espessura do lado de avanço das amostras deste grupo, utilizou-se um pino de soldagem de menor comprimento, para evitar contato de sua extremidade com a mesa de soldagem. Entre as amostras, variaram-se ligeiramente os ângulos de soldagem, com manutenção do *offset* do pino em 1,5 milímetros de deslocamento no sentido do lado de retrocesso.

5.2.1. Amostra 05

A Figura 5.5 mostra imagens obtidas da Amostra 05, contendo a macrografia obtida e as zonas afetadas pelo processo.

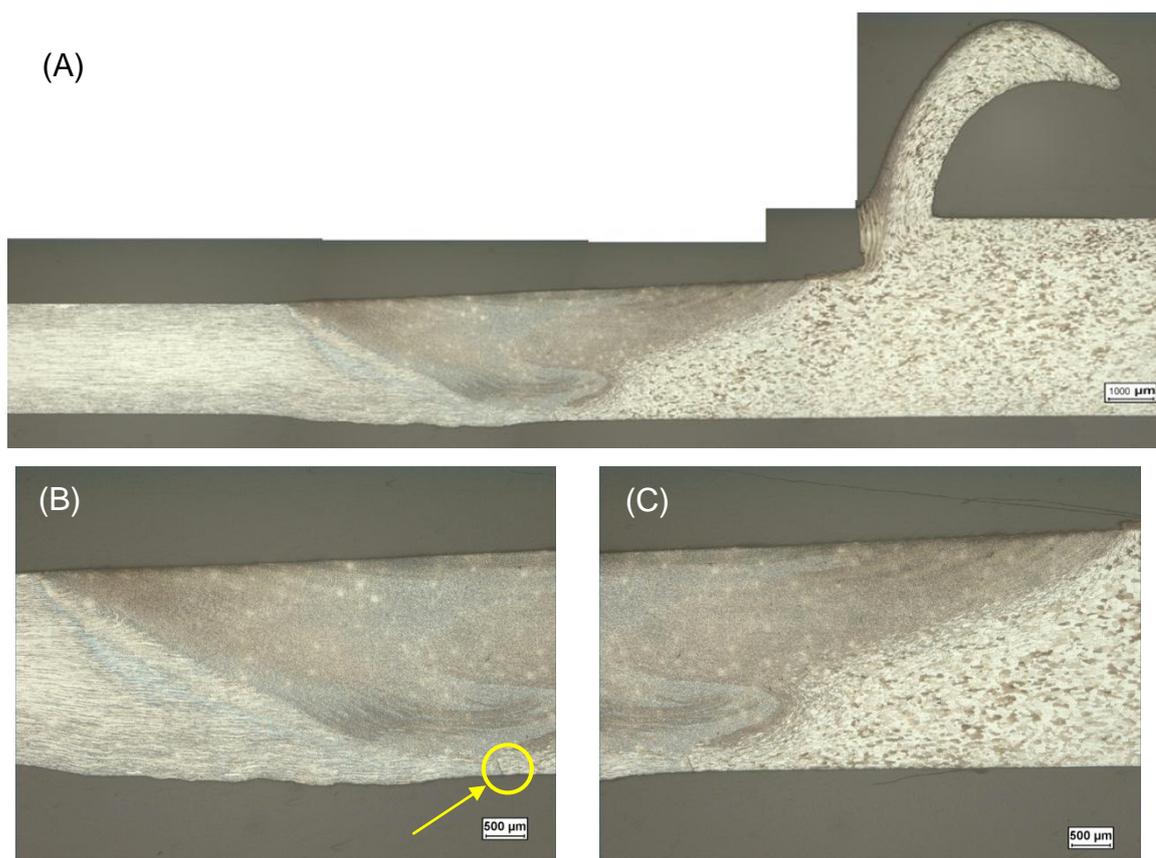


Figura 5.5 Amostra 05. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

A seta amarela na Figura 5.5(B) indica uma região de contato, entre as chapas, em que não houve junção, e ambas as microestruturas originais podem ser vistas de maneira independente, ao contrário da lente de soldagem. Por não ter havido soldagem no estado sólido em toda a espessura da junta, a seção resistente a esforços é menor, e por decorrência as propriedades mecânicas serão afetadas. Menores valores de carga serão suficientes para atingir escoamento e ruptura, comprometendo a funcionalidade da junta soldada.

O menor comprimento do pino para este grupo, em associação com a angulação da ferramenta, foram os responsáveis pela ocorrência de região não soldada, verificada também nas amostras seguintes.

5.2.2. Amostra 06

Imagens obtidas da Amostra 06 são mostradas na Figura 5.6.

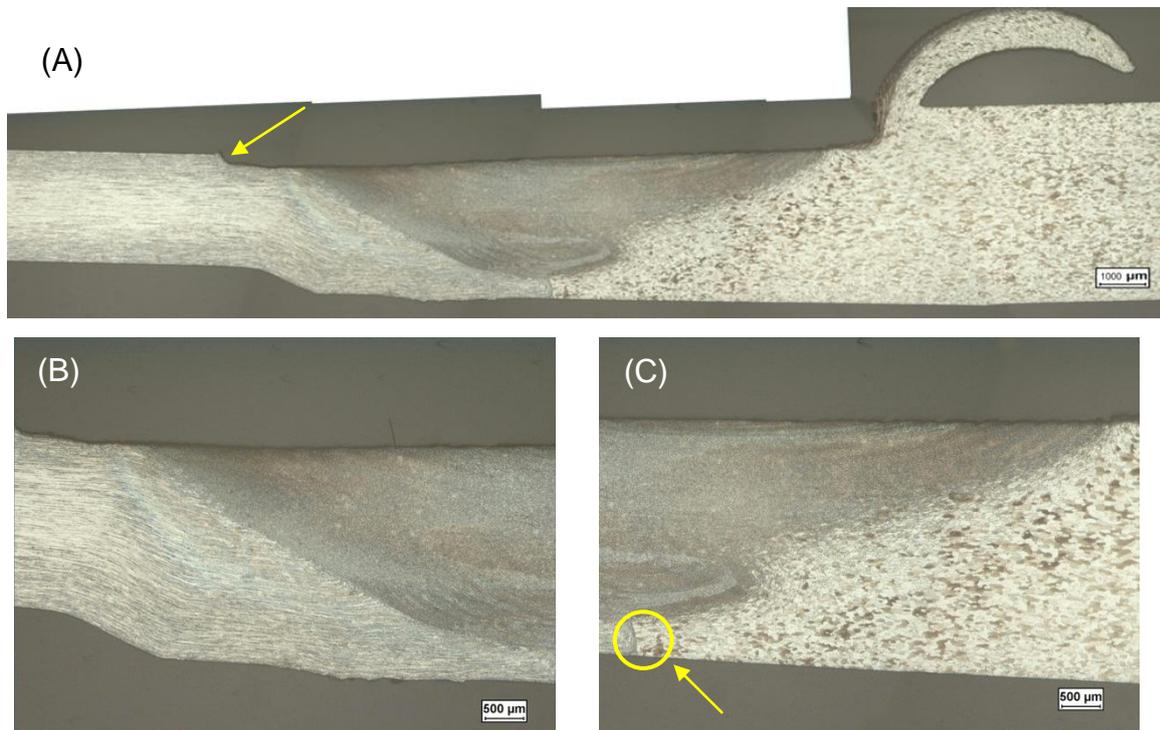


Figura 5.6 Amostra 06. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

Duas das características observadas previamente foram observadas na seção transversal da Amostra 06; a combinação das presenças de descontinuidade na superfície superior e região de junção incompleta na superfície inferior certamente influenciarão nas propriedades mecânicas, tanto em solicitações monotônicas quanto cíclicas.

5.2.3. Amostra 07

A macrografia elaborada para a Amostra 07 é mostrada na Figura 5.7, assim como as regiões do lado de avanço e lado de retrocesso em detalhe.

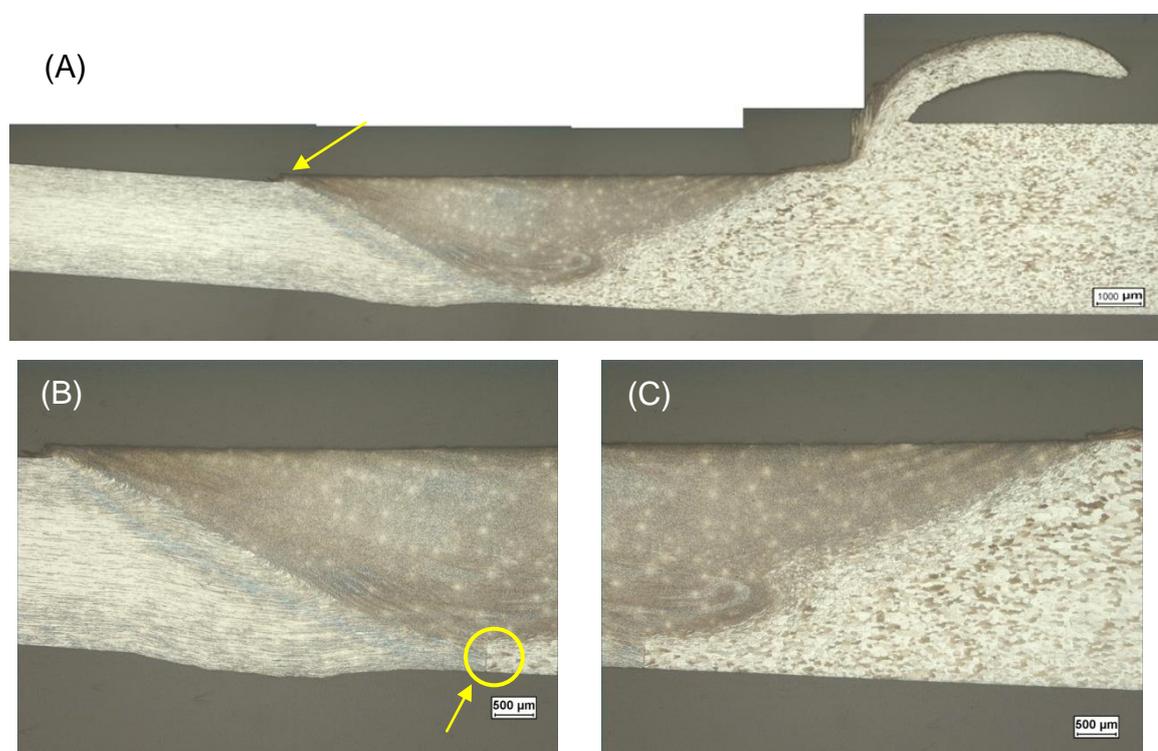
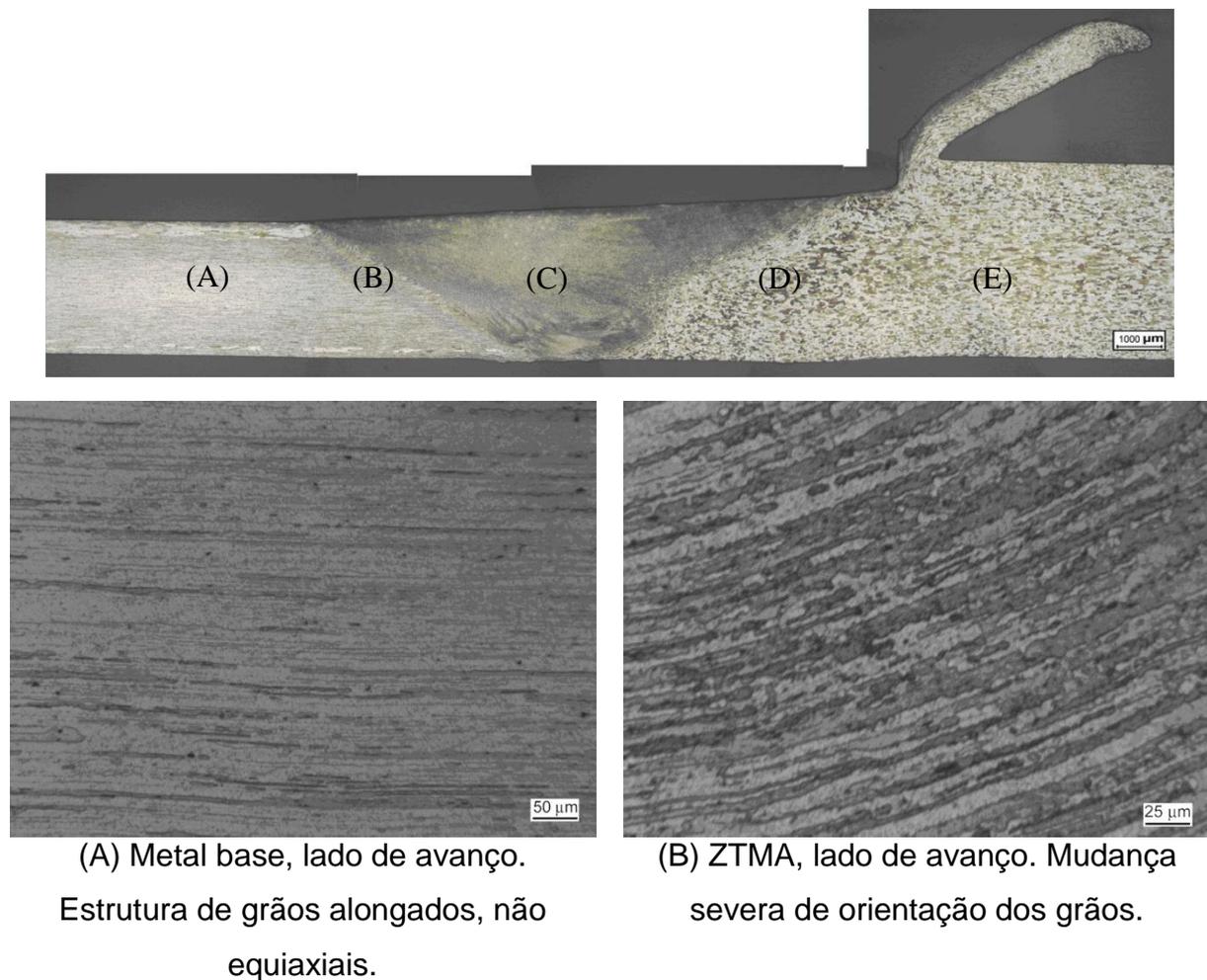


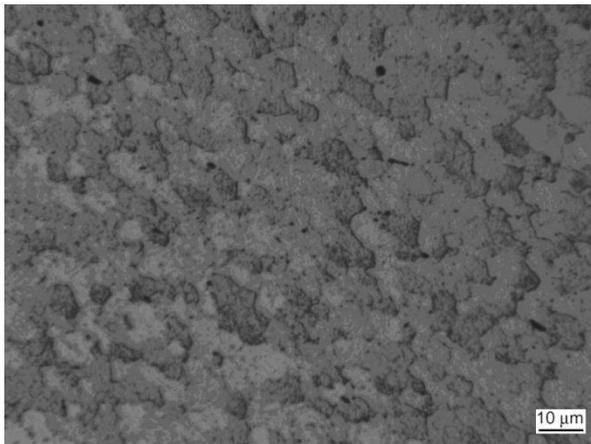
Figura 5.7 Amostra 07. (A): Macrografia; (B): Lado de Avanço; (C): Lado de Retrocesso.

Os resultados observados na Amostra 07 são semelhantes aos da Amostra 06, possivelmente levando a um comportamento mecânico diminuído tanto em resistência à tração quanto fadiga.

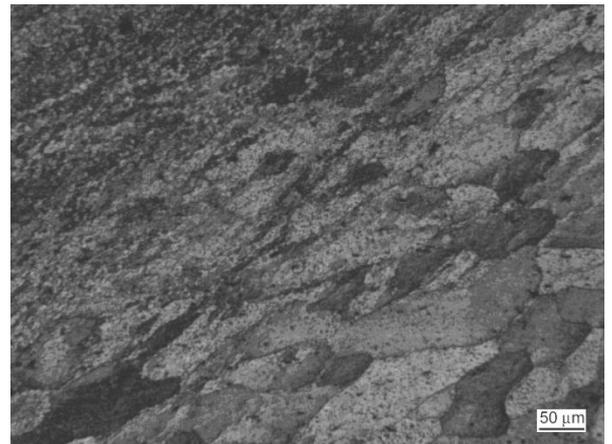
5.3. Microestrutura

De forma geral, as amostras apresentaram microestruturas semelhantes, dado que os parâmetros que mais afetam a microestrutura foram mantidos constantes em todas as soldas; por esta razão, não houve diferença significativa de tamanho de grão de amostra para amostra, nem de microestrutura nas regiões características da junta soldada. A Figura 5.8 é, portanto, representativa e apresenta a microestrutura resultante na seção transversal das soldas.

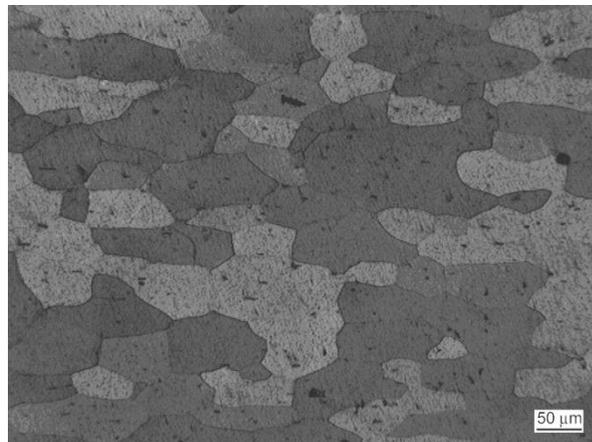




(C) Nugget. Estrutura refinada equiaxial.



(D) ZTMA e ZTA, lado de retrocesso.



(E) Metal base, lado de retrocesso. Estrutura de grãos equiaxiais.

Figura 5.8 Micrografias das regiões observadas nas juntas soldadas, representativas para todas as amostras.

A variação microestrutural decorrente do processo de FSW em ligas de alumínio tem sido amplamente descrita na literatura [1,4,7,8,11,14]. De forma geral, a região da lente de soldagem, mostrada na Figura 5.8C, tem microestrutura de grãos equiaxiais, de dimensões refinadas (da ordem de alguns micrômetros), formados por recristalização devido ao efeito conjunto, nessa região em particular, de altas deformações e temperaturas [14].

A deformação imposta pelo processo induz formação de grande quantidade de discordâncias, enquanto, ao mesmo tempo, ocorre crescimento de grão devido à elevada temperatura. Estas condições propiciam ocorrência de recuperação dinâmica, em que discordâncias em cunha de orientações

opostas, ao interagirem devido à alta mobilidade proporcionada pela temperatura elevada, se aniquilam.

Entretanto, a contínua deformação introduz ainda mais discordâncias, que distorcem a rede cristalina. Por razões termodinâmicas (redução de energia), ocorre alinhamento de discordâncias em certas direções, causando formação de subgrãos, de contornos de baixo ângulo (fenômeno denominado poligonização). Deformações subsequentes levam à introdução de mais deformação e discordâncias na estrutura de subgrãos, que, ao alojarem-se nos contornos, causam aumento e rotação dos subgrãos, levando à formação de estrutura de grãos equiaxiais recristalizados, de contornos de alto ângulo, isentos de deformação. Enquanto mantidas as condições necessárias, esta estrutura livre de deformação substituirá a microestrutura deformada original; quando completo o processo, aquecimento subsequente causa aumento do tamanho de grão, devido à redução de energia livre associada à diminuição de área superficial pela redução de quantidade de contornos de grão.

Jata e Semiatin [7], em estudo envolvendo outra liga de Alumínio-Lítio (Al - 1,8 Li - 2,7 Cu - 0,33 Mg - 0,33 Mn - 0,04 Zr - 0,7 Zn), feito no ano de 2000, sugerem que o processo que ocorre na lente de soldagem é a recristalização dinâmica contínua (CDRX), pois não observaram, em análises por microscopia eletrônica de transmissão, evidência de formação de núcleos recristalizados seguida de migração de contornos de grão, como requer a recristalização dinâmica descontínua. Medidas de desorientação dos grãos feitas pelos mesmos autores revelaram aumento na desorientação na lente de soldagem quando comparado com o metal base, indicando tratar-se de subgrãos de alta desorientação.

A natureza precisa deste fenômeno, entretanto, é alvo de pesquisa e discussão. Threadgill *et al* [14], em estudo mais recente (2009), de revisão de literatura relacionada, afirmam que o mecanismo preciso de alteração microestrutural continua indefinido.

Os autores citam um trabalho em que o processo de FSW foi interrompido e, em seguida, a junta foi temperada, permitindo analisar a condição microestrutural no exato momento da soldagem. Os grãos

observados tinham dimensões de 25-100 nanômetros, consideravelmente mais refinados que os grãos comumente observados na lente de soldagem, de 2-5 micrômetros. Isto sugere que os grãos da lente de soldagem não sejam, portanto, subgrãos de alta desorientação, e sim grãos recristalizados formados por processo de nucleação e crescimento.

Além de mudanças na estrutura de grãos, em ligas de alumínio é importante o efeito dos ciclos térmicos na dinâmica de dissolução/formação de segundas fases, além de alteração de sua morfologia. Em especial, para a liga 2198, Cavaliere *et al* [10] detectaram a presença de precipitados dos tipos θ' (Al_2Cu) e δ' (Al_3Li) na região da lente de soldagem, em formato esférico e de dimensões mais refinadas que aqueles presentes nas outras regiões. Grande parte dos precipitados do tipo T1 (Al_2CuLi), principais endurecedores do material base (no formato de placas finas) são dissolvidos em temperaturas próximas de 300°C , atingidas durante o processo, e não foram encontrados nessa região.

Adjacente à lente de soldagem encontra-se a ZTMA, mostrada nas Figuras 5.8B e 5.8D, caracterizada pela alta variação (de até 90°) na orientação dos grãos do material base decorrente da influência mecânica. Essa influência, associada à térmica, pode desencadear processos de recuperação e recristalização; nessa região, Cavaliere *et al* [10] detectaram, para a liga 2198, precipitados dos tipos θ' (Al_2Cu), δ' (Al_3Li) e T1 (Al_2CuLi), em formato alongado e presentes no interior dos grãos.

A região adjacente à ZTMA também é afetada pelo aporte térmico decorrente do processo de soldagem, mas não tem influência de natureza mecânica. Essa região, mostrada na Figura 5.8D, é denominada zona termicamente afetada (ZTA), e pode apresentar, em ligas de alumínio, crescimento de grão e dissolução/alteração de morfologia de precipitados [10,12,35,36]. Para a liga 2198, Cavaliere *et al* observaram, analisando nessa região por microscopia eletrônica de transmissão, a presença dos mesmos tipos de precipitados presentes na ZTMA, mas em formato arredondado e distribuídos no interior e nos contornos dos grãos [10].

O tamanho de grão médio da junta soldada, determinado de acordo com a norma ASTM E112-10 (Standard Test Methods for Determining Average Grain Size), variou entre ASTM 5,0 (diâmetro médio de 63,5 μm), no metal base, e ASTM 11,0 (diâmetro médio de 7,9 μm) na lente de soldagem. Reduções desta ordem, de tamanho de grão na região da lente de soldagem, são intrínsecas ao método devido aos fenômenos metalúrgicos de recuperação e recristalização que ocorrem na região.

5.4. Avaliação de microdureza

As seções seguintes mostram, de maneira comparativa, os perfis de microdureza determinados para os dois grupos de amostras. Os gráficos individuais obtidos estão presentes na seção Apêndice A deste documento.

5.4.1. Gráfico de comparação das amostras 01-04

Os perfis de microdureza das amostras 01 a 04 foram dispostas em conjunto, graficamente, para evidenciar os aspectos semelhantes das curvas obtidas; a imagem é mostrada na Figura 5.9.

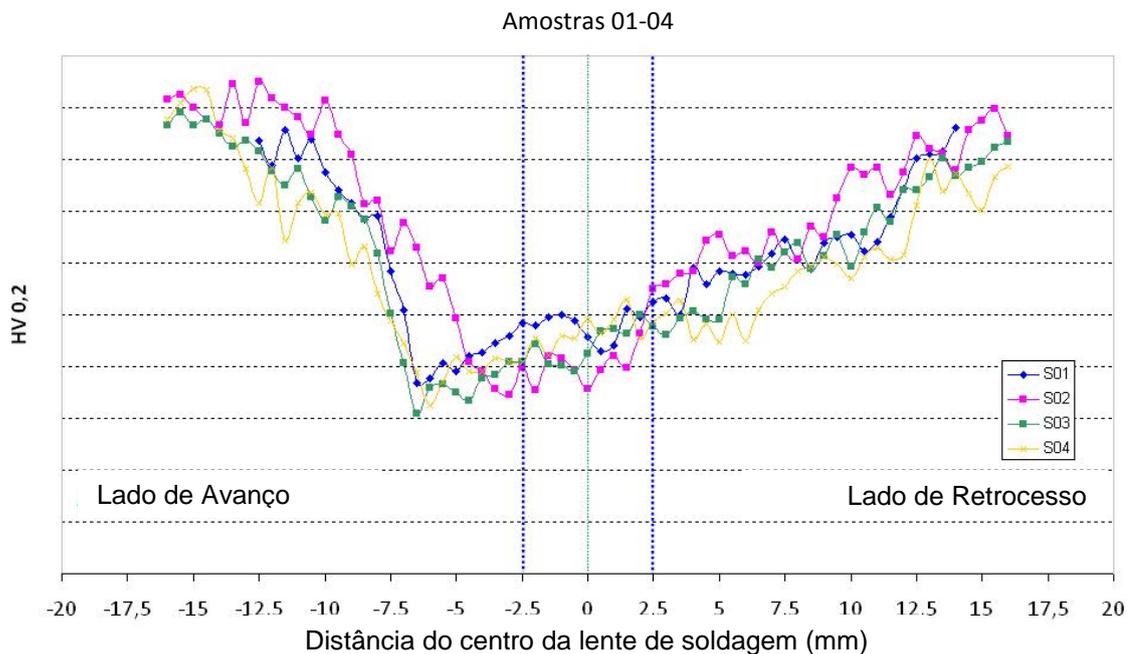


Figura 5.9 Perfis de microdureza, Amostras 01 a 04.

As quatro curvas plotadas mostram o típico decréscimo de dureza na lente de soldagem, ZTA e ZTMA. Os perfis de microdureza observados condizem com aqueles vistos na literatura [12]. Nota-se que, embora a Amostra 02 tenha apresentado valores mais altos de dureza na ZTA do lado de avanço, não há diferença significativa no formato do perfil, de amostra para amostra.

5.4.2. Gráfico de comparação das Amostras 05-07

O mesmo procedimento foi aplicado aos perfis das Amostras 05 a 07, compondo o gráfico mostrado na Figura 5.10.

para recristalização. Essa energia é capaz de causar dissolução de precipitados, cuja ausência foi evidenciada, pelos autores, mediante análise por microscopia eletrônica de transmissão.

Para as amostras deste estudo, os perfis de microdureza obtidos são semelhantes ao “perfil em w”, com a diferença de, no lado de retrocesso, a queda de microdureza ser menos pronunciada. Isto se deve, novamente, à característica assimétrica de juntas em configuração *tailor welded blanks*, gerando solicitações de caráter mais diferenciado nas regiões de avanço e retrocesso, quando comparadas a juntas de topo.

5.5. Ensaios de Tração

As sub-seções a seguir contém curvas tensão *versus* deformação de cinco corpos de prova de cada amostra, assim como tabelas de resultados obtidos dos ensaios (valores de tensão de escoamento, limite de resistência à tração e alongamento total na fratura), além de imagens dos CPs após realização dos ensaios.

5.5.1. Amostra 01

A Figura 5.11 mostra as curvas obtidas nos ensaios de tração da Amostra 01, e a Tabela 5.1 informa os valores de propriedades obtidos dos ensaios, assim como valores de média e desvio-padrão. A Figura 5.12 mostra os CPs ensaiados; nota-se que a fratura ocorre na região da lente de soldagem. Os aspectos relacionados à posição das fraturas das amostras serão discutidos adiante.

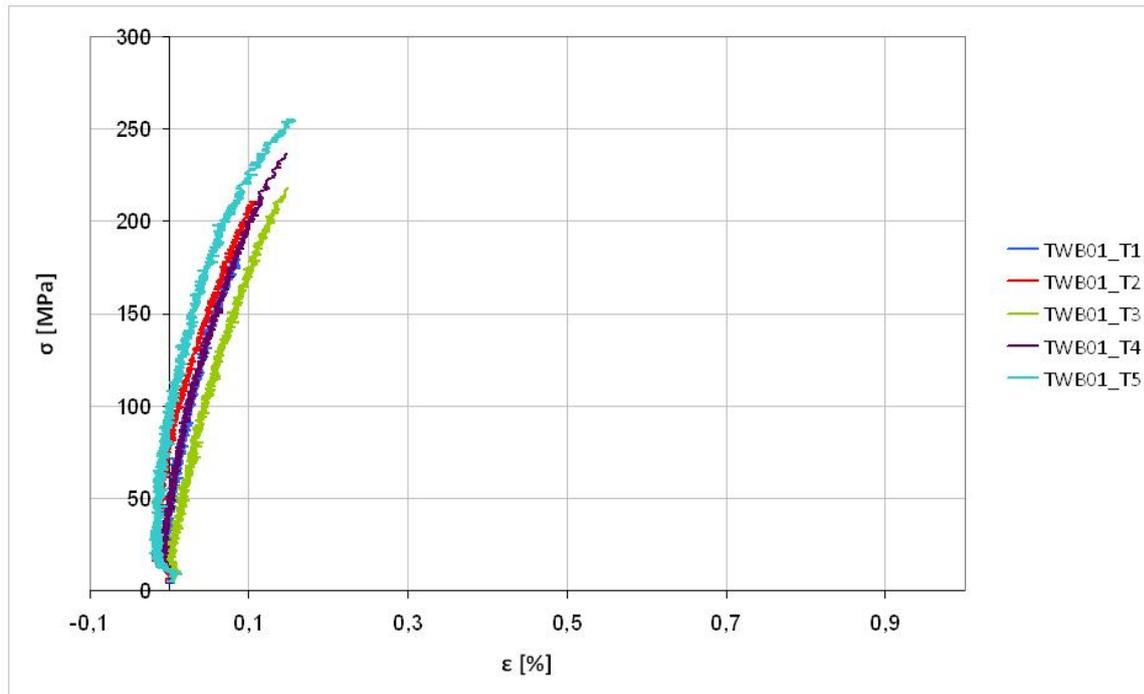


Figura 5.11 Curvas tensão-deformação obtidas dos CPs da Amostra 01.

Tabela 5.1 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 01.

CP	L_0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	29,7	*	179,5	*	*
2	30,2	*	210,4	*	*
3	30,0	*	218,0	*	*
4	30,1	*	236,3	0,02	130,0
5	30,3	*	255,0	0,05	144,3
Médias	30,1	-	219,9	0,03	137,1
(Desvios-padrão)	(0,2)	-	(28,4)	(0,02)	(10,1)

* valores não puderam ser determinados pelo *software* de controle de ensaio (testXpert - Zwick/Roell).



Figura 5.12 CPs da Amostra 01, após realização dos ensaios.

5.5.2. Amostra 02

As curvas obtidas para a Amostra 02 e as propriedades mecânicas apresentadas são mostradas na Figura 5.13 e na Tabela 5.2, respectivamente. A Figura 5.14 é uma imagem dos CPs fraturados, cujo local de fratura foi a lente de soldagem.

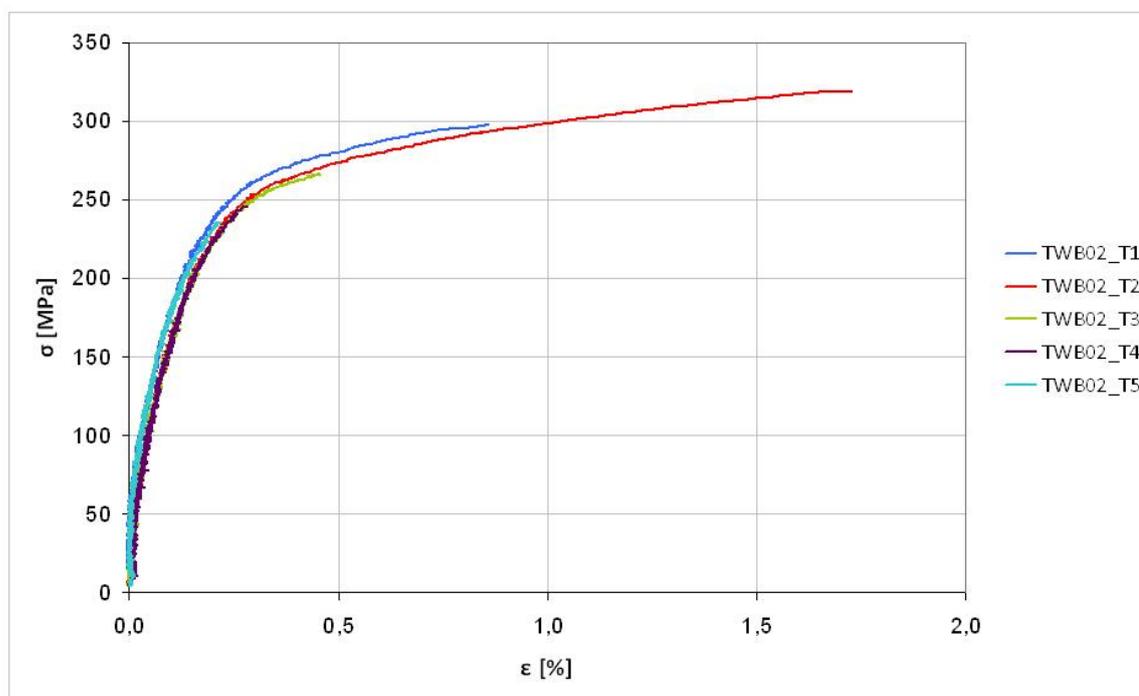


Figura 5.13 Curvas tensão-deformação obtidas dos CPs da Amostra 02.

Tabela 5.2 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 02.

CP	L ₀ [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	29,8	272,4	297,9	0,64	99,7
2	29,9	266,8	319,1	1,45	93,3
3	30,0	263,8	266,2	0,23	90,1
4	29,7	*	246,0	0,08	91,7
5	29,9	*	235,6	0,05	95,1
Médias (Desvios-padrão)	29,9 (0,1)	267,7 (4,4)	273,0 (35,0)	0,49 (0,58)	94,0 (3,7)

* valores não puderam ser determinados pelo *software* de controle de ensaio (testXpert - Zwick/Roell).



Figura 5.14 CPs da Amostra 02, após realização dos ensaios.

5.5.3. Amostra 03

A Figura 5.15 mostra as curvas obtidas nos ensaios de tração da Amostra 03, e a Tabela 5.3 informa os valores de propriedades obtidos dos ensaios, assim como valores de média e desvio-padrão. A Figura 5.16 mostra os CPs ensaiados.

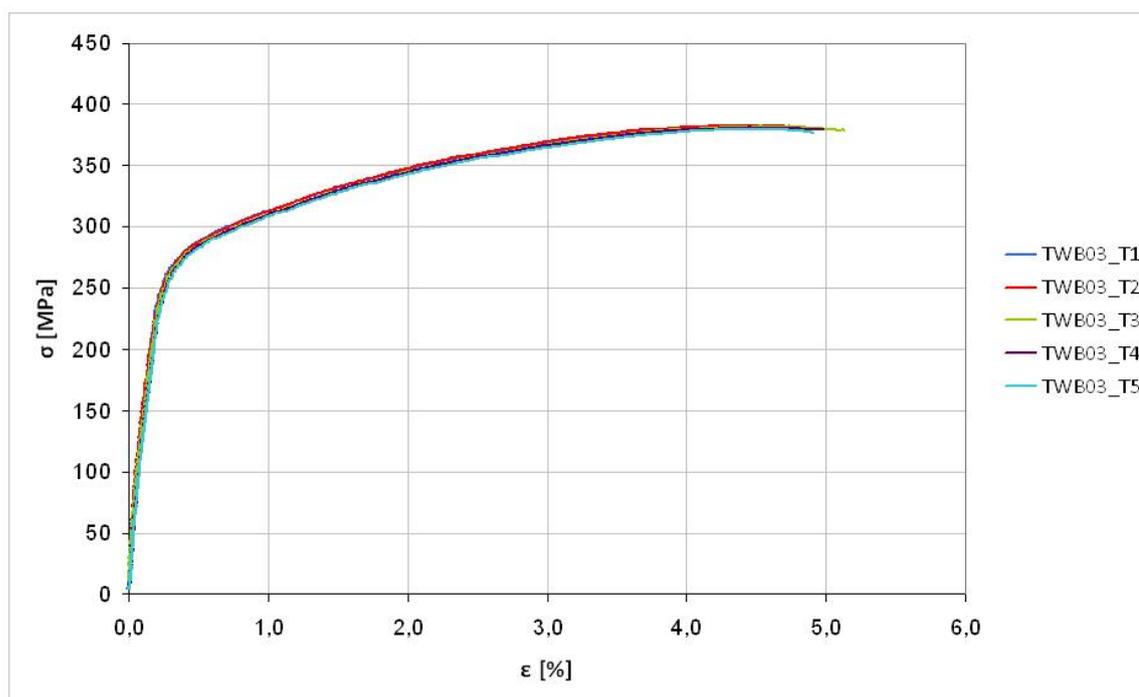


Figura 5.15 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 03.

Tabela 5.3 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 03.

CP	L0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	29,5	282,5	381,6	4,38	104,5
2	30,2	282,0	383,3	4,49	100,2
3	30,1	280,4	382,4	4,80	98,6
4	30,1	280,9	381,4	4,62	94,1
5	30,0	279,1	379,6	4,55	95,8
Médias	30,0	281,0	381,6	4,57	98,6
(Desvios-padrão)	(0,3)	(1,3)	(1,4)	(0,16)	(4,0)



Figura 5.16 CPs da Amostra 03, após realização dos ensaios.

Nota-se a fratura ocorrente na ZTMA do lado de avanço; a razão é a combinação da redução da resistência local e o fato da espessura da chapa (e seção resistente) ser de menores dimensões.

5.5.4. Amostra 04

As curvas obtidas para a Amostra 04 e as propriedades mecânicas apresentadas são mostradas na Figura 5.17 e na Tabela 5.4, respectivamente. A Figura 5.18 é uma imagem dos CPs fraturados; o modo de fratura e localização são idênticos aos da amostra anterior.

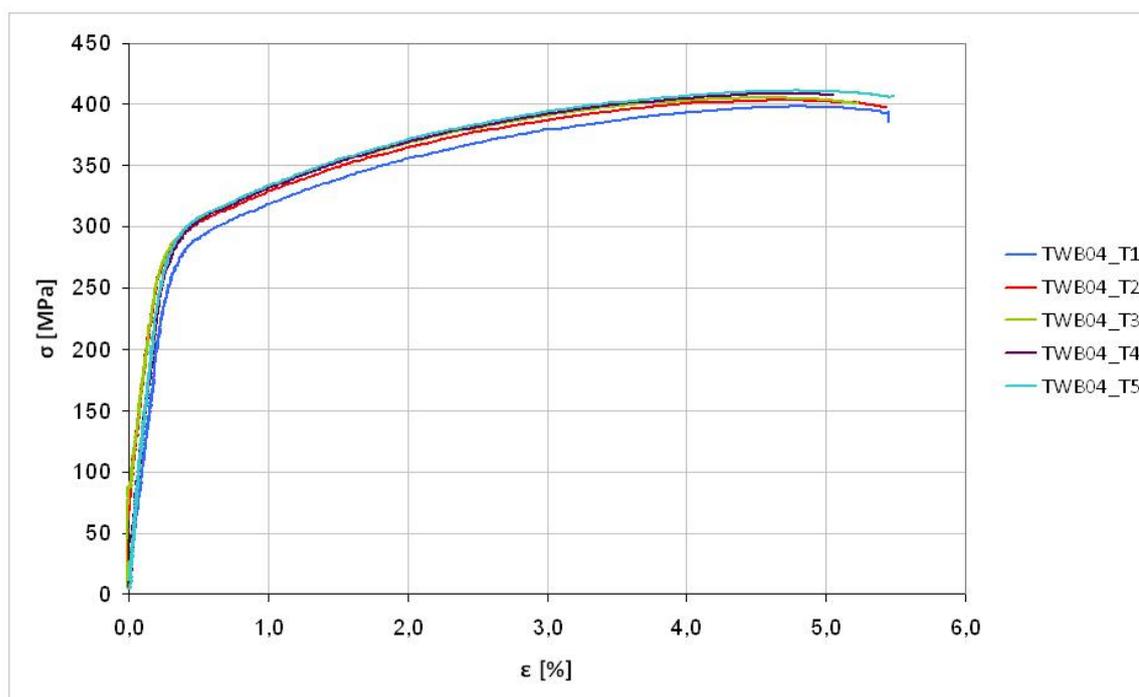


Figura 5.17 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 04.

Tabela 5.4 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 04.

CP	L0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	30,6	290,8	397,8	5,04	90,7
2	30,4	297,7	403,6	5,11	98,6
3	30,5	301,3	405,8	4,90	96,1
4	30,3	302,2	409,0	4,67	97,7
5	29,8	304,0	411,2	5,13	107
Médias (Desvios-padrão)	30,3 (0,3)	299,2 (5,2)	405,5 (5,2)	4,97 (0,2)	98,0 (5,9)



Figura 5.18 CPs da Amostra 04, após realização dos ensaios.

5.5.5. Amostra 05

A Figura 5.19 mostra as curvas obtidas nos ensaios de tração da Amostra 05, e a Tabela 5.5 informa os valores de propriedades obtidos dos ensaios, assim como valores de média e desvio-padrão. Na Figura 5.20 se podem ver os CPs ensaiados; nota-se a fratura ocorrente na ZTMA do lado de avanço.

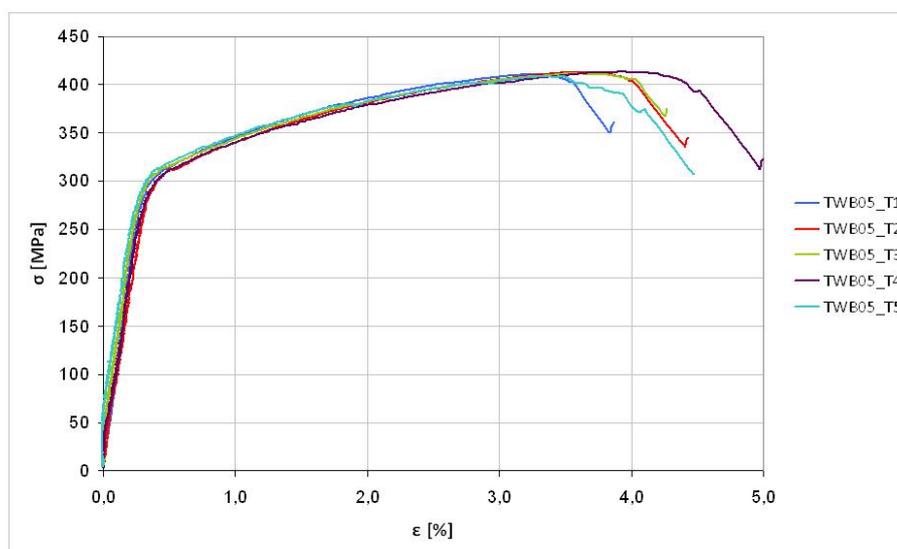


Figura 5.19 Curvas tensão-deformação obtidas para os CPs da Amostra 05.

Tabela 5.5 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 05.

CP	L0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	29,9	314,3	410,8	3,53	106,9
2	30,0	313,5	413,0	4,03	82,0
3	29,7	316,1	411,9	3,91	92,5
4	30,0	312,9	413,2	4,66	89,7
5	29,7	318,1	408,7	4,22	92,2
Médias (Desvios-padrão)	29,9 (0,15)	315,0 (2,1)	411,5 (1,8)	4,07 (0,41)	92,7 (9,0)



Figura 5.20 CPs da Amostra 05, após realização dos ensaios.

5.5.6. Amostra 06

As curvas obtidas para a Amostra 06 e as propriedades mecânicas apresentadas são mostradas na Figura 5.21 e na Tabela 5.6, respectivamente. A Figura 5.22 é uma imagem dos CPs fraturados; a região de fratura foi predominantemente na lente de soldagem.

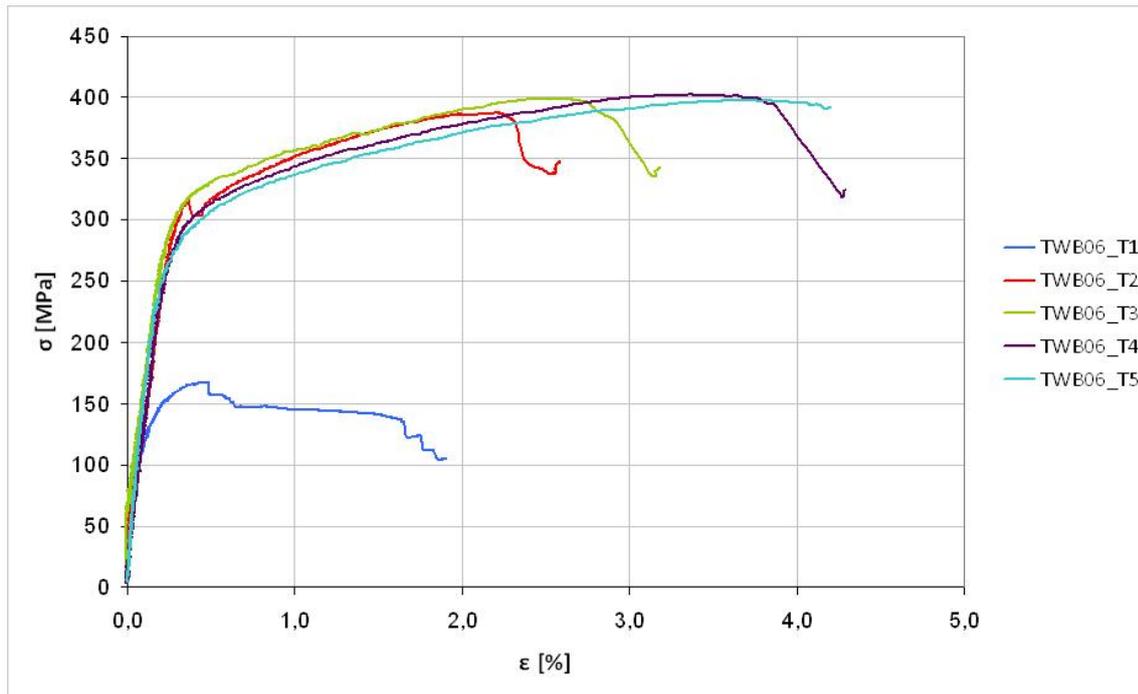


Figura 5.21 Curvas tensão-deformação obtidas para a Amostra 06.

Tabela 5.6 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 06.

CP	L0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	30,3	*	167,0	*	*
2	30,2	315,1	387,2	2,26	94,4
3	30,2	326,6	398,4	2,91	104,3
4	30,0	309,6	402,6	4,01	106,9
5	30,3	297,3	397,0	3,92	123,5
Médias	30,2	312,2	396,3[#]	3,28	107,3
(Desvios-padrão)	(0,1)	(12,2)	(6,5)	(0,84)	(12,1)

* valores não puderam ser determinados pelo *software* de controle de ensaio (testXpert - Zwick/Roell).

[#] CP 1 não incluído nos cálculos de média e desvio-padrão.



Figura 5.22 CPs da Amostra 06, após realização dos ensaios.

5.5.7. Amostra 07

A Figura 5.23 mostra as curvas obtidas nos ensaios de tração da Amostra 07, e a Tabela 5.7 informa os valores de propriedades obtidos dos ensaios, assim como valores de média e desvio-padrão. Na Figura 5.24 se podem ver os CPs ensaiados; a região da fratura foi, predominantemente, na lente de soldagem.

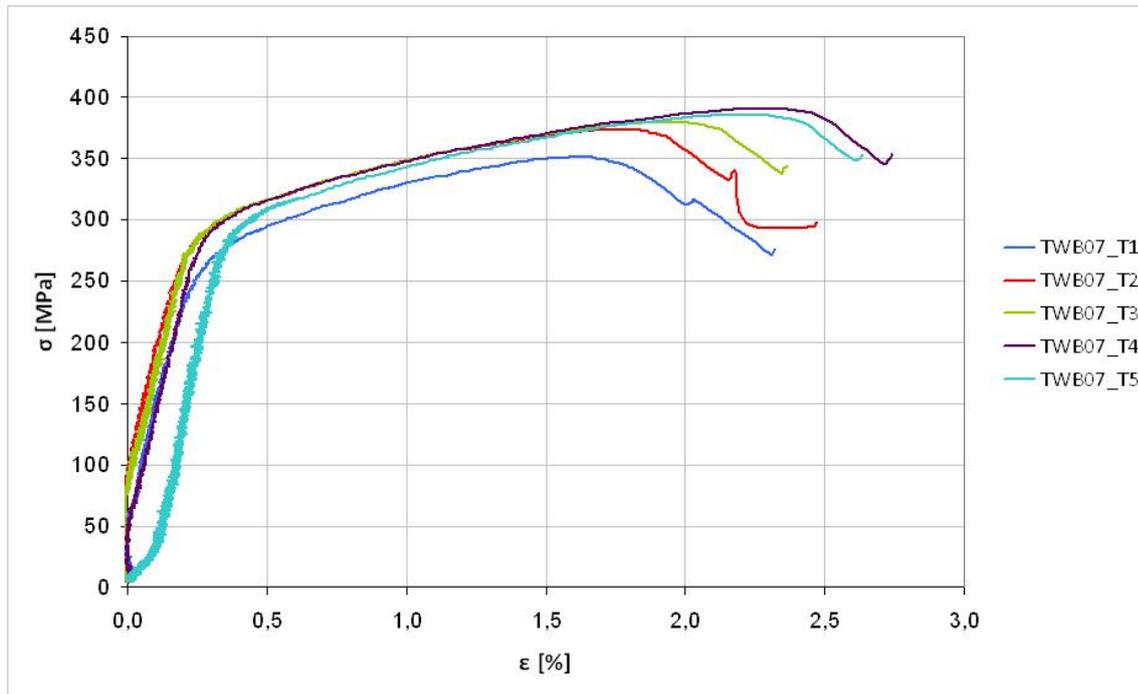


Figura 5.23 Curvas tensão-deformação obtidas para a Amostra 07.

Tabela 5.7 Resultados obtidos dos ensaios de tração realizados na Amostra 07.

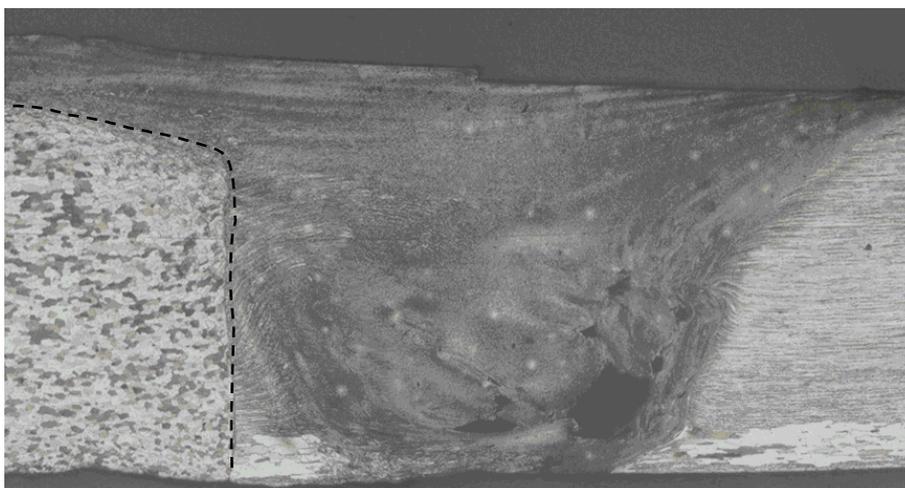
CP	L0 [mm]	σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
1	30,1	289,5	351,1	2,09	92,9
2	29,6	308,1	373,5	2,27	97,5
3	30,1	312,3	379,2	2,08	90,0
4	30,2	314,3	390,8	2,41	94,9
5	29,6	311,7	386,0	2,25	116,6
Médias (Desvios-padrão)	29,9 (0,3)	307,2 (10,1)	376,1 (15,5)	2,22 (0,14)	98,4 (10,5)



Figura 5.24 CPs da Amostra 07, após realização dos ensaios.

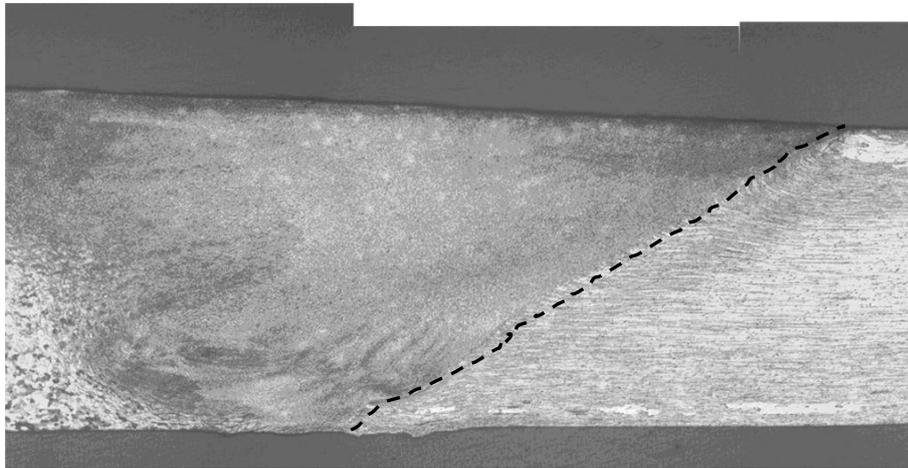
5.5.8. Regiões de fratura - discussão

Comparando-se as regiões de fratura, nota-se a semelhança das fraturas das Amostras 03 e 04, ocorridas na ZTMA do lado de avanço, em contraste com as fraturas das Amostras 01, 02, 05, 06 e 07, que também são semelhantes entre si, ocorridas na lente de soldagem. A Figura 5.25 ilustra essa relação com as macrografias obtidas e os defeitos observados.

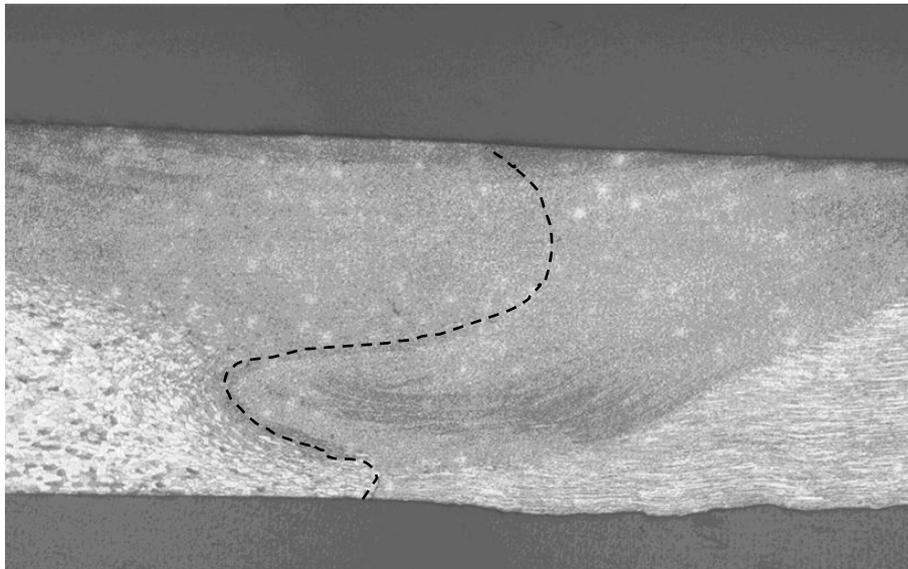


(A) Amostra 02





(B) Amostra 04



(C) Amostra 05



Figura 5.25 Relação observada entre os aspectos macrográficos das Amostras soldadas e as fraturas dos CPs ensaiados em tração.

(A) Amostra 02

A lente de soldagem apresentou vazio de preenchimento; a fratura dos CPs de tração ocorreu nesta região, devido à presença deste defeito, que reduz a seção efetivamente resistente à sollicitação. Nota-se falta de união indicada pela linha pontilhada, do lado de retrocesso.

Como descrito por Kim *et al* [34], vazios de preenchimento, como o visto na Amostra 02, podem ser causados por fornecimento de energia insuficiente, devido à ação do processo, ou por mistura anormal (*abnormal stirring*) na lente de soldagem; neste último caso, embora a força de soldagem e velocidades sejam altas, as diferentes temperaturas nas regiões superior e inferior das chapas causam alterações de fluxo deletérias, levando à formação de vazios. No estudo citado, para defeitos advindos de baixa energia de soldagem, o aumento desta energia causou redução significativa nos defeitos, enquanto para defeitos de mistura anormal, não se observou esta relação.

(B) Amostra 04

A lente de soldagem não apresentou vazio de preenchimento; a fratura dos CPs de tração ocorreu na interface da ZTMA do lado de avanço (“*bonding line*” - região de menor dureza), comprovando a integridade estrutural da lente de soldagem.

(C) Amostra 05

Embora a lente de soldagem não tenha apresentado defeitos macroscópicos, nesta região não houve fluxo de material ideal, devido aos parâmetros utilizados. Com isso, uma porção na superfície inferior de contato entre as chapas não apresentou união. O formato das fraturas dos CPs de tração pode ser relacionado com as linhas de fluxo de material na lente de soldagem, delineadas pela linha pontilhada preta.

5.5.9. Metal Base e Comparação

A Tabela 5.8 compila os valores médios dos resultados obtidos para todas as amostras e para o metal base do lado de retrocesso, determinados em orientação transversal ao sentido de laminação. Uma medida numérica da qualidade das juntas é a comparação de suas propriedades com aquelas do

metal base. Uma curva tensão *versus* deformação, representativa do metal base, é mostrada na Figura 5.26.

Tabela 5.8 Valores médios das propriedades mecânicas das amostras soldadas e do metal base.

Amostra		σ_{YS} [MPa]	σ_{US} [MPa]	A (%)	E (GPa)
G1	01	—	219,9	0,04	—
	02	267,7	273,0	0,49	94
	03	281,0	381,6	4,57	99
	04	299,2	405,5	4,97	98
G2	05	315,0	411,5	4,07	93
	06	312,2	396,3	3,28	107
	07	307,2	376,1	2,22	98
Metal Base (orientação transversal ao sentido de processamento)		288,2	416,5	19,92	75

Metal base (AA2198-T851) - transversal

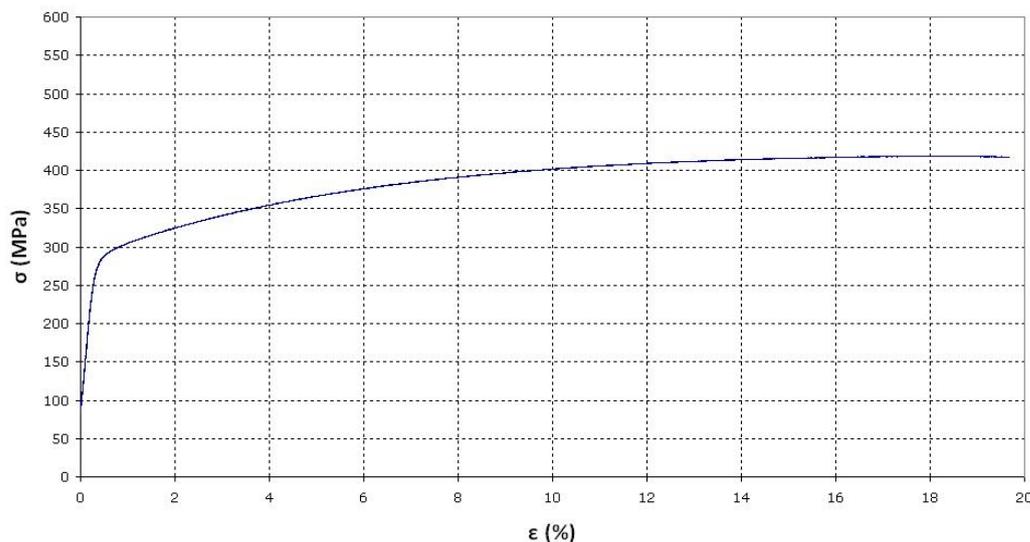


Figura 5.26 Curva tensão versus deformação representativa do metal base (direção transversal).

Os valores médios das propriedades obtidas para as amostras foram plotadas em um gráfico porcentual, em comparação com as propriedades do metal base, para fácil visualização dos resultados atingidos, mostrado na Figura 5.27.

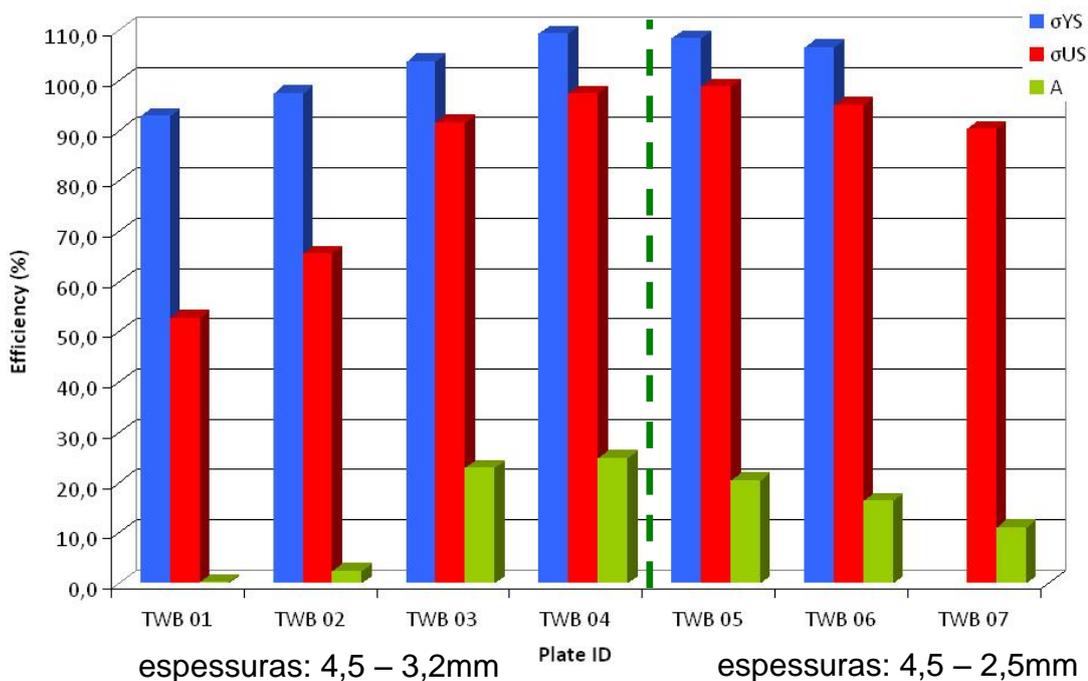


Figura 5.27 Gráfico comparativo mostrando a eficiência das juntas soldadas, em termos de propriedades mecânicas, em relação ao metal base.

A análise do primeiro grupo de amostras (Amostras 01 a 04), cujas espessuras das chapas foram 3,2 e 4,5 milímetros, evidencia a melhor eficiência da Amostra 04, atingindo 97% do limite de resistência, 25% do alongamento total na fratura e 104% da tensão de escoamento do metal base, o que pode ser considerado um resultado excelente em se tratando de juntas soldadas.

Em relação ao segundo grupo de amostras, a Amostra 05 apresentou as propriedades mecânicas mais satisfatórias; em comparação com as do metal base, a Amostra 05 obteve 99% do limite de resistência à tração, 20% do alongamento total na fratura e 110% da tensão de escoamento.

A comparação destes valores a métodos tradicionais mostra-se difícil, pois não foram encontrados dados na literatura sobre aplicação de métodos baseados em fusão para a mesma liga. Em caráter informativo, pode-se citar o trabalho de He *et al* [37], que avaliaram as propriedades de soldas realizadas em liga de Al-Mg-Mn-Zr por FSW e TIG. Os autores verificaram a maior dureza das soldas obtidas por FSW (17% maior, em média, na região de solda), além das melhores propriedades mecânicas em tração. Entretanto, mesmo testados em condições iniciais de trabalho a quente e trabalho a frio seguido de recozimento, nenhuma das técnicas obteve resultados iguais ao metal base para valores de tensão de escoamento ou limite de resistência.

As propriedades mecânicas apresentadas pelas amostras, em especial os valores de tensão de escoamento e módulo elástico evidenciam a excelente qualidade do processo aplicado nas condições descritas. Do ponto de vista tecnológico, a obtenção de soldas com estas propriedades é um fator importante na avaliação da viabilidade de utilização comercial.

A tensão de escoamento superior das soldas obtidas significa que, em caso de solicitações extremas, a região da junta não apresentará deformação plástica anteriormente ao metal base. Este resultado é excelente considerando-se aplicações de alta exigência de segurança, como de transporte, em que os fatores de segurança aplicados têm o intuito de garantir que as deformações impostas serão de caráter elástico sempre; em outras palavras, nunca se quer atingir o limite de resistência.

Adicionalmente, estes resultados abrem a possibilidade de redução de dimensões em certas regiões de aplicação, em que propriedades inferiores tornariam necessário aumento da seção resultante para adequação às solicitações envolvidas. Considerando que o alumínio e suas ligas representam até dois terços do peso de um avião [38], o ganho em eficiência de gasto de combustível pode ser significativo.

6. Conclusões

6.1. Macroestrutura

Apenas uma das Amostras (Amostra 02) apresentou vazios de preenchimento na lente de soldagem, quando analisadas por microscopia óptica, caracterizando um defeito grosseiro. Outros defeitos menores observados foram descontinuidade na superfície superior (Amostras 01, 03, 06 e 07) e presença de regiões sem junção efetiva das chapas, devido a comprimento do pino insuficiente para promover a união em toda a espessura das chapas (Amostras 05, 06 e 07).

O material expelido no lado de retrocesso, que configura o defeito denominado *flash*, embora seja detrimental e deva ser retirado, é inerente à condição geométrica estudada, pela característica assimétrica da região soldada.

De todos os defeitos citados, claramente o vazio de preenchimento é o mais detrimental em relação a propriedades mecânicas, também pelo fato de não poder ser retirado por lixamento ou usinagem, como os outros; entretanto, todos os defeitos detectados causarão algum tipo de redução em propriedades, sejam monotônicas ou cíclicas, e devem ser evitados a qualquer custo ou retirados posteriormente.

Conclui-se que os parâmetros variados no estudo, essencialmente de caráter geométrico, causam influência significativa no fluxo de material da lente de soldagem, podendo ocasionar falta de junção efetiva das chapas e obtenção de junta de má qualidade em caso de perfis térmicos discrepantes nas chapas. Observou-se que, nesta situação, o parâmetro mais influente no fluxo de material e integridade da lente de soldagem é o *offset* do pino, em que uma variação de meio milímetro entre as Amostras 02 e 03 foi suficiente para evitar a formação de defeito macroscópico severo.

6.2. Microestrutura

Analisando os resultados obtidos e correlacionando-os com informações da literatura, pode-se concluir que os parâmetros de soldagem mais influentes nas dinâmicas de recuperação, recristalização, aumento de tamanho de grão, assim como alteração morfológica e eventual dissolução de precipitados, são os parâmetros de processo (força axial, velocidades rotacional e transversal), mantidos constantes neste estudo.

A observação das microestruturas das regiões características da junta soldada permitiu verificar pouca diferença entre as amostras obtidas, corroborando a afirmação prévia. As alterações microestruturais causadas pela influência do processo de soldagem por FSW, citadas no parágrafo anterior, embora tenham levado a uma queda de dureza na região em contato com a camisa, permitiram a obtenção de solda com propriedades mecânicas de tração iguais ou superiores às do metal base, exceto alongamento.

6.3. Perfis de Microdureza

No primeiro grupo de amostras, as medidas de microdureza revelaram perfis semelhantes ao longo da junta soldada, exceto para a Amostra 02, em que maiores valores de microdureza foram observados na ZTA do lado de avanço. Isto indica que os aportes térmico e mecânico decorrentes do processo tiveram menor intensidade que para as outras amostras, afetando de forma menos intensa a distribuição e morfologia de precipitados, assim como a estrutura de grãos do metal base. Esta afirmação é corroborada pelo aspecto macrográfico desta amostra, que evidenciou pouca ação da ferramenta na região considerada.

Em relação ao segundo grupo de amostras, não se observaram quaisquer diferenças notáveis entre os perfis obtidos, de amostra para amostra.

Após correlação com a literatura, concluiu-se que a queda mais pronunciada de microdureza no lado de avanço (a aproximadamente 5 milímetros da linha de contato das chapas) se deve à presença de uma zona livre de precipitados, em função de um super aquecimento presente nesta

região. A queda de microdureza é menos pronunciada, no lado de retrocesso, devido à característica assimétrica da junta soldada; em juntas de topo da mesma liga, observa-se queda em ambos os lados.

6.4. Propriedades Mecânicas

Dentre as amostras do primeiro grupo, a Amostra 04 apresentou os melhores valores de eficiência em relação ao metal base, obtendo 97% do limite de resistência à tração, praticamente 25% do alongamento e superando o metal base em 4% no que tange à tensão de escoamento.

Já para o segundo grupo de amostras, a Amostra 05 obteve o melhor desempenho, atingindo quase 99% do limite de resistência do metal base, 20% de seu alongamento e superando em 10% a sua tensão de escoamento.

As melhores propriedades foram observadas para juntas

A redução no alongamento é inerente ao processo, por ser a região da junta soldada uma interrupção da estrutura cristalina do material base, e por essa razão menos tenaz.

Os excelentes resultados de propriedades mecânicas, em especial de tensão de escoamento, são de fundamental importância em setores industriais de alta exigência em relação à segurança. Com eles, garante-se que as solicitações normais monotônicas a que um veículo de transporte estará sujeito causarão deformações de caráter elástico na estrutura, evitando qualquer deformação permanente.

Demonstrou-se ser a técnica de FSW uma opção viável na soldagem de liga de alumínio 2198-T851 em configuração de chapas de diferentes espessuras, se realizada utilizando parâmetros de soldagem corretos.

7. Referências

[1] Barcellona A, Buffa G, Fratini L, Palmeri D. On microstructural phenomena occurring in friction stir welding of aluminium alloys. *Journal of Materials Processing Technology* 177 (2006): 340-343.

[2] Davies R. W., Oliver H. E., Smith M. T., Grant G. J. Characterizing Al Tailor Welded Blanks for Automotive Applications. *JOM – Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 1999.

[3] Lombard H, Hattingh DG, Steuwer A, James MN. Optimising FSW process parameters to minimise defects and maximise fatigue life in 5083-H321 aluminium alloy. *Engineering Fracture Mechanics* 75 (2008): 341-354.

[4] Zadpoor AA, Sinke J, Benedictus R. The effects of friction stir welding on the mechanical properties and microstructure of 7000 series aluminium tailor-welded blanks. *Int J Mater Form* (2008) Suppl 1: 1311-1314.

[5] Buffa G, Fratini L, Hua J, Shivpuri R. Friction Stir Welding of Tailored Blanks: Investigation on Process Feasibility. *Annals of the CIRP*, Vol. 55/1/2006.

[6] Hattingh DG, Blignault C, van Niekerk TI, James MN. Characterization of the influences of FSW tool geometry on welding forces and weld tensile strength using an instrumented tool. *Journal of Materials Processing Technology* 203 (2008): 46-57.

[7] Jata KV, Semiatin SL. Continuous dynamic recrystallization during friction stir welding of high strength aluminum alloys. *Scripta Materialia* 43 (2000): 743-749.

[8] Kamp N, Sullivan A, Tomasi R, Robson JD. Modelling of heterogeneous precipitate distribution evolution during friction stir welding process. *Acta Materialia* 54 (2006): 2003-2014.

[9] Lee W-B, Yeon Y-M, Jung S-B. The joint properties of dissimilar formed Al alloys by friction stir welding according to the fixed location of materials. *Scripta Materialia* 49 (2003): 423-428.

[10] Cavaliere P, Cabibbo M, Panella F, Squillace A. 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding: mechanical and microstructural behavior. *Materials and Design* 30 (2009): 3622-3631.

[11] Fonda RW, Bingert JF, Colligan KJ. Development of grain structure during friction stir welding. *Scripta Materialia* 51 (2004): 243-248.

[12] Cavaliere P, De Santis A, Panella F, Squillace A. Effect of anisotropy on fatigue properties of 2198 Al-Li plates joined by friction stir welding. *Engineering Failure Analysis* 16 (2009): 1856-1865.

[13] Thomas WN, Nicholas ED, Needham JC, Church MG, Templesmith P, Dawes CJ. International Patent Application No. PCT/GB92/02203 and GB Patent Application No. 9125978.8.

[14] Threadgill PL, Leonard AJ, Shercliff HR, Withers PJ. Friction stir welding of aluminium alloys. *International Materials Reviews*, vol. 54 (2009), no 2, 49-93.

[15] Cobden R. Training in Aluminium Application Technologies (TALAT). Lecture 1501. Aluminium: Physical Properties, Characteristics and Alloys. *The Welding Institute*, 1991.

[16] Hatch JE. Aluminum – Properties and Physical Metallurgy. *American Society for Metals*, Metals Park, Ohio. 1st ed, 1984.

[17] Mondolfo LF. Aluminium Alloys: Structure and Properties. *Boston: Butterworths*, 1976.

[18] Wefers K. Properties and Characterization of Surface Oxides on Aluminum Alloys. *Aluminium*, Vol. 57, 1981: 722-6.

[19] Dawes CJ, Woodward R. Training in Aluminium Application Technologies (TALAT). Lecture 4410. Friction Stir Welding. *The Welding Institute*, 1991.

[20] Thomas WM, Nicholas ED. Friction stir welding for the transportation Industries. *Materials & Design*, Vol. 18, Nos. 4-6, 1997: 269-73.

[21] Zhao Y-H, Lin S-B, Qu F-X, Wu L. Influence of pin geometry on material flow in friction stir welding process. *Materials Science and Technology*, 2006; vol. 22, no1: 45-50.

[22] Badarinarayan H, Yang Q, Zhu S. Effect of tool geometry on static strength of friction stir spot-welded aluminum alloy. *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, Volume 49, Issue 2, February 2009: 142-8.

[23] Davis WC. Deformation effects related to pin-tool geometry during friction-stir welding of aluminum alloy 6061. MSc Dissertation; *The University of Texas at El Paso*, 2005.

[24] Leal RM, Leitão C, Loureiro A, Rodrigues DM, Vilaça P. Material flow in heterogeneous friction stir welding of thin aluminium sheets: effect of shoulder geometry. *Materials Science and Engineering*, A 498 (2008): 384–391.

[25] Carletti CB. Propriedades mecânicas de juntas sobrepostas da liga Al 6061 soldadas por FSSW. *Master Thesis – UFSCar*, November 2002.

[26] Gevenois C, Deschamps A, Denquin A, Doisneau-Cottignies B. Quantitative investigation of precipitation and mechanical behaviour for AA2024 friction stir welds. February 2005.

[27] International Alloy Designations and Chemical Composition Limits for Wrought Aluminum and Wrought Aluminum Alloys. *The Aluminum Association*, April 2006.

[28] Prasad NE, Gokhale AA, Rao PR. Mechanical Behaviour of Aluminum-Lithium Alloys. *Sadhana*, 2003.

[29] Joshi A. Lithium-Aluminum Alloys – The New Generation Aerospace Alloys. *Indian Institute of Technology*, Bombay.

[30] Kent R, Horn V. Aluminum – Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams. Vol 1, 1st ed, 1967.

[31] Knuwer M, Schumacher J, Ribes H, Eberl F, Bes B. 2198-Advanced aluminium–lithium alloy for A350 skin sheet application, in: Proceedings of 17th AeroMat Conference & Exposition, 2006.

[32] Davis JR. Corrosion of aluminum and aluminum alloys, ASM International, Materials Park, OH (1999): 109-111.

[33] Goettems F. GKSS internal report of Diplomarbeit activities, *GKSS Forschungszentrum*, 2008.

[34] Kim YG, Fujii H, Tsumura T, Komazaki T, Nakata K. Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. *Materials Science and Engineering, A* 415 (2006): 250-254.

[35] Steuwer A; *et al.* A combined approach to microstructure mapping of an Al-Li AA2199 friction stir weld. *Acta Materialia* 59 (2001): 3002-3011.

[36] Xu W, *et al.* Microstructure and mechanical properties of friction stir welded joints in 2219-T6 aluminum alloy. *Materials and Design* 30 (2009): 3460-3467.

[37] Zhen-bo He, Yong-yi Peng, Zhi-min Yin, Xue-feng Lei. Comparison of FSW and TIG welded joints in Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy plates. *Trans Nonferrous Met Soc China* 21 (2011): 1685-1691.

[38] Williams JC, Starke Jr. EA. Progress in structural materials for aerospace systems. *Acta Materialia* 51 (2003): 5775-5799.

APÊNDICE A – Perfis de microdureza obtidos para as amostras

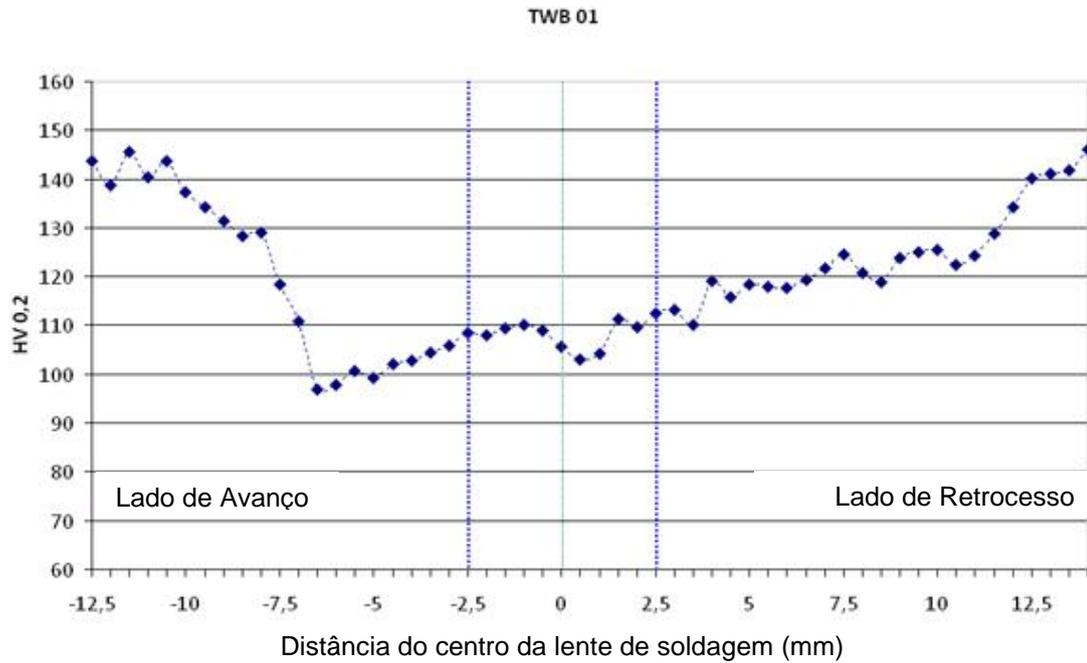


Figura A1.1 Perfil de Microdureza Vickers HV_{0,2} da Amostra 01.

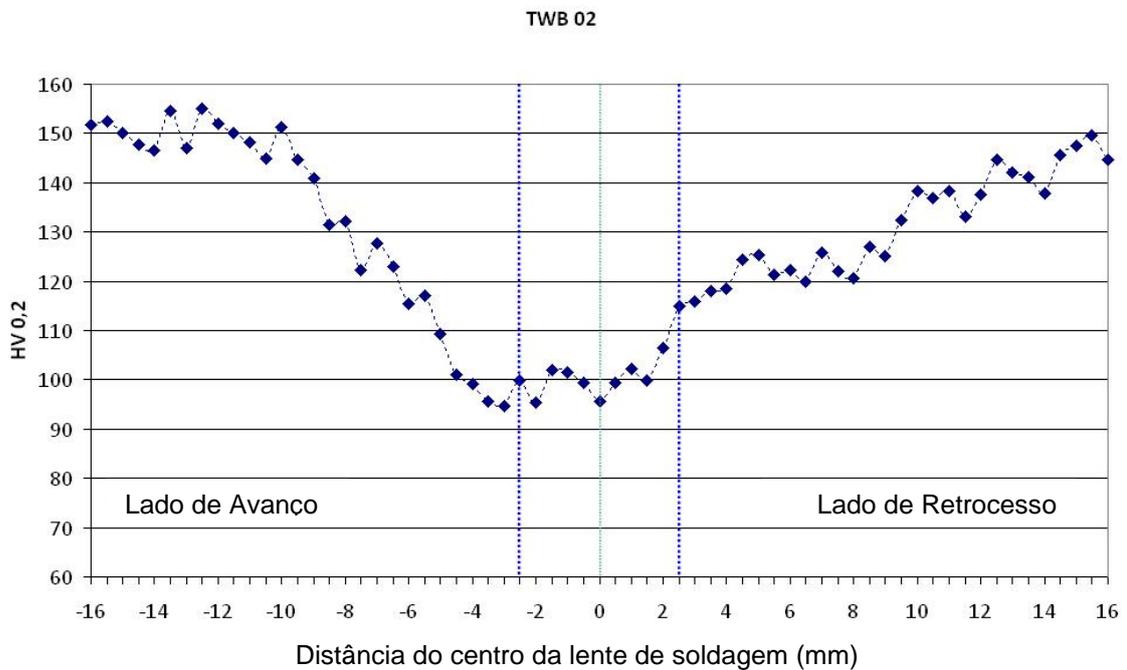
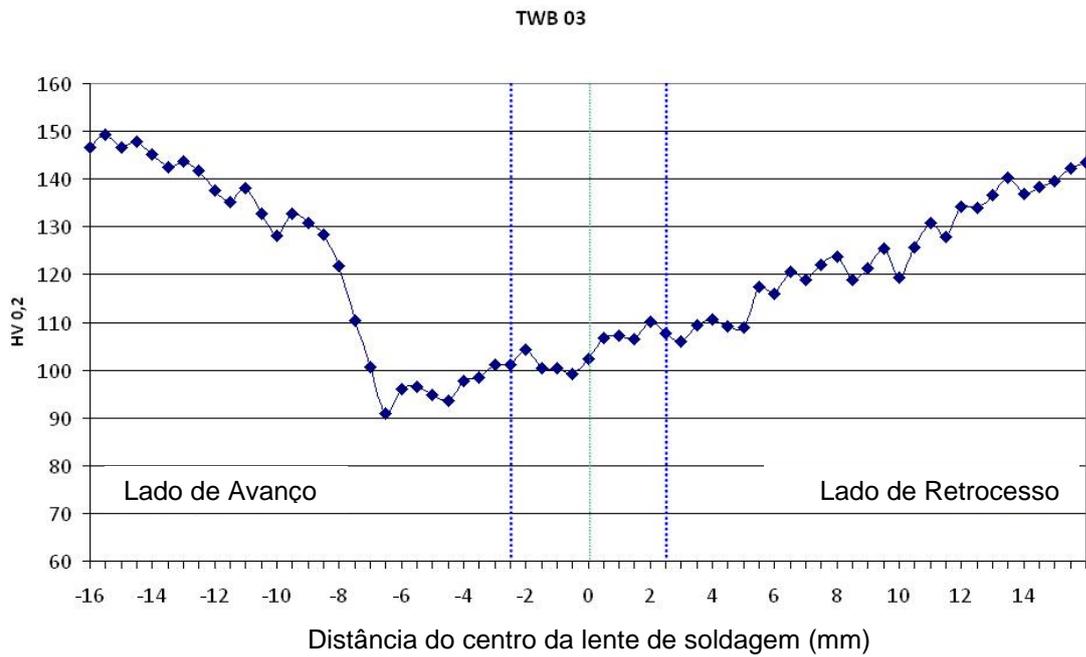
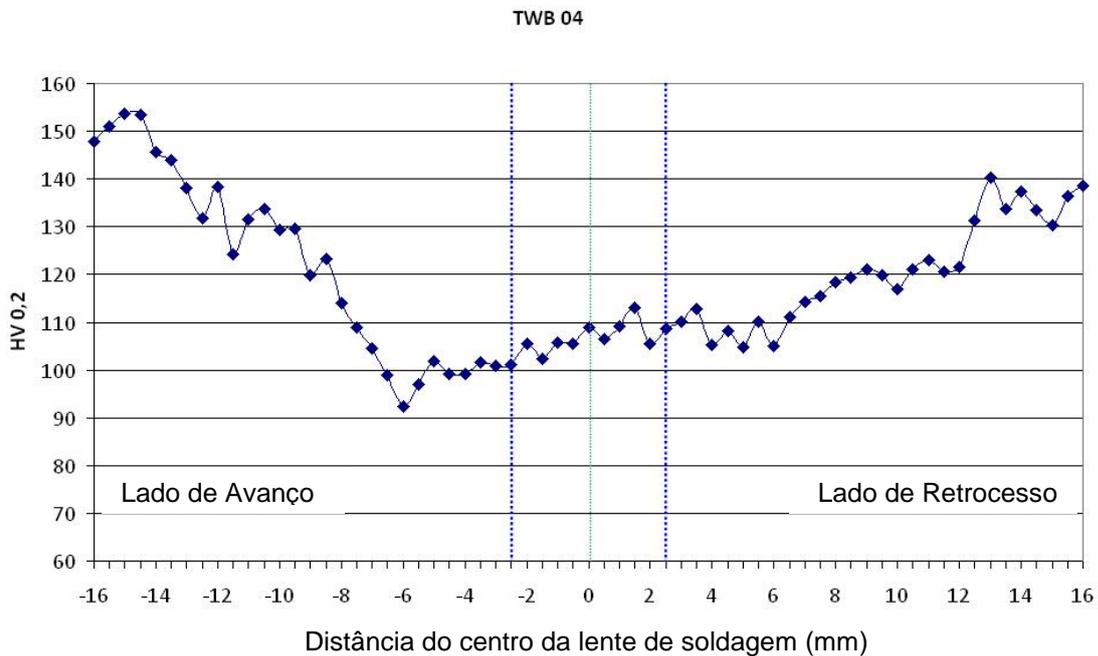


Figura A1.2 Perfil de Microdureza Vickers HV_{0,2} da Amostra 02.

Figura A1.3 Perfil de Microdureza Vickers HV_{0,2} da Amostra 03.Figura A1.4 Perfil de microdureza Vickers HV_{0,2} da Amostra 04.

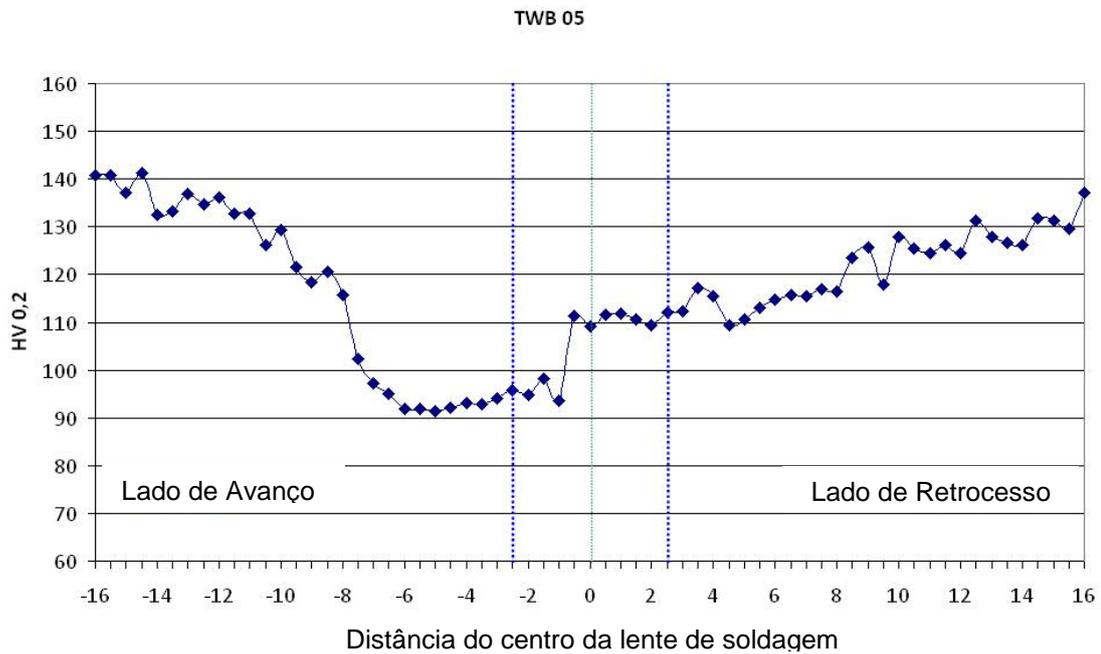


Figura A1.5 Perfil de microdureza Vickers HV0,2 da Amostra 05.

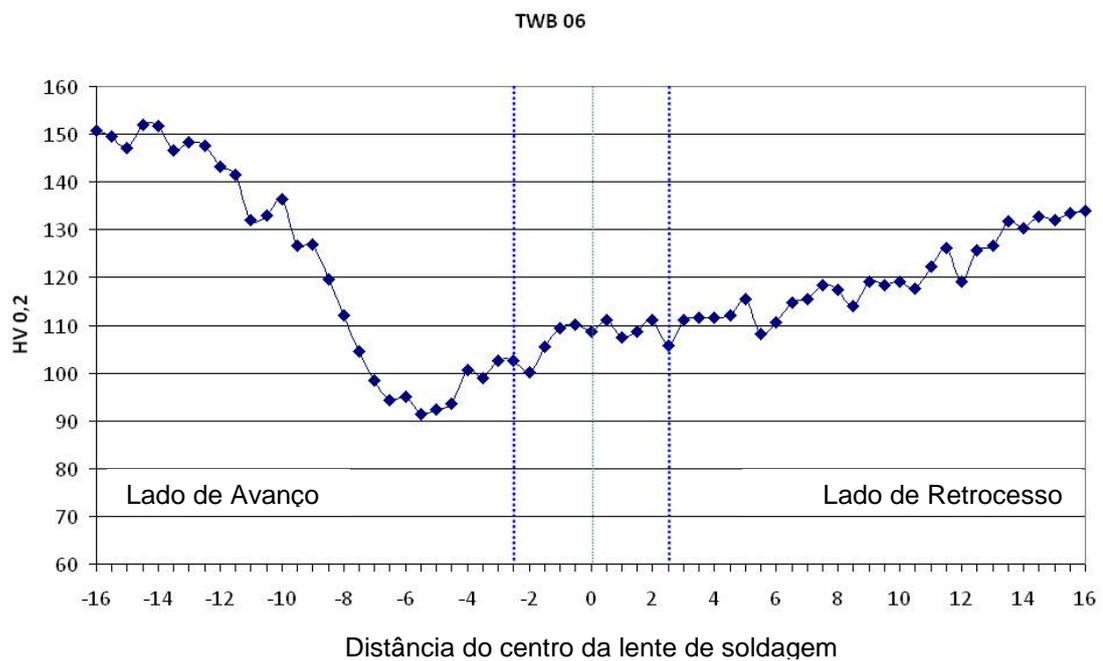


Figura A1.6 Perfil de microdureza Vickers HV0,2 da Amostra 06.

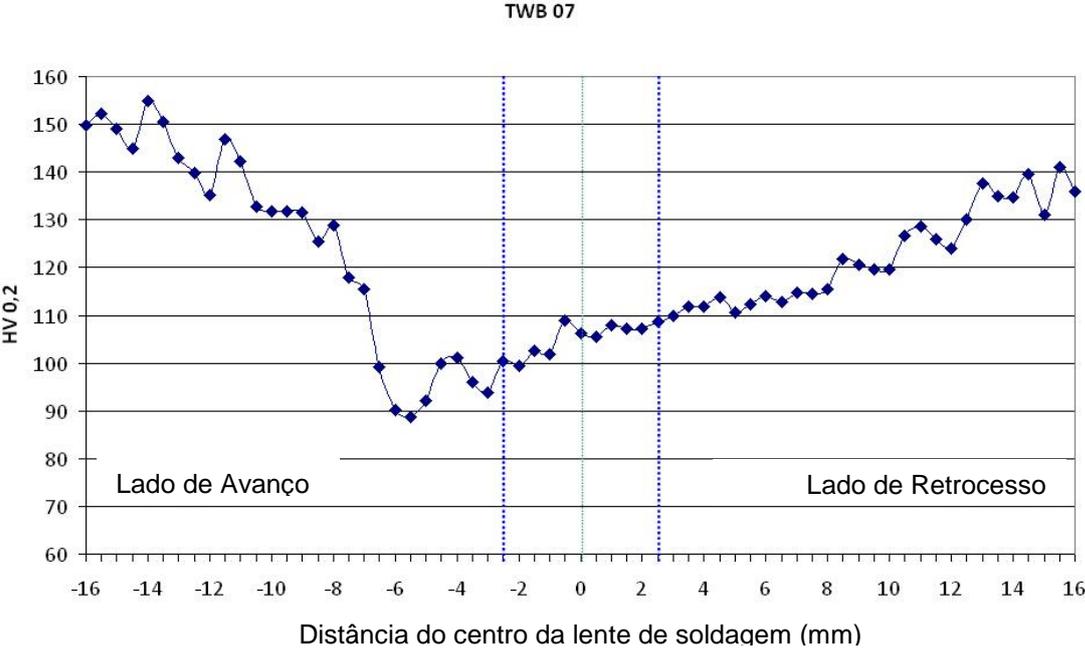


Figura A1.7 Perfil de microdureza Vickers HV_{0,2} da Amostra 07.