

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

AVALIAÇÃO DA QUALIDADE FINAL DE JUNTAS DISSIMILARES DE LIGAS DE
ALUMÍNIO 2024-6056 E 7075-6056 SOLDADAS POR FSW – *FRICTION STIR*
WELDING

Fernanda Potomati

São Carlos
2006

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

AVALIAÇÃO DA QUALIDADE FINAL DE JUNTAS DISSIMILARES DE LIGAS DE
ALUMÍNIO 2024-6056 E 7075-6056 SOLDADAS POR FSW – *FRICITION STIR*
WELDING

Fernanda Potomati

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

Orientador: Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara

Agência Financiadora: CNPq

São Carlos

2006

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

P864aq

Potomati, Fernanda.

Avaliação da qualidade final de juntas dissimilares de ligas de alumínio 2024-6056 e 7075-6056 soldadas por FSW – friction stir welding / Fernanda Potomati. -- São Carlos : UFSCar, 2007.
93 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2006.

1. Soldagem. 2. Soldagem de estado sólido. 3. Ligas de alumínio. 4. Microestrutura. 5. Propriedades mecânicas. I. Título.

CDD: 671.52 (20^a)

DEDICATÓRIA

Ao meu esposo amado
e aos meus queridos pais

VITAE DO CANDIDATO

Engenheira de Materiais pela UFSCar (2004).

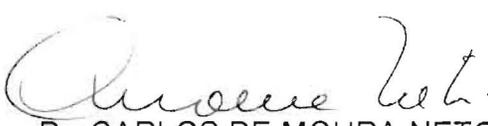
i

MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO DE
FERNANDA POTOMATI
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 31 DE MARÇO DE 2006.

BANCA EXAMINADORA:


Dr. NELSON GUEDES DE ALCÂNTARA
ORIENTADOR
UFSCar/DEMa


Dr. CLAUDEMIRO BOLFARINI
UFSCar/DEMa


Dr. CARLOS DE MOURA NETO
ITA/CTA

APROVADO / HOMOLOGADO / REFERENDADO PELA CPG-CEM EM SUA REUNIÃO	
Nº <u>473,07</u>	DE <u>22/08/2007</u>
SECRETARIA DO PPG-CEM	

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara, pela orientação e, principalmente, pela oportunidade por ele proporcionada, de aprender com este trabalho, contribuindo não apenas para minha formação acadêmica como também para o meu crescimento pessoal.

Ao CNPq, pela concessão da bolsa.

À FAPESP, pelo apoio ao trabalho experimental.

Ao Prof. Dr. Jorge dos Santos e ao Dr. Rudolf Zettler, pela hospitalidade, pelos ensinamentos e discussões.

Aos colegas do Instituto GKSS, pela ajuda e hospitalidade.

Aos amigos do Laboratório de Soldagem da UFSCar, pela ajuda e companhia. E aos mais antigos, pelas conversas e conselhos.

Aos meus pais, por todo o amor e por, desde sempre, estarem ao meu lado, tanto nos meus sucessos, quanto nas minhas dificuldades.

Às minhas irmãs, que sempre me ensinaram muito na vida, e por desejarem a minha felicidade.

A todos os amigos e parentes, pela compreensão, toda ajuda e todo apoio.

Ao Ivan, por todo carinho, dedicação e amor.

RESUMO

O processo de soldagem FSW (*Friction Stir Welding*) vem sendo estudado pela indústria aeronáutica desde seu desenvolvimento pelo TWI (*The Welding Institute*) em 1991. Atualmente, está sendo utilizado na fuselagem dos aviões da empresa *Eclipse Aviation Co.* e em partes não estruturais do A380 da *Airbus*, lançado recentemente. Desta forma, o estudo da soldagem das ligas de alumínio aeronáuticas por esse processo se faz muito importante na garantia da segurança e do desenvolvimento de novas possibilidades de união entre essas ligas. A soldagem dissimilar permite aos projetistas maior “liberdade” na criação de seus projetos, possibilitando a união de materiais de diferentes propriedades num mesmo componente. O desafio deste trabalho é unir ligas de diferentes propriedades mecânicas por um processo de soldagem, cujo princípio de união é a deformação mecânica. Para tanto, foram soldadas juntas dissimilares das ligas 2024-T351 e 6056-T4 e das ligas 7075-T76 e 6056-T4. Na soldagem, a rotação da ferramenta foi mantida constante e a velocidade de soldagem variável. Os parâmetros utilizados foram avaliados através da qualidade final das soldas obtidas. A qualidade das soldas, por sua vez, foi analisada pela microestrutura resultante, via microscopia ótica, e pelas propriedades mecânicas, via ensaios de tração e microdureza. A análise dos ciclos térmicos desenvolvidos durante a soldagem e das forças imprimidas durante o processo, aliados à avaliação das soldas, permitem determinar os parâmetros de processo, que resultem numa combinação ótima de menor aporte térmico e melhor qualidade de solda. Concluiu-se que as propriedades mecânicas das juntas dissimilares melhoram com o aumento da velocidade de soldagem e com o posicionamento da liga menos resistente mecanicamente (6056) no lado de avanço da ferramenta.

EVALUATION OF DISSIMILAR JOINTS OF ALUMINUM ALLOYS 2024-6056 AND 7075-6056 FRICTION STIR WELDED

ABSTRACT

The aeronautic industry has been studying the FSW (Friction Stir Welding) process since its development by TWI (The Welding Institute), in 1991. Nowadays it has been used in the airplanes fuselage of the Eclipse Aviation Co. and in non structural parts of the Airbus A380, in recent times started. Thus, the knowledge on welding of aeronautic aluminum alloys is very important to give safety in the use of the process and to development of new possibilities of joints for these alloys. Dissimilar welding allows some freedom on project design *i.e.* possibilities to join materials with different properties. The challenge of this work is to join materials with different mechanical properties using FSW, which is based on mechanical deformation. For this aim, dissimilar joints, 2024-T351 to 6056-T4 and 7075-T76 to 6056-T4, have been welded. The rotational speed was maintained constant and the travel speed was variable. The best parameters were identified according to the final quality of the welds after microstructural analyses and mechanical properties evaluation (tensile and microhardness tests). The analyses of the thermal cycles and forces developed during the weld, and the evaluation of the quality weld determine the best parameters that can produce a better combination between heat input and the best weld quality. It is concluded that the mechanical properties of the dissimilar joints improve with increasing weld travel speed and when the 6056 alloy is placed in the advancing side of the joint.

ÍNDICE DE ASSUNTOS

BANCA EXAMINADORA	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO.....	v
ABSTRACT	vii
ÍNDICE DE ASSUNTOS.....	ix
ÍNDICE DE TABELAS	xi
ÍNDICE DE FIGURAS	xiii
1 INTRODUÇÃO	1
2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
2.1 Classificação das ligas de alumínio e designação dos tratamentos térmicos.....	3
2.2 Ligas trabalhadas mecanicamente tratáveis termicamente.....	5
2.2.1 <i>Endurecimento por precipitação</i>	5
2.2.2 <i>Liga 6056</i>	7
2.2.3 <i>Liga 2024</i>	8
2.2.4 <i>Liga 7075</i>	9
2.3 Soldabilidade das ligas de alumínio.....	11
2.4 FSW – <i>Friction Stir Welding</i>	12
2.4.1 <i>Princípio de funcionamento</i>	12
2.4.2 <i>Forças envolvidas durante a soldagem</i>	13
2.4.3 <i>Aporte térmico e ciclos térmicos em FSW</i>	14
2.4.4 <i>Macro e microestrutura da solda por FSW</i>	16
2.4.4.1 <u><i>Macroestrutura de soldas similares por FSW</i></u>	16
2.4.4.2 <u><i>Microestrutura de soldas dissimilares por FSW</i></u>	17
2.4.5 <i>Propriedades mecânicas das soldas produzidas por FSW</i>	18
2.4.5.1 <u><i>Tração</i></u>	18
2.4.5.2 <u><i>Microdureza</i></u>	19
2.4.6 <i>Aplicações do processo FSW</i>	20
2.4.7 <i>Vantagens e desvantagens do processo</i>	21
3 MATERIAIS E MÉTODOS.....	23

3.1 Fluxograma das atividades desenvolvidas.....	23
3.2 Soldagem.....	23
3.3 Medidas de Temperatura.....	26
3.4 Medidas das Forças Resultantes.....	28
3.5 Metalografia.....	28
3.6 Microdureza.....	30
3.7 Ensaio de Tração.....	30
4 RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	33
4.1 Metal de base.....	33
4.1.1 Microestrutura.....	33
4.1.2 Composição Química.....	34
4.1.3 Propriedades Mecânicas.....	35
4.2 Soldas.....	36
4.2.1 Ciclos Térmicos.....	37
4.2.2 Forças resultantes durante a soldagem.....	44
4.2.3 Macroestrutura.....	49
4.2.4 Microestrutura.....	57
4.2.5 Microdureza.....	61
4.2.6 Tração.....	69
5 CONCLUSÕES.....	77
6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	79
7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	81
Apêndice A.....	87
Apêndice B.....	91

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 – Identificação das ligas trabalhadas mecanicamente [9].....	3
Tabela 2.2 – Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio [9].....	4
Tabela 2.3 – Composição nominal da liga 6056 [11].....	7
Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas da liga 6056-T4.....	7
Tabela 2.5 – Composição nominal da liga 2024 [12].....	8
Tabela 2.6 – Propriedades mecânicas da liga 2024-T351 [9].....	8
Tabela 2.7 – Composição nominal da liga 7075 [9].....	10
Tabela 2.8 – Propriedades mecânicas da liga 7075-T76 [12].....	10
Tabela 2.9 – Valores de propriedades de tração para soldas FSW de ligas de alumínio e a relação entre as propriedades da solda e do metal de base [31].....	18
Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem usados nas soldas 6056//2024.....	25
Tabela 3.2 – Parâmetros de soldagem usados nas soldas 6056//7075.....	26
Tabela 3.3 – Reagentes utilizados para ataque químico das amostras metalográficas [46].....	29
Tabela 4.1 – Composição química das ligas utilizadas.....	35
Tabela 4.2 – Microdureza Vickers do metal de base.....	35
Tabela 4.3 – Resultados do ensaio de tração do metal de base.....	36
Tabela 4.4 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas dissimilares das ligas 2024 e 6056.....	40
Tabela 4.5 – Temperaturas máximas dos termopares a 2mm de profundidade das soldas dissimilares das liga 6056 e 7075.....	42
Tabela 4.6 – Perda de dureza de cada liga na zona soldada e temperatura	68
Tabela 4.7 – Propriedades mecânicas das soldas das ligas 2024 e 6056....	70
Tabela 4.8 – Propriedades mecânicas das soldas das ligas 7075 e 6056....	74

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 – Diagrama hipotético de um sistema binário. Descrição do tratamento térmico de endurecimento por precipitação [10].....	6
Figura 2.2 Esquema ilustrativo do processo FSW [19].....	12
Figura 2.3 – Esquema da ferramenta utilizada no processo FSW, com detalhe do pino e do <i>shoulder</i> . (Cortesia GKSS).....	13
Figura 2.4 – Detalhe do pino na soldagem em dois passes de uma chapa de 75mm [20].....	13
Figura 2.5 – Eixos dos movimentos de translação e rotação da ferramenta durante a soldagem por FSW [21].....	13
Figura 2.6 – Ciclo térmico de uma solda fria da liga 2024-T351 por FSW [26]	15
Figura 2.7 – Esquema da microestrutura resultante do processo FSW. (sem escala) [17].....	16
Figura 2.8 – Curvas Tensão <i>versus</i> Deformação de amostras soldadas e do metal de base de ligas de alumínio da série 6000 (Cortesia GKSS).....	19
Figura 2.9 – Exemplo de gráfico de microdureza característico de soldas por FSW em ligas de alumínio tratáveis termicamente [26].....	20
Figura 3.1 – Fluxograma das atividades desenvolvidas.....	23
Figura 3.2 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 2024-T351. LR: 6056-T4.....	24
Figura 3.3 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 6056-T4. LR: 2024-T351.....	24
Figura 3.4 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 7075-T76. LR: 6056-T4.....	25
Figura 3.5 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 6056-T4. LR: 7075-T76.....	26
Figura 3.6 – Esquema da disposição dos termopares nas chapas das soldas 6056//2024.....	27
Figura 3.7 – Esquema da disposição dos termopares nas chapas das soldas 6056//7075.....	27
Figura 3.8 – (A) Corte transversal. (B) Corte longitudinal.....	28

Figura 3.9 – Esquema ilustrativo dos locais das medidas de microdureza.....	30
Figura 3.10 – Desenho e dimensões (mm) do corpo-de-prova para ensaio de tração.....	31
Figura 4.1 – Microestrutura da liga 6056-T4.....	33
Figura 4.2 – Microestrutura da liga 2024-T351.....	33
Figura 4.3 – Microestrutura da liga 7075-T76.....	34
Figura 4.4 – Ciclos térmicos da solda 2A-8. 2024LA//6056LR-8.....	37
Figura 4.5 – Ciclos térmicos da solda 2R-8. 6056LA//2024LR-8.....	38
Figura 4.6 – Ciclos térmicos da solda 7A-3. 7075LA//6056LR-3,6.....	38
Figura 4.7 – Ciclos térmicos da solda 7R-3. 6056LA//7075LR-3,6.....	39
Figura 4.8 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 2024LA//6056LR.....	41
Figura 4.9 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 6056LA//2024LR.....	41
Figura 4.10 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 7075LA//6056LR.....	42
Figura 4.11 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 6056LA//7075LR.....	43
Figura 4.12 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP8.....	45
Figura 4.13 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP4.....	45
Figura 4.14 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP2.....	45
Figura 4.15 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP1.....	46
Figura 4.16 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (<i>weld pitch</i>). Soldas 2024LA//6065LR.....	46
Figura 4.17 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (<i>weld pitch</i>). Soldas 6056LA//2024LR.....	47
Figura 4.18 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (<i>weld pitch</i>). Soldas 7075LA//6056LR.....	48
Figura 4.19 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (<i>weld pitch</i>). Soldas 6056LA//7075LR.....	48
Figura 4.20 – Esquema ilustrativo dos vetores translação e rotação que agem sobre os lados de avanço e retrocesso.....	49

Figura 4.21 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas quentes (WP 8) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).....	50
Figura 4.22 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas médias (WP 4) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).....	51
Figura 4.23 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas frias (WP 2) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).....	52
Figura 4.24 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas frias (WP 1) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).....	53
Figura 4.25 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas quentes (WP 3,6) das ligas 6056 (ataque escuro) e 7075 (ataque claro).....	55
Figura 4.26 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas frias (WP 2) das ligas 6056 (ataque escuro) e 7075 (ataque claro).....	56
Figura 4.27 – Microestruturas da região inferior do <i>nugget</i> , do lado de avanço. <i>Weld pitch</i> 8.....	57
Figura 4.28 – Microestruturas da região central, inferior do <i>nugget</i> . <i>Weld pitch</i> 4.....	58
Figura 4.29 – Microestruturas da zona afetada termomecanicamente, lado de avanço. <i>Weld pitch</i> 2.....	59
Figura 4.30 – Microestruturas próxima à região do defeito das soldas de WP1.....	59
Figura 4.31 – Microestruturas da região central inferior do <i>nugget</i> . WP3,6.....	60
Figura 4.32 – Microestruturas da região central inferior do <i>nugget</i> . WP2.....	61
Figura 4.33 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP8.....	62
Figura 4.34 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP4.....	62
Figura 4.35 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP2.....	62
Figura 4.36 – Microestruturas da solda 2024LA//6056LR-8, com marcas do	63

penetrador de dureza. Liga 2024: ataque escuro e liga 6056: ataque claro....	
Figura 4.37 – Perfil de microdureza da solda 6056LA//2024LR. WP8.....	65
Figura 4.38 – Perfil de microdureza da solda 6056LA//2024LR. WP4.....	65
Figura 4.39 – Perfil de microdureza da solda 7075LA//6056LR. WP3,6.....	66
Figura 4.40 – Perfil de microdureza da solda 7075LA//6056LR. WP2.....	66
Figura 4.41 – Perfil de microdureza da solda 6056LA//7075LR. WP3,6.....	67
Figura 4.42 – Perfil de microdureza da solda 6056LA//7075LR. WP2.....	67
Figura 4.43 – Curva Tensão <i>versus</i> Deformação das soldas 2024LA//6056LR.....	69
Figura 4.44 – Curva Tensão <i>versus</i> Deformação das soldas 6056LA//2024LR.....	69
Figura 4.45 – Regiões da fratura em tração. Soldas das ligas 2024 e 6056...	72
Figura 4.46 – Curva Tensão <i>versus</i> Deformação das soldas 7075LA//6056LR.....	73
Figura 4.47 – Curva Tensão <i>versus</i> Deformação das soldas 6056LA//7075LR.....	73
Figura 4.48 – Regiões da fratura em tração. Soldas das ligas 7075 e 6056...	75

1 INTRODUÇÃO

A indústria aeronáutica é um dos setores de maior exigência na qualidade dos materiais utilizados em sua produção. Esse ramo industrial demonstra grande interesse, investindo no estudo do processo FSW e em alguns casos este processo já está sendo empregado. A empresa *Boeing* investiu 15 milhões de dólares na soldagem por FSW do tanque de combustível do foguete de lançamento *Delta*. O lançamento do *Delta II*, em 1999, foi o primeiro utilizando tanque de combustível soldado por FSW [1]. A NASA também utiliza o FSW na soldagem do cilindro de hidrogênio do tanque externo de aeronaves [2]. A empresa *Eclipse Aviation Co.* (Albuquerque, EUA) já está construindo e comercializando o *Eclipse 500*, táxi aéreo com capacidade para 6 passageiros. O processo FSW é usado na soldagem da fuselagem e na montagem dos painéis da asa. Neste caso, a utilização do FSW eliminou 60% dos rebites, diminuindo peso e custo da aeronave [3-5]. No Brasil, a *Embraer* está financiando juntamente com outras empresas, desde o início de 2003, um projeto de pesquisa do TWI (*The Welding Institute*, Inglaterra), sobre a soldagem de chapas de alumínio com espessuras menores que 1,3 mm [6].

Atualmente, as principais ligas de alumínio que compõem as aeronaves, são as ligas das séries 2xxx (Al-Cu-Mg), 6xxx (Al-Si-Mg) e 7xxx (Al-Zn-Mg-Cu). As ligas da série 2xxx são as de utilização mais antiga. Apesar de apresentarem boa resistência mecânica, estão sendo substituídas, em parte, pelas ligas da série 6xxx, que apresentam resistência mecânica um pouco mais baixa, porém boa resistência à corrosão e melhor conformabilidade e soldabilidade [7]. O avião A380 da empresa *Airbus* já tem partes da fuselagem montadas com a liga 6056 [8].

Torna-se, portanto, bastante interessante o estudo do processo FSW para as ligas 6000, devido a sua crescente utilização na construção de aeronaves.

Acompanhando a tendência cada vez maior de unir materiais diferentes, com diferentes propriedades, torna-se de grande importância o

estudo de soldas dissimilares em FSW. No caso das ligas aeronáuticas de alumínio (séries 2000, 7000 e 6000), o desafio das soldas dissimilares por FSW é unir materiais de resistência mecânica mais alta (2000 e 7000) a um material de resistência mecânica mais baixa (6000), já que este processo de soldagem é baseado principalmente em deformação mecânica.

Além do interesse da indústria aeronáutica na utilização do processo FSW e da crescente utilização da liga 6056 nos componentes das aeronaves, observa-se que existem poucas publicações e informações sobre soldas dissimilares entre ligas 6000 e 7000 por FSW.

Desta forma, o objetivo deste trabalho é avaliar soldas dissimilares das ligas de alumínio 2024-T351 e 6056-T4 e das ligas 7075-T76 e 6056-T4, variando-se a velocidade de soldagem e o posicionamento das chapas das diferentes ligas e mantendo fixa a velocidade de rotação. Para avaliação das soldas, foram realizadas análises macroestrutural e microestrutural via Microscópio Óptico (M.O.), que permitem a análise da microestrutura resultante, assim como o estudo do fluxo de material durante a soldagem. Também foram avaliadas as propriedades mecânicas por meio de ensaios de Tração e de Microdureza. Por fim, as análises dos ciclos térmicos e das forças envolvidas durante o processo (que são determinadas pela variação dos parâmetros) foram utilizadas para correlacionar as propriedades mecânicas às características microestruturais e ao aporte térmico aplicado ao processo.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Classificação das ligas de alumínio e designação dos tratamentos térmicos

As ligas de alumínio são classificadas, de acordo com a *Aluminum Association*, como ligas de fundição e ligas trabalhadas mecanicamente. Dentro do grupo das ligas trabalhadas mecanicamente, há duas classificações: as tratáveis termicamente e ligas não tratáveis termicamente. As ligas tratáveis termicamente são aquelas que têm sua dureza aumentada através do tratamento térmico de solubilização e envelhecimento; pertencem a esse grupo as ligas das séries 2xxx, 6xxx, 7xxx e a maioria da série 8xxx. As ligas não tratáveis termicamente são endurecidas por encruamento, conseqüente do trabalho mecânico a frio. Pertencem a esse grupo as ligas das séries 1xxx, 3xxx, 4xxx e 5xxx [9].

A *Aluminum Association* utiliza um sistema numérico de 4 dígitos para identificar as ligas de alumínio trabalhadas mecanicamente. O primeiro dígito indica o grupo da liga; os dois últimos identificam a liga de alumínio, ou indicam a pureza. O segundo dígito indica modificações da liga original ou limites de impurezas. A Tabela 2.1 apresenta o sistema de identificação da *Aluminum Association* para ligas trabalhadas mecanicamente [9].

Tabela 2.1 – Identificação das ligas trabalhadas mecanicamente [9].

Séries de quatro dígitos	% de alumínio ou principal elemento de liga
1xxx	99,00% mínimo
2xxx	Cobre
3xxx	Manganês
4xxx	Silício
5xxx	Magnésio
6xxx	Magnésio e Silício
7xxx	Zinco
8xxx	Outros
9xxx	Não usada

O sistema de designação do tratamento térmico desenvolvido pela *Aluminum Association* consiste na utilização de letras adicionadas como sufixos ao nome da liga, podendo ser usado tanto para as ligas trabalhadas mecanicamente quanto para as ligas de fundição. A Tabela 2.2 apresenta esquematicamente o significado dos sufixos utilizados neste sistema [9].

Tabela 2.2 – Designação dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio[9].

Letras: Tratamento Térmico ou Condição	1º Dígito: Tratamento Térmico Secundário	2º Dígito: endurecimento residual (apenas para a condição H)
F – Como fabricado		
O – Recozido, apenas trabalháveis mecanicamente		
H – Trabalhado a frio, encruamento	1 – Apenas trabalhado a frio	2 – ¼ endurecido
	2 – Trabalhado a frio e parcialmente recozido	4 – ½ endurecido
	3 – Trabalhado a frio e estabilizado	6 – ¾ endurecido
		8 – endurecido
		9 – extra endurecido
W – Solubilizado		
T – Tratamento térmico de solubilização	1 – Solubilização parcial e envelhecimento natural	
	2 – Apenas produtos fundidos recozidos	
	3 – Solubilização e trabalho a frio	
	4 – Solubilização e envelhecimento natural	
	5 – Apenas envelhecido artificialmente	
	6 – Solubilização e envelhecimento artificial	
	7 – Solubilizado e estabilizado	
	8 – Solubilização, trabalho a frio e envelhecimento artificial	
	9 – Solubilização, envelhecimento artificial e trabalho a frio	

2.2 Ligas trabalhadas mecanicamente tratáveis termicamente

As ligas tratáveis termicamente contêm elementos de liga, cuja solubilidade no alumínio diminui com a diminuição da temperatura ou quando a concentração desses elementos excede o limite de solubilidade (em solução sólida) a temperatura ambiente ou a temperaturas moderadamente maiores. Os elementos de liga mais importantes para as ligas tratáveis termicamente são: cobre, lítio, magnésio e zinco [9].

2.2.1 Endurecimento por precipitação

O tratamento térmico de endurecimento por precipitação consiste em realizar um tratamento térmico de solubilização, para maximizar a solubilidade dos elementos de liga, seguido por um resfriamento rápido a baixa temperatura, para obter uma solução supersaturada de soluto e vacâncias, a partir da qual é possível controlar a precipitação de partículas finas para obter o endurecimento e as propriedades mecânicas desejadas [10]. A precipitação após o resfriamento rápido, ou seja, o envelhecimento, vai depender da temperatura de reaquecimento da solução supersaturada. A Figura 2.1 mostra, num diagrama hipotético de um sistema “AB”, as faixas de temperatura de solubilização (ΔT_1), de reaquecimento (ΔT_2), bem como a linha GP.

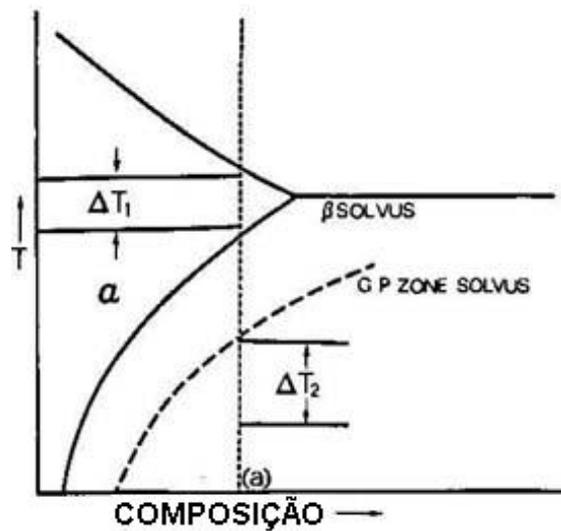


Figura 2.1 – Diagrama hipotético de um sistema binário [10].

O envelhecimento natural consiste em manter a solução supersaturada à temperatura ambiente, enquanto que o envelhecimento artificial consiste em reaquecer a solução supersaturada até ΔT_2 . Nos períodos iniciais do envelhecimento artificial a temperaturas moderadamente elevadas, a principal mudança é a redistribuição de átomos de soluto dentro da solução sólida para formar *clusters* ou zonas GP (*Guinier-Preston*) que são consideravelmente enriquecidas em soluto. O efeito de endurecimento das zonas GP deve-se à necessidade de maior tensão para movimentar a linha de discordância através de uma região distorcida por tensões coerentes. Com o aumento do tempo ou temperatura do envelhecimento, as zonas GP são convertidas e substituídas por partículas que têm uma estrutura cristalina diferente da solução sólida e da fase de equilíbrio. Estas partículas são chamadas de precipitados de transição. O efeito de endurecimento dessas estruturas de transição semicoerentes ocorre devido à presença de deformações na rede e precipitados [10].

A continuação das reações de precipitação acarreta no crescimento das partículas dessa fase de transição e no aumento nas deformações coerentes, até que a resistência da ligação interfacial é excedida, ocorrendo a perda de coerência. A resistência diminui com o crescimento das partículas da fase de equilíbrio e com o aumento do espaçamento entre essas partículas. Esta etapa de perda de resistência é chamada de superenvelhecimento [10].

2.2.2 Liga 6056

A liga 6056, patenteada pela divisão aeronáutica da empresa francesa *Pechiney Rhenalu*, é uma liga Al-Mg-Si-Cu-Mn desenvolvida para fornecer uma alternativa à liga aeronáutica 2024. A liga 6056 foi desenvolvida para ter melhor resistência à corrosão e soldabilidade, que são os pontos fracos da liga 2024. A resistência mecânica da liga 6056 é média, quando comparada à liga 2024 [11].

As chapas finas da liga 6056 são utilizadas na fuselagem das aeronaves, onde características como resistência à corrosão e soldabilidade são fundamentais para o projeto.

A Tabela 2.3 apresenta a composição nominal da liga, de acordo com dados da *Pechiney* [11].

Tabela 2.3 – Composição nominal da liga 6056 [11].

Composição Nominal (% em peso)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti+Zr
6056	0,7-1,3	≤ 0,5	0,5-1,1	0,4-1,0	0,6-1,2	≤ 0,25	0,1-0,7	0,20

O limite de resistência à tração (LRT), a tensão de escoamento (σ_e), o alongamento e a dureza (HV) da 6056-T4 estão apresentados na Tabela 2.4.

Tabela 2.4 – Propriedades mecânicas da liga 6056-T4.

Propriedades Mecânicas *				
	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	HV _{0,2}
6056-T4	375	236	27,8	102

* Valores obtidos experimentalmente.

O desenvolvimento das fases microestruturais responsáveis pelo endurecimento da liga 6056-T6, ainda não é bem conhecido [8]. A seqüência de precipitação a partir da solução sólida (SS) supersaturada seria:



As zonas GP têm formato agulhado e estão presentes ao longo da direção $\langle 100 \rangle$. A fase de transição β' tem formato de bastão e ocorre na mesma direção das zonas GP. A fase de equilíbrio β é cúbica de face centrada [9]. As fases β e β' são ternárias, enquanto as fases Q e Q' (AlMgSiCu) são quaternárias e apresentam formato de ripas [8].

2.2.3 Liga 2024

A necessidade de materiais leves para a indústria aeronáutica permitiu o desenvolvimento da liga 2024-T3 em 1931. Esta liga contém mais magnésio (1,5%) do que a liga 2017 (0,5%), o que lhe confere 20% a mais no valor da tensão de escoamento quando comparada à liga 2017-T4. Devido a sua alta resistência, a liga 2024 passou a ser aplicada na fuselagem de aviões comerciais de passageiros [9], sua principal aplicação até os dias atuais.

A composição nominal da liga 2024 está apresentada na Tabela 2.5.

Tabela 2.5 – Composição nominal da liga 2024 [12].

Composição Nominal (% em peso)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
2024	0,5	0,5	3,8-4,9	0,3-0,9	1,2-1,8	0,1	0,2	0,15

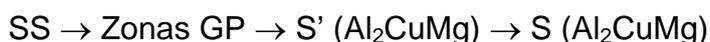
O limite de resistência à tração (LRT), a tensão de escoamento (σ_e), o alongamento e a dureza (HV) da liga 2024-T351 estão apresentados na Tabela 2.6.

Tabela 2.6 – Propriedades mecânicas da liga 2024-T351 [9].

Propriedades Mecânicas				
	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	HV
2024-T351	469	324	18,7	137

O magnésio das ligas Al-Cu-Mg é responsável por acelerar e intensificar o endurecimento por envelhecimento natural. O desenvolvimento microestrutural das fases responsáveis pelo endurecimento da liga inicia-se pela formação, durante o envelhecimento natural, de zonas formadas por grupos de átomos de magnésio e cobre sobre os planos {110} da matriz. A aparente aceleração deste processo pela adição de magnésio resulta de complexas interações entre vacâncias e os dois solutos. O pareamento de átomos de cobre e magnésio contribui para o mecanismo de ancoramento de discordâncias [10].

O envelhecimento da liga 2024 a elevadas temperaturas produz a fase de transição S'(Al₂CuMg), que é coerente com os planos {021} da matriz. O superenvelhecimento está associado com a formação da fase de equilíbrio S (Al₂CuMg) e a conseqüente perda de coerência [10]. A seqüência das estruturas de precipitação está apresentada a seguir:



A fase de transição S' tem a mesma composição química e estrutura cristalina ortorrômbica muito similar à fase S de equilíbrio.

2.2.4 Liga 7075

Na década de 1920, pesquisadores alemães desenvolveram ligas Al-Zn-Mg com alta resistência mecânica. Porém, essas ligas apresentavam baixa resistência à corrosão sob tensão. Após pesquisas nos anos 30 e 40, nos Estados Unidos, Europa e Japão, outras ligas da série 7xxx foram desenvolvidas para diminuir esse problema [9].

Ligas contendo 0,2 a 0,35% de cobre desenvolveram melhor resistência à corrosão sob tensão. Para manter a alta resistência mecânica da liga, os teores de zinco, magnésio e cobre foram aumentados, surgindo a liga 7075-T6 em 1943. A nova liga foi rapidamente introduzida na indústria aeronáutica [9].

A Tabela 2.7 apresenta a composição nominal da liga 7075 [12].

Tabela 2.7 – Composição nominal da liga 7075 [9].

Composição Nominal (% em peso)								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
7075	0,4	0,5	1,2-2,0	0,3	2,1-2,9	0,18-0,28	5,1-6,1	0,2

O limite de resistência à tração (LRT), a tensão de escoamento (σ_e), o alongamento e a dureza (HV) da liga 7075-T76 estão apresentados na Tabela 2.8 [12].

Tabela 2.8 – Propriedades mecânicas da liga 7075-T76 [12].

Propriedades Mecânicas				
7075-T76	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	HV
		503	427	11

O envelhecimento, a partir da temperatura ambiente até temperaturas relativamente baixas de envelhecimento de ligas Al-Zn-Mg, dá-se pela geração das zonas GP de formato aproximadamente esférico. Com o aumento do tempo de envelhecimento, as zonas GP aumentam de tamanho e a resistência da liga diminui. O envelhecimento de ligas com alto zinco resulta na formação do precipitado transição η' , que é o precursor da fase de equilíbrio η ($MgZn_2$). Os planos basais da fase de transição hexagonal η' são coerentes com os planos {111} da matriz, porém a interface entre a matriz e a direção c dos precipitados é incoerente [9]. Adições de cobre aumentam a resistência mecânica das ligas Al-Zn-Mg. Acima de 1%p, o cobre participa do processo de precipitação durante o envelhecimento e diminui a coerência dos precipitados. No sistema quaternário Al-Zn-Mg-Cu as fases $MgZn_2$ e AlMgCu formam uma série isomorfa, com alumínio e cobre substituindo o zinco em Mg_2Zn [9].

2.3 Soldabilidade das ligas de alumínio

Soldabilidade é o termo utilizado para descrever o grau de dificuldade em soldar um metal ou liga [13]. Em relação à soldagem do alumínio por processos de fusão (TIG, MIG/MAG e *Laser*) esta dificuldade depende dos seguintes fatores:

Camada de óxido de alumínio: as ligas de alumínio desenvolvem uma fina camada de óxido (Al_2O_3) quando em contato com a atmosfera. Esta camada possui ponto de fusão de $2066^{\circ}C$, quase 3 vezes a temperatura de fusão do alumínio puro, o que dificulta a abertura e estabilização do arco elétrico [14,15].

Contaminação por hidrogênio: o hidrogênio possui uma alta solubilidade em alumínio fundido, porém durante a solidificação esta solubilidade diminui e o hidrogênio é retido na fase líquida gerando porosidade [15].

Condutividade térmica: As ligas de alumínio possuem uma alta condutividade térmica, aproximadamente quatro vezes à dos aços carbono. Isto significa que o calor fornecido deve ser quatro vezes maior para as ligas de alumínio do que para o aço [15,16];

Coefficiente linear de expansão térmica: as ligas de alumínio possuem alto coeficiente linear de expansão, o que acarreta numa considerável distorção durante a soldagem [16].

Surgimento de trincas a quente: o surgimento das trincas a quente é favorecido pelo grande intervalo de solidificação, que junto com o alto coeficiente de expansão causa retração durante a solidificação da peça [14, 16].

2.4 FSW – *Friction Stir Welding*

2.4.1 *Princípio de funcionamento*

Friction Stir Welding (FSW) é um processo de soldagem no estado sólido, desenvolvido e patenteado pelo *The Welding Institute* (TWI), Cambridge, Inglaterra, em 1991 [17].

A princípio, o FSW foi desenvolvido para soldagem do alumínio e suas ligas, as séries 1xxx, 2xxx, 5xxx, 6xxx, 7xxx e 8xxx. Após o estudo e um melhor desenvolvimento desse processo, tornou-se possível a soldagem de outros materiais: magnésio, cobre, titânio, aço, chumbo e zinco. Atualmente, soldas dissimilares têm apresentado bons resultados [17].

O processo utiliza uma ferramenta rotativa, não consumível, com um pino que é introduzido na junta que se quer soldar. O atrito entre o material a ser soldado e a ferramenta promove o aquecimento do sistema a uma temperatura abaixo do ponto de fusão do metal. O material atinge um estado plastificado. A rotação e deslocamento da ferramenta e do pino na direção de soldagem promovem o transporte de material do lado de avanço da ferramenta para o lado de retrocesso. Em seguida, este material é consolidado pela pressão exercida pela ferramenta [18]. A Figura 2.2 é um esquema ilustrativo do processo.



Figura 2.2 – Esquema ilustrativo do processo FSW [19].

A ferramenta utilizada no processo pode ser dividida em duas partes, o pino e o *shoulder*, que podem ser observados na Figura 2.3. O pino pode ser observado em detalhe, dentro de um cordão de solda na Figura 2.4.

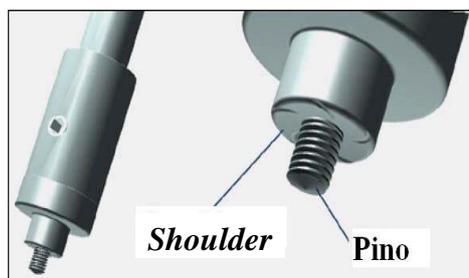


Figura 2.3 – Esquema da ferramenta utilizada no processo FSW, com detalhe do pino e do *shoulder* (Cortesia GKSS).

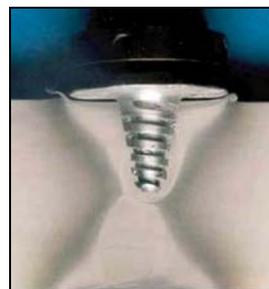


Figura 2.4 – Detalhe do pino na soldagem em dois passes de uma chapa de 75mm [20].

2.4.2 Forças envolvidas durante a soldagem.

Para soldas dissimilares, a posição das ligas, ora no lado de avanço, ora no lado de retrocesso, influencia bastante a resultante de forças, que por sua vez determina a microestrutura resultante da soldagem.

As forças envolvidas durante o processo de soldagem por FSW estão apresentadas na Figura 2.5 [21].

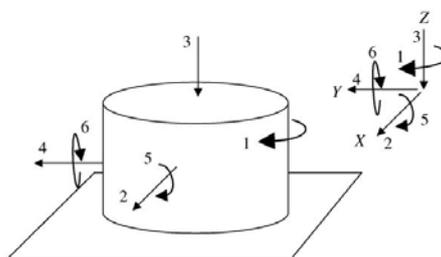


Figura 2.5 – Eixos dos movimentos de translação e rotação da ferramenta durante a soldagem por FSW [21].

As forças imprimidas durante a soldagem podem ser medidas através de uma célula de carga e comparadas àqueles valores pré-determinados durante a programação dos parâmetros. Caso o valor medido e o pré-determinado estejam diferentes, o controlador, acoplado ao robô, é capaz de calcular a

correção e manter constantes os valores previamente programados [22]. Desta forma, gráficos das forças imprimidas durante a soldagem podem ser plotados e a partir deles verificar se os parâmetros foram corrigidos adequadamente. Esses registros auxiliam na previsão de defeitos que possam ocorrer durante a soldagem, também ajudam a explicar determinadas características da solda.

2.4.3 Aporte térmico e ciclos térmicos em FSW

De maneira geral, o fluxo de calor nos processos de soldagem pode ser dividido em duas etapas: fornecimento de calor à junta e dissipação deste calor pela peça [23].

No processo FSW, a fonte de calor vem do atrito entre a ferramenta e as peças a serem unidas. Apesar de já estabelecido o conhecimento de geração de calor por atrito no processo FSW, tal desenvolvimento não é tão trivial, já que depende de uma série de parâmetros de processo, tais como, velocidade de rotação, velocidade de translação da ferramenta (velocidade de soldagem), força de compressão, projeto da ferramenta e comprimento do pino. Segundo o modelo de geração de calor proposto por *Chao et al* [24], o aporte térmico nas peças a serem soldadas por FSW é fornecido pela equação 2.1:

$$Q = \frac{\pi \omega \mu F (r_0^2 + r_0 r_i + r_i^2)}{45(r_0 + r_i)} \quad (2.1)$$

em que: **Q** - aporte térmico (rpm.kN.mm); π - constante; **F** – força de compressão (kN); ω - velocidade de rotação (rpm); **r₀** – raio do *shoulder* (mm); μ - coeficiente de atrito; **r_i** – raio do pino (mm).

Assim, altas velocidades de rotação são responsáveis por uma maior geração de calor, dependendo da força compressiva aplicada e da geometria do pino. Já a utilização de altas velocidades de translação promove uma redução efetiva do calor por unidade de comprimento, ou seja, aporte térmico menor [25].

A dissipação de calor dá-se por condução, na peça, das regiões aquecidas para o restante da peça. Desta forma, cada ponto próximo ao cordão sofrerá uma influência diferente do aporte térmico. Esta “influência” pode ser prevista e analisada pelo ciclo térmico. Os ciclos térmicos são curvas Temperatura x Tempo que indicam o aquecimento e o resfriamento de um determinado ponto durante a soldagem [23].

De maneira simplificada, a obtenção de soldas quentes e frias deve-se à combinação de parâmetros ótimos de velocidade de rotação (Ω) e velocidade de translação da ferramenta (v - velocidade de soldagem). A razão Ω/v , que recebe o nome de *weld pitch* - *WP*, ainda sem tradução para o português, determina a classificação térmica das soldas por FSW, que pode ser quente (*hot weld*), média (*medium weld*) ou fria (*cold weld*). Quanto maior o valor da razão Ω/v , “mais quente” é a solda.

A microestrutura, e em conseqüência as propriedades mecânicas, são determinadas pelo ciclo térmico [17]. Experimentalmente, os ciclos térmicos são obtidos utilizando termopares dispostos ao longo da junta a ser soldada. Os valores de temperatura alcançados na soldagem FSW para a liga 2024-T351 chegam a 340°C, a uma distância de 2mm do cordão de solda, para soldas quentes, e a 305°C, a esta mesma distância, para uma solda fria [26]. A Figura 2.6 é um exemplo de uma curva de ciclo térmico para uma solda fria da liga 2024-T351 [26].

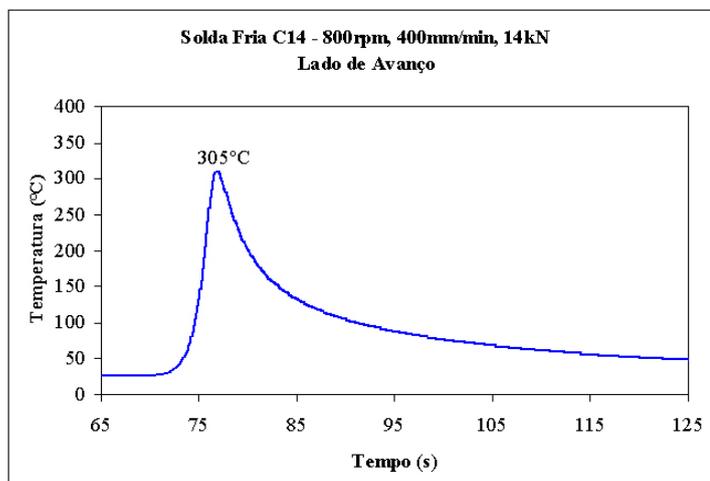


Figura 2.6 – Ciclo térmico de uma solda fria da liga 2024-T351 por FSW [26].

2.4.4 Macro e microestrutura da solda por FSW

2.4.4.1 Macroestrutura de soldas similares por FSW

As macrografias transversais à direção de soldagem revelam quatro regiões distintas, conforme representado na Figura 2.7 [17]. A macrografia apresenta uma falta de simetria ao longo da linha central do cordão de solda. Esta característica é atribuída ao movimento do metal plasticizado ao redor da ferramenta durante a soldagem [27].

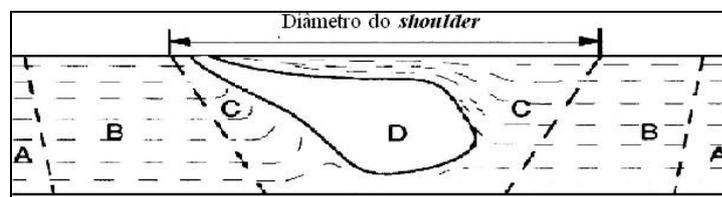


Figura 2.7 – Esquema da microestrutura resultante do processo FSW (sem escala) [17].

A região **A** não é afetada pelo processo, e apresenta as mesmas características e propriedades do metal de base [17]. A região **B** é chamada de Zona Afetada Termicamente (ZAT) e não há deformação mecânica nesta região. Alguns fenômenos metalúrgicos como, por exemplo, envelhecimento ou superenvelhecimento de precipitados, solubilização de precipitados preexistentes e variação na densidade de linhas de discordância ocorrem devido à influência dos ciclos térmicos [17].

Na ZATM – Zona Afetada Termomecanicamente (**C**), os efeitos térmicos são mais severos quanto mais próxima a região estiver do centro da solda podendo ocorrer solubilização dos precipitados. A deformação mecânica nesta região é comprovada pela mudança observada na orientação dos grãos, que pode chegar a uma variação de 90° [17].

O *nugget*, região **D**, é o centro da solda, e difere da ZATM porque nesta região os grãos são dinamicamente recristalizados. A microestrutura consiste de grãos equiaxiais, com diâmetro de 2 a $5\ \mu\text{m}$ [17].

2.4.4.2 Microestrutura de soldas dissimilares por FSW

As características microestruturais de soldas dissimilares por FSW são bastante similares às das soldas similares, e apresentam as mesmas zonas da Figura 2.7. As soldas similares podem apresentar uma estrutura conhecida por *onion ring*". Esta estrutura aparece no centro do *nugget* e consiste de uma série de anéis elípticos concêntricos. A forma dos anéis depende dos parâmetros de soldagem e do material [17].

Nas soldas dissimilares, os *onion rings* são mais evidentes. Esta estrutura é formada por lamelas alternadas dos dois diferentes materiais que compõem a solda dissimilar. A formação das lamelas é atribuída à rotação do pino e à movimentação transversal da ferramenta na direção de soldagem [28-31].

A "mistura" das duas ligas forma contornos (ou fronteiras) entre regiões de diferentes composições químicas. A composição química de cada região corresponde à composição das ligas que formam a solda dissimilar. *Larsson et al* [32] estudam a solda dissimilar entre as ligas AA6082 e AA5082. Neste caso, resultados de análise de imagens via microscópio eletrônico de varredura, usando a técnica BSE – *backscattered electrons*, revelaram que as regiões de diferentes composições químicas estão intimamente ligadas, uma vez que foram detectados grãos que cresciam através da fronteira composicional.

A posição das ligas influencia na "mistura" dos materiais durante a soldagem. O trabalho de *Larsson et al* [32] mostra que a formação do *nugget* foi mais homogênea para as soldas em que a liga AA6082 foi posicionada no lado de avanço durante a soldagem.

2.4.5 Propriedades mecânicas das soldas produzidas por FSW

2.4.5.1 Tração

A literatura apresenta trabalhos realizados pelo TWI, nos quais são apresentadas relações entre as propriedades em tração do metal de base e de algumas soldas FSW [33]. A Tabela 2.9 apresenta essas relações e valores para a tensão de escoamento (σ_e), o limite de resistência à tração (LRT) e o alongamento para algumas ligas.

Tabela 2.9 – Valores de propriedades em tração para soldas FSW de ligas de alumínio e a razão entre as propriedades da solda e do metal de base [33].

Material	LRT (MPa)	σ_e (MPa)	Alongamento (%)	Razão propriedades da solda/ propriedades metal de base
6082-T6	254	160	4,85	0,83
6082-T4	244	138	18,80	0,93
7108-T79	320	210	12,00	0,86

As soldas produzidas por FSW apresentam valores de tensão de escoamento, ruptura e máxima menores do que aqueles obtidos nos testes de tração para o metal de base, como mostra a razão apresentada na Tabela 2.9. O alongamento também é menor nas amostras soldadas do que nas amostras de metal de base.

A Figura 2.8 apresenta uma curva Tensão *versus* Deformação para amostras soldadas e para o metal de base das ligas de alumínio 6056-T4 e 6056-T6.

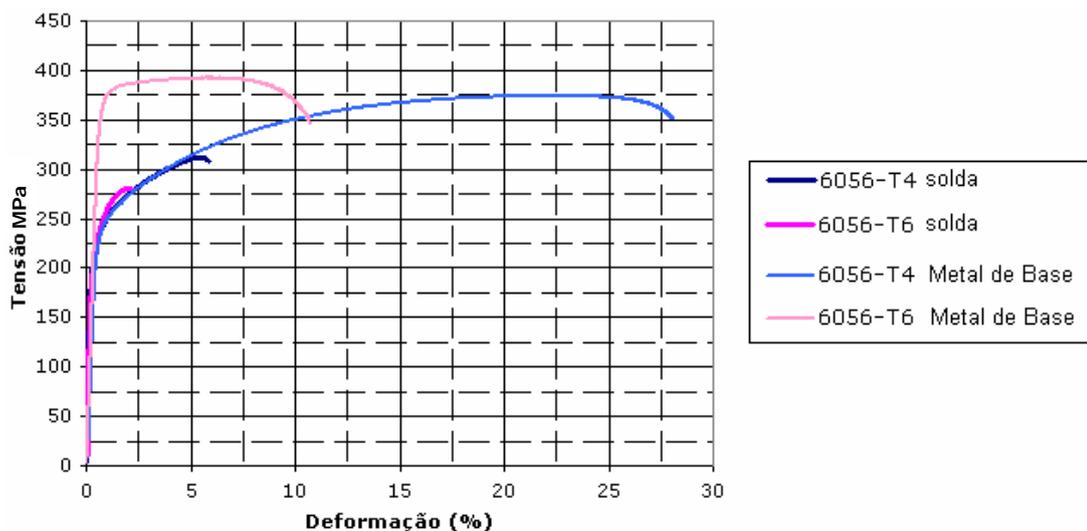


Figura 2.8 – Curvas Tensão *versus* Deformação de amostras soldadas e do metal de base de ligas de alumínio da série 6000 (Cortesia GKSS).

O trabalho de *Sutton et al.* [34], mostra que o limite de resistência à tração das soldas por FSW em alumínio pode ser 10-30% menor do que a propriedade do metal de base.

2.4.5.2 Microdureza

A forma geral do perfil de microdureza das juntas FSW é bastante característica. A região do *nugget* apresenta uma perda de dureza em relação ao metal de base de 5 a 30%, sendo que o valor mínimo de microdureza é encontrado na ZAT [34].

O gráfico da Figura 2.9 apresenta o perfil de microdureza de uma solda quente da liga 2024-T351 [26]. Este perfil é característico de soldas FSW em ligas de alumínio tratáveis termicamente encontrados na literatura [35,36].

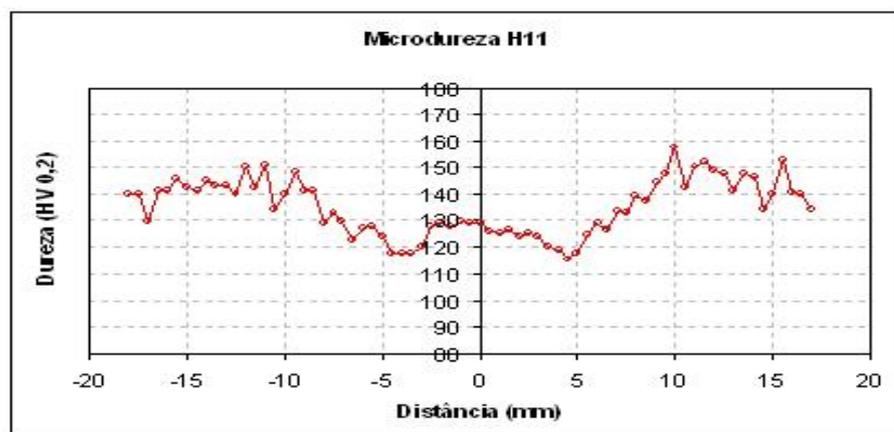


Figura 2.9 – Exemplo de gráfico de microdureza característico de soldas por FSW em ligas de alumínio tratáveis termicamente [26].

A partir deste perfil é possível determinar as zonas da região da solda. Observa-se um patamar, o que coincide com a região recristalizada do *nugget*. Um valor mínimo de dureza (distância aproximadamente de 5mm) presente em ambos os lados da solda representa a transição da zona ZATM para a ZAT. Essas delimitações condizem com o trabalho de Leonard [37].

2.4.6 Aplicações do processo FSW

O processo FSW foi utilizado comercialmente pela primeira vez no setor naval, em 1997. A primeira instalação foi numa empresa da Noruega, para soldagem de painéis de alumínio com área de cerca de 6-16m² e espessura de 3-15mm [38]. Desde então, a aplicação na indústria tem crescido rapidamente. Como já foi apresentado no capítulo de introdução, a NASA e a *Boeing* produziram tanques de combustível soldados por FSW [1,2]. A empresa *Eclipse Aviation Co.* produz parte da fuselagem de seus aviões utilizando o FSW [3-5].

A *Airbus* será o primeiro fabricante de aeronaves civis de grande porte a utilizar o FSW, com planos de incorporar a técnica na fabricação da linha A340 e, em maior escala, na fabricação da sua mais nova aeronave, o A350. Pela primeira vez, em aviões de grande porte, a união longitudinal da fuselagem da

asa das aeronaves A340 e A350 será feita pelo processo FSW, ao invés do tradicional processo de rebitagem. A certificação será obtida, provavelmente, no início de 2007 [39].

Em 2003, no setor automotivo, a *Mazda Motor Corp.* foi a primeira empresa a utilizar FSW na soldagem de alumínio do modelo *Mazda RX-8* 2004. A soldagem de alumínio por FSW reduziu em 99% o consumo de energia e, a de aço, 80%, quando comparada ao processo de resistência. Este modelo tem as portas traseiras e o capô soldados por FSW [40,41].

Os engenheiros de outra empresa do setor, a Jaguar, começam a pesquisar outras alternativas de união para serem utilizadas em seus carros, entre elas está o processo *Friction Stir Spot Welding*, uma variação do processo FSW [42].

Há apenas 14 anos de seu desenvolvimento, a técnica de soldagem por FSW está ganhando credibilidade nos setores industriais, principalmente na indústria aeronáutica civil. O FSW também pode ser encontrado em balsas (*fast ferries*), vagões [43,44]. Cerca de 120 licenças e mais de 1200 patentes foram concedidas [44].

A maioria das aplicações do processo FSW tem se voltado para a soldagem de alumínio. Porém, atualmente, há um esforço para o desenvolvimento da soldagem de aço por FSW [44].

2.4.7 Vantagens e desvantagens do processo

Por ser um processo de soldagem no estado sólido, o FSW apresenta algumas vantagens quanto aos aspectos metalúrgicos, quando comparado aos convencionais processos por fusão [33]:

- ✓ Não há a ocorrência de trincas de solidificação, que são características dos processos por fusão [33];
- ✓ Não há a perda elementos de liga através de evaporação e a composição química da liga é preservada [33]; e

- ✓ Devido ao trabalho mecânico que ocorre durante a soldagem, a ferramenta do FSW produz uma solda com uma microestrutura mais fina do que o metal de base. Tal fato é comprovado através de testes preliminares de tração, onde a fratura ocorreu no metal de base, distante do metal de solda e ZAT [33].

Apesar disso, a solda FSW não é livre de defeitos, pois podem ocorrer falta de penetração do pino na raiz e vazios devido à escolha não adequada dos parâmetros de soldagem [33]. Ambos podem ser evitados, utilizando-se adequadamente os parâmetros de processo.

Outras vantagens e desvantagens do processo são listadas a seguir [45].

Vantagens:

- ✓ Baixa distorção da solda;
- ✓ Boa propriedade mecânica (testes de fadiga, tração e dobramento);
- ✓ Não produz fumos;
- ✓ Não apresenta porosidade;
- ✓ Sem respingos;
- ✓ Baixa retração;
- ✓ Pode ser operado em todas as posições;
- ✓ É passível de automação e robotização;
- ✓ Ferramenta não consumível;
- ✓ Não necessita de metal de adição;
- ✓ Não utiliza gás de proteção; e
- ✓ Não necessita de preparação pré-soldagem: uma fina camada de óxido é tolerada.

Desvantagens :

- ✓ A velocidade de soldagem é um pouco menor do que a empregada nos processos convencionais por fusão;
- ✓ Necessidade de sistema de fixação do material a ser soldado; e
- ✓ Presença de um furo no final da solda.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Fluxograma das atividades desenvolvidas

O fluxograma da Figura 3.1 apresenta as atividades desenvolvidas neste trabalho.

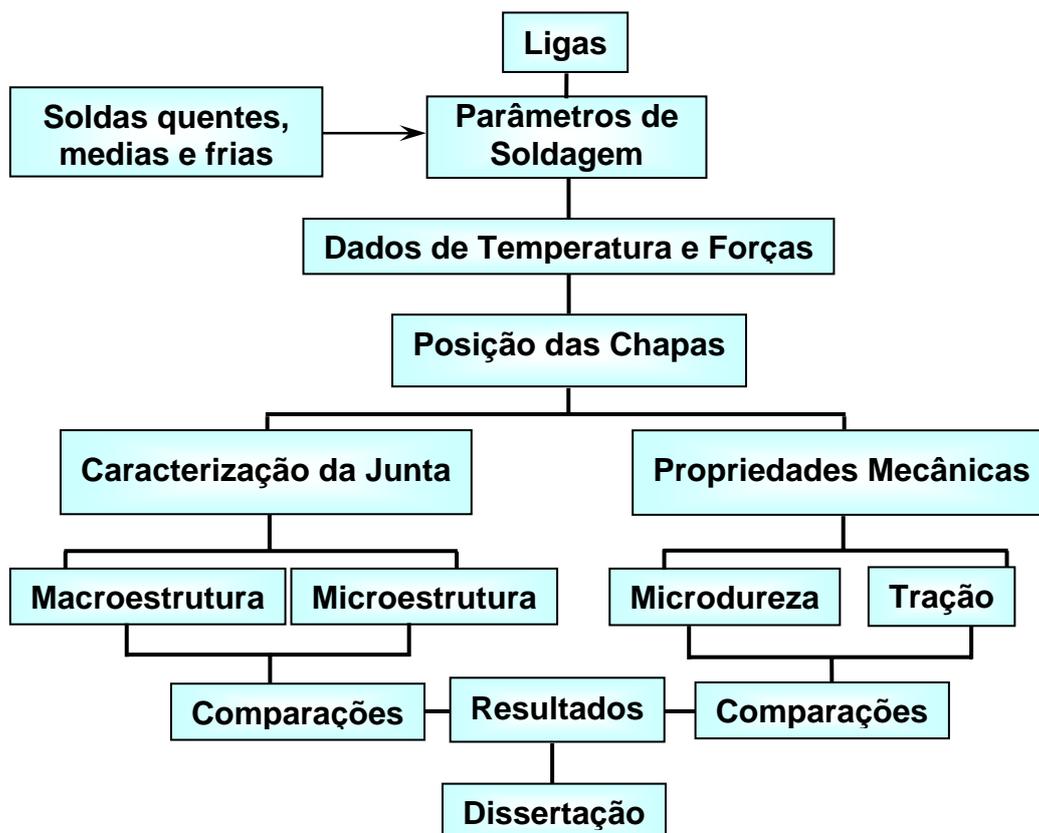


Figura 3.1 – Fluxograma das atividades desenvolvidas.

3.2 Soldagem

A soldagem das amostras foi realizada pelo centro de pesquisa alemão GKSS, na cidade de *Geesthacht*, Alemanha.

Foram feitas soldas dissimilares nas ligas 6056-T4 e 2024-T351, e nas ligas 6056-T4 e 7075-T76, em chapas de 4mm de espessura pelo processo de soldagem FSW. O equipamento de soldagem utilizado foi o robô *Neos Tricept*

805. Foram escolhidas as ligas acima citadas, para explorar o potencial dessas ligas na formação de juntas dissimilares de ligas de alumínio, particularmente por apresentarem dificuldades na soldagem por processos tradicionais de soldagem por fusão.

A posição das chapas também é uma variável no processo de soldagem dissimilar por FSW. As Figuras 3.2 e 3.3 apresentam a disposição e as dimensões das chapas utilizadas na soldagem.

Disposição #1: Chapa da liga 6056-T4 no lado de retrocesso (LR) e a chapa da liga 2024-T351 no lado de avanço (LA).

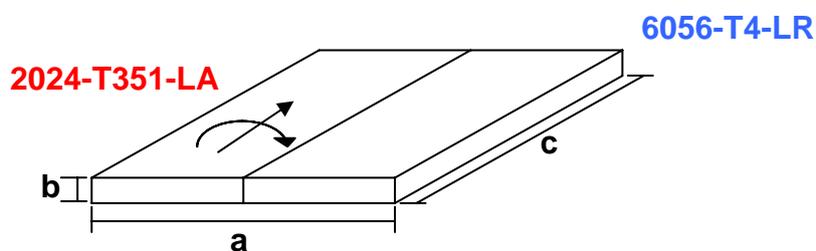


Figura 3.2 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 2024-T351. LR: 6056-T4.

Disposição # 2: Chapa da liga 2024-T351 no lado de retrocesso (LR) e a chapa da liga 6056-T4 no lado de avanço (LA).

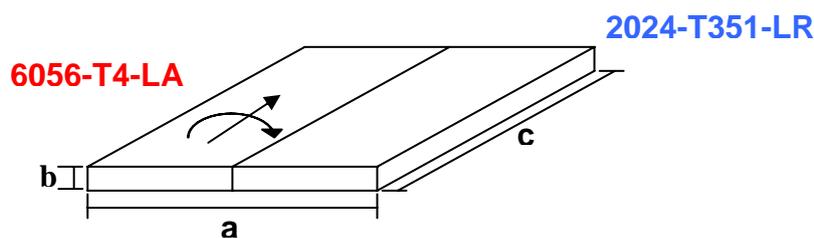


Figura 3.3 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 6056-T4. LR: 2024-T351.

As dimensões **a**, **b** e **c** indicadas nas Figuras 3.2 e 3.3 são 860mm, 4mm e 1500mm, respectivamente.

A direção de soldagem foi a mesma da laminação das chapas. O pino e o *shoulder* da ferramenta utilizada foram de 5 e 15mm de diâmetro, respectivamente.

Para cada disposição, #1 e #2, foram feitas quatro soldas em diferentes condições. A Tabela 3.1 apresenta os parâmetros utilizados durante as soldagens e a denominação das amostras.

Tabela 3.1 – Parâmetros de soldagem usados nas soldas 6056//2024.

Amostra	Material		Velocidade de Rotação Ω (rpm)	Velocidade de Soldagem v (mm/min)	Weld pitch (Ω/v)	
	Lado de Avanço	Lado de Retrocesso				
#1	2A-8	2024-T351	6056-T4	800	100	8
	2A-4	2024-T351	6056-T4	800	200	4
	2A-2	2024-T351	6056-T4	800	400	2
	2A-1	2024-T351	6056-T4	800	800	1
#2	2R-8	6056-T4	2024-T351	800	100	8
	2R-4	6056-T4	2024-T351	800	200	4
	2R-2	6056-T4	2024-T351	800	400	2
	2R-1	6056-T4	2024-T351	800	800	1

As Figuras 3.4 e 3.5 apresentam as dimensões e as disposições das chapas das juntas entre as ligas 6056-T4 e 7075-T76.

Disposição #1: Chapa da liga 6056-T4 no lado de retrocesso (LR) e a chapa da liga 7075-T56 no lado de avanço (LA).

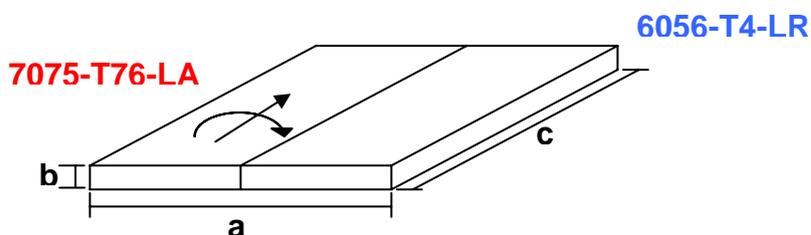


Figura 3.4 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 7075-T76. LR: 6056-T4.

Disposição # 2: Chapa da liga 7075-T76 disposta no lado de retrocesso (LR) e a chapa da liga 6056-T4 no lado de avanço (LA).

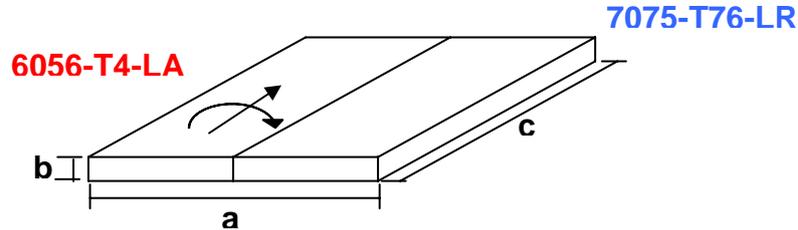


Figura 3.5 – Esquema das juntas de topo das soldas dissimilares. LA: 6056-T4.
LR: 7075-T76.

As dimensões **a**, **b** e **c** indicadas nas Figuras 3.4 e 3.5 são 200mm, 4mm e 350mm, respectivamente.

A ferramenta e o procedimento de soldagem foram os mesmos adotados descritos para as soldas 6056//2024.

Para cada disposição, #1 e #2, foram feitas duas soldas em diferentes condições. A Tabela 3.2 apresenta os parâmetros utilizados durante as soldagens.

Tabela 3.2 – Parâmetros de soldagem usados nas soldas 6056//7075.

	Amostra	Material		Velocidade de Rotação Ω (rpm)	Velocidade de Soldagem v (mm/min)	Weld pitch (Ω/v)
		Lado de Avanço	Lado de Retrocesso			
#1	7A-3	7075-T76	6056-T4	900	250	3,6
	7A-2	7075-T76	6056-T4	900	450	2
#2	7R-3	6056-T4	7075-T76	900	250	3,6
	7R-2	6056-T4	7075-T76	900	450	2

3.3 Medidas de Temperatura

Os dados de temperatura foram coletados durante a soldagem das chapas, por termopares tipo K, dispostos a distâncias de 10, 15 e 20mm do centro da solda, em ambos os lados da junta. Os termopares foram colocados

a 1, 2 e 3mm abaixo da superfície da chapa. O esquema da Figura 3.6 apresenta a numeração, a profundidade e a distância do centro da solda na qual o termopar foi posicionado nas chapas das ligas 6056 e 2024.

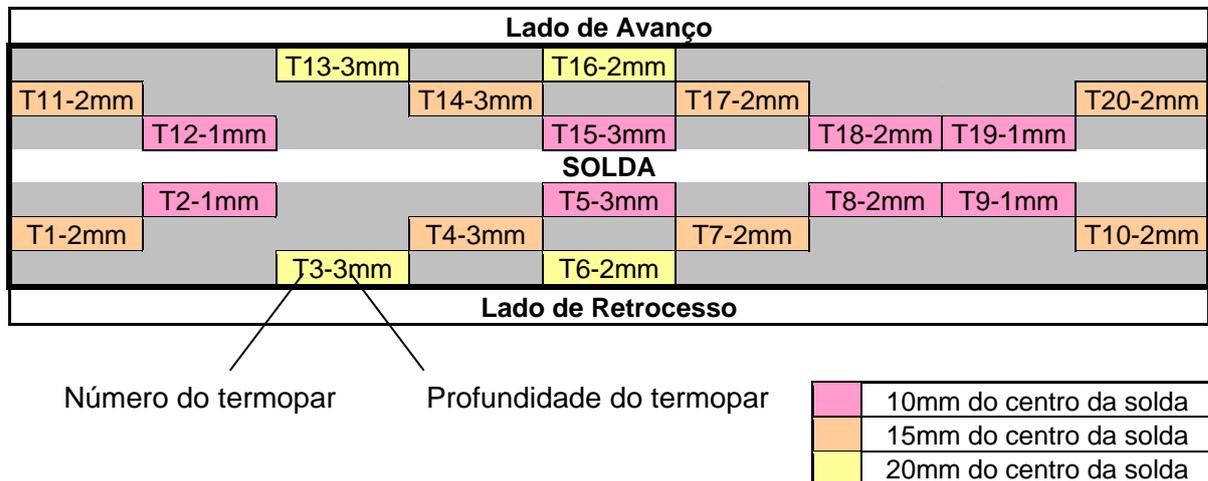


Figura 3.6 – Esquema da disposição dos termopares nas chapas das soldas 6056//2024.

Para as chapas das soldas 6056//7075, por apresentarem dimensões diferentes, foi necessário dispor os termopares em posições diferentes daquelas usadas nas chapas das soldas 2024//6056. O esquema da Figura 3.7 apresenta a numeração, a profundidade e a distância do centro da solda na qual o termopar foi posicionado, para as chapas das ligas 6056 e 7075.



Figura 3.7 – Esquema da disposição dos termopares nas chapas das soldas 6056//7075.

Os dados térmicos foram compilados e analisados, objetivando elaborar curvas dos ciclos térmicos e gráficos de temperatura comparando termopares de diferentes posições. Estes gráficos foram avaliados para estudo do aporte térmico.

3.4 Medidas das Forças Resultantes

Assim como os dados de temperatura, os dados de força também foram coletados durante a soldagem através de um sistema de dispositivos de medição de força localizados na mesa de fixação das chapas durante a soldagem. O equipamento utilizado foi o *Kistler* – Tipo 9366A (mesa de medições) e Tipo 50178 (amplificador). Utilizando o programa computacional *DynoTune* foram coletados os dados, que em seguida foram compilados e analisados.

3.5 Metalografia

Foram preparadas amostras metalográficas do metal de base e das chapas soldadas a partir de cortes transversais e longitudinais. A Figura 3.8 ilustra as seções das chapas observadas, onde “LA” representa o lado de avanço e “LR” o lado de retrocesso.

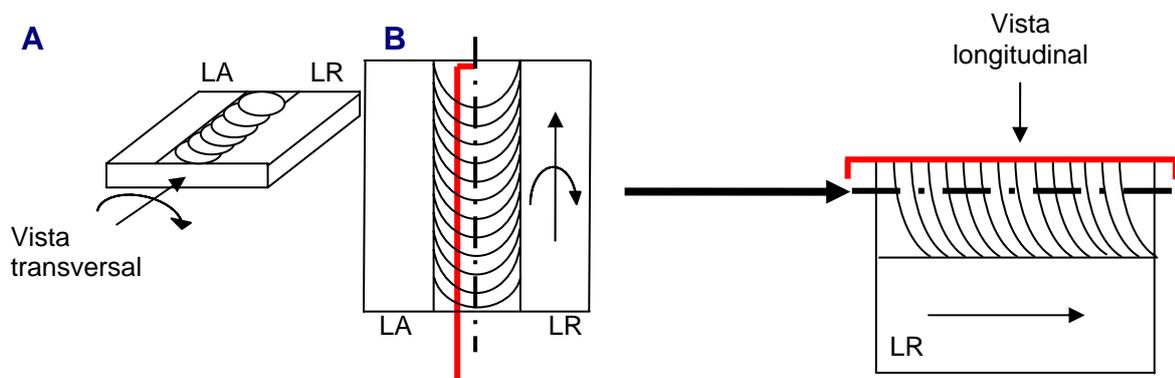


Figura 3.8 – (A) Corte transversal. (B) Corte longitudinal.

As amostras foram preparadas de acordo com os procedimentos padrão de corte (transversal e longitudinal), embutimento, lixamento, seguindo a seqüência de granulometria das lixas 240, 320, 400, 600 e 1000, e polimento com pasta de diamante de 6, 3 e 1 μm .

As amostras metalográficas foram preparadas com o objetivo de observar:

- ✓ A macroestrutura das soldas (seções longitudinal e transversal);
- ✓ A microestrutura das soldas e do metal de base;
- ✓ Determinar a distância exata dos termopares em relação ao centro do *nugget*, e
- ✓ A região onde ocorre a fratura provocada pelo ensaio de tração.

Para cada um desses objetivos, as amostras foram submetidas a diferentes ataques químicos. Em alguns casos, tornou-se necessário atacar primeiramente uma das ligas que compunham a solda dissimilar e, após um novo polimento, atacar a outra liga. Cada uma das ligas reage de modo diferente a um mesmo ataque químico, podendo variar o tempo de ataque ou o próprio reagente. A Tabela 3.3 resume os ataques utilizados para cada liga e para cada finalidade de observação.

Tabela 3.3 – Reagentes utilizados para ataque químico das amostras metalográficas [46].

Objetivo da observação	Liga					
	6056-T4		2024-T351		7075-T76	
	Reagente	Tempo (s)	Reagente	Tempo (s)	Reagente	Tempo (s)
Macroestrutura Transversal	Ataque eletrolítico	120	Ataque eletrolítico	120	Ataque eletrolítico	120
Microestrutura	Ataque eletrolítico	120	Ataque eletrolítico	120	Ataque eletrolítico	120
Longitudinal	<i>Flick</i>	20	<i>Flick</i>	20	<i>Flick</i>	20
Posição dos termopares	Flick	25	Kroll	20	Flick	25
Posição da fratura (tração)	Flick	20	Flick	20	Flick	20

As imagens foram obtidas em analisador de imagens *Quantimet Q-600 – Leica*, acoplado ao microscópio ótico *Leitz Laborluz 12 ME-S-Leica*, do

Laboratório de Microscopia do CCDM – Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais UFSCar/UNESP.

3.6 Microdureza

Foram realizados perfis de microdureza *Vickers* sobre a seção transversal das soldas, em três linhas, a primeira próxima à superfície superior (linha superior), a segunda ao centro (linha central) e a terceira próxima à superfície inferior (linha inferior). Lembrando que as chapas têm 4mm de espessura, a linha superior foi feita a 1mm da borda superior, a linha central, a 2mm e a linha inferior, a 3mm. A distância entre as penetrações foi de 0,5 mm. Na Figura 3.9 pode-se observar um esquema ilustrativo da localização das linhas dos perfis, que estão representadas por pontos.

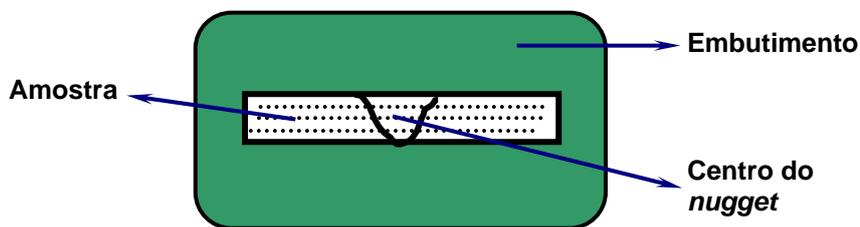


Figura 3.9 – Esquema ilustrativo dos locais das medidas de microdureza.

O equipamento utilizado foi o microdurômetro *Vickers* – *Shimadzu* e a carga aplicada foi de 0,2kg, por um tempo de 10 segundos. O ensaio de microdureza não foi realizado para soldas 2A-1, 2R-2 e 2R-1, para que não houvesse risco de danificar o penetrador do equipamento devido aos defeitos de vazio que essas soldas apresentaram.

3.7 Ensaio de Tração

Os corpos-de-prova de tração foram retirados transversalmente ao cordão de solda, ou seja, à direção de soldagem, que coincide com a direção

de laminação das chapas. O ensaio foi realizado à temperatura ambiente. O equipamento utilizado foi a máquina universal de ensaios *Instron*, modelo 5500R; o *software* usado na coleta dos dados foi o *Merlin v4*. A Figura 3.10 apresenta o desenho e as dimensões dos corpos-de-prova, de acordo com a norma ASTM E 8.

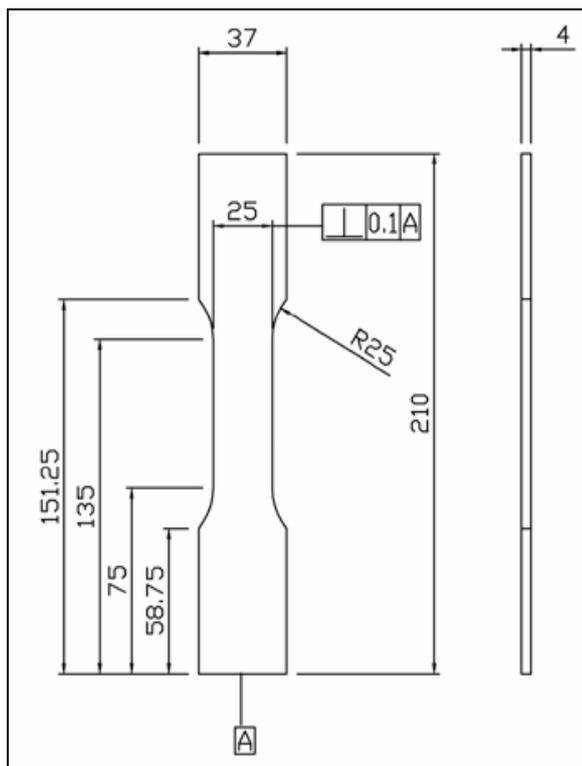


Figura 3.10 – Desenho e dimensões (mm) do corpo-de-prova para ensaio de tração.

4 RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Metal de base

É importante conhecer a microestrutura, a composição química e as propriedades mecânicas do material, antes da etapa de soldagem, tanto para verificar se as propriedades do material utilizado estão dentro dos padrões nominais, quanto para conhecimento e comparação após a soldagem.

4.1.1 Microestrutura

As Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 apresentam a microestrutura das ligas 6056-T4, 2024-T351 e 7075-T76, respectivamente. Nas Figuras podem ser observadas três vistas: longitudinal e transversal à direção de laminação, e uma vista do topo da chapa do metal de base.



Figura 4.1 – Microestrutura da liga 6056-T4.

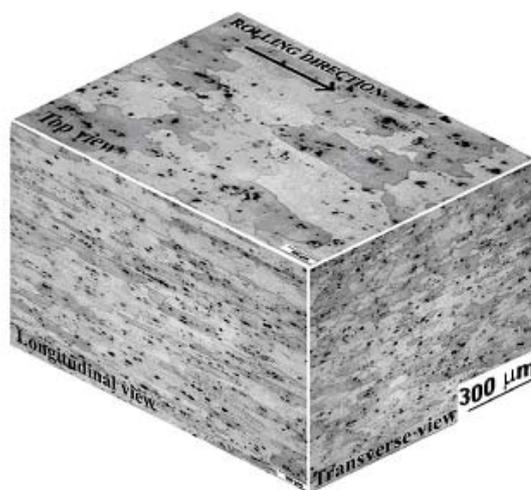


Figura 4.2 – Microestrutura da liga 2024-T351.

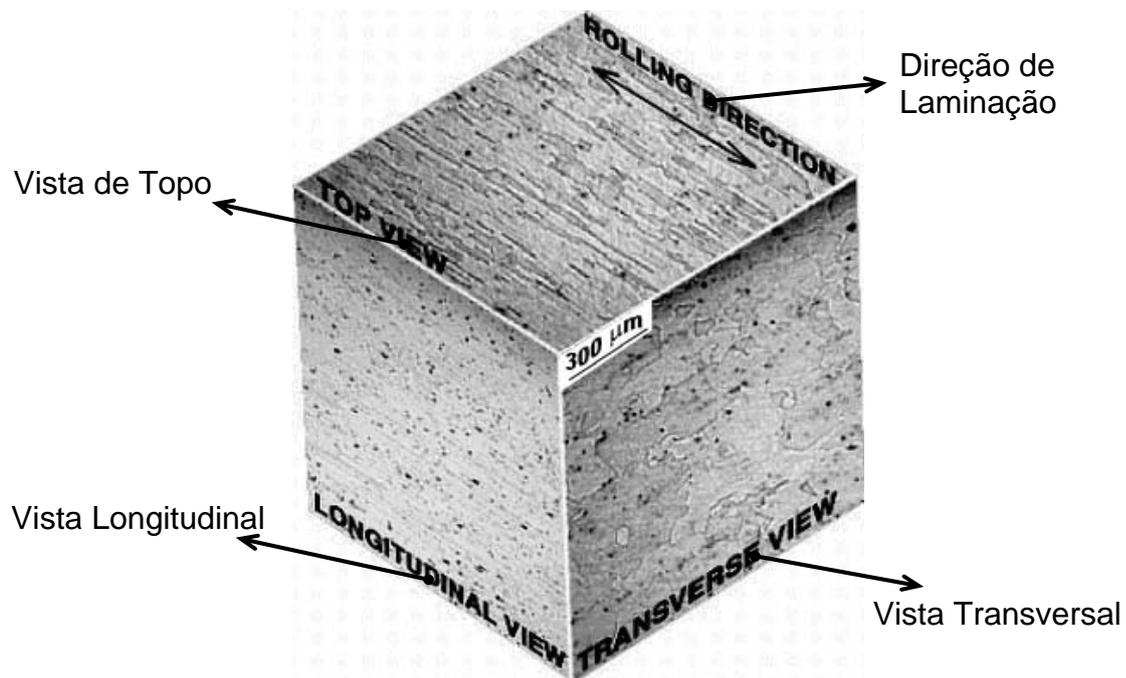


Figura 4.3 – Microestrutura da liga 7075-T76.

As três ligas apresentam grãos orientados de acordo com o sentido de laminação.

4.1.2 Composição Química

O resultado da análise química está apresentado na Tabela 4.1, bem como a composição nominal de cada liga. A análise química foi realizada no Laboratório de Análises Químicas do CCDM – Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais, através da técnica de Espectrometria de Emissão Ótica com Plasma Acoplado Induzido, utilizando o equipamento ICP-OES.

Tabela 4.1 – Composição química das ligas utilizadas.

Ligas	Composição Química (%em peso)							
	Si	Mg	Cu	Mn	Fe	Zn	Cr	Ti
6056-T6	1,10	0,977	0,996	0,439	0,055	0,186	0,003	0,015
<i>composição nominal [11]</i>	0,7-1,3	0,6-1,2	0,5-1,1	0,4-1,0	≤ 0,5	0,1-0,7	≤ 0,25	0,20
2024-T351	0,190	1,240	3,940	0,551	0,234	0,221	0,009	0,024
<i>composição nominal [12]</i>	0,5	1,2-1,8	3,8-4,9	0,3-0,9	0,5	0,2	0,1	0,15
7075-T76	0,085	2,070	1,220	0,082	0,215	5,104	0,190	0,0
<i>composição nominal [9]</i>	0,4	2,1-2,9	1,2-2,0	0,3	0,5	5,1-6,1	0,18-0,28	0,2

Comparando os resultados da Tabela 4.1 nota-se que as chapas utilizadas na soldagem apresentam composição química de acordo com os padrões estabelecidos pela composição nominal de cada liga.

4.1.3 Propriedades Mecânicas

Os resultados dos ensaios de microdureza e tração do metal de base estão apresentados nas Tabelas 4.2 e 4.3, respectivamente.

Tabela 4.2 – Microdureza *Vickers* do metal de base.

Metal de Base	Medido HV 0,2	Nominal HV 0,2
6056-T4	102	-
2024-T351	146	137 [9]
7075-T76	175	155 [12]

Os valores de microdureza das ligas 2024-T351 e 7075-T76 estão acima dos valores nominais.

Tabela 4.3 – Resultados do ensaio de tração do metal de base.

Metal de Base	σ_e – Tensão de Escoamento 0,2 (MPa)	LRT – Limite de Resistência à Tração (MPa)	Alongamento (%)
6056-T4	236	375	27,8
Valores nominais	-	-	-
2024-T351	333	478	18,7
Valores nominais	324	469	
7075-T76	503	572	11
Valores nominais	427	503	

Assim como a microdureza, os resultados do ensaio de tração também foram mais elevados, principalmente para a liga 7075-T76.

Por ser uma liga relativamente “recente”, as propriedades da liga 6056-T4 ainda não se encontram disponíveis na literatura. Foram pesquisadas outras fontes, inclusive relativas à *Pechiney Rhenalu* (empresa que desenvolveu a liga 6056), porém também não foram encontrados dados técnicos da liga.

As ligas utilizadas neste trabalho apresentam propriedades bastante distintas. A liga 7075 é a mais resistente, enquanto que a liga 6056 apresenta os valores mais baixos de propriedades mecânicas e a liga 2024 é intermediária entre as outras duas. Essa diferença entre as ligas influenciará bastante no fluxo de material durante a soldagem, já que, tendo propriedades mecânicas diferentes, as ligas responderão de maneira diferente à deformação imposta pela ferramenta de soldagem. Desta forma, a posição das chapas, alternando entre o lado de avanço e o lado de retrocesso será um dos fatores decisivos na qualidade das soldas.

4.2 Soldas

A partir deste capítulo, é adotada a seguinte notação: xxxxLA//yyyyLR-WP, em que, xxxx é a liga que está posicionada no lado de avanço (LA) da ferramenta; yyyy é a liga que está no lado de retrocesso (LR) e WP é a razão *weld pitch*, que determina a classificação térmica da solda entre quente, média e fria. Deve ser ressaltado que, quanto maior o *weld pitch*, “mais

quente” é a solda. Por exemplo: 2024LA//6056LR-8 significa que a solda dissimilar é composta pela liga 2024 no lado de avanço, e pela liga 6056, no lado de retrocesso, cujo *weld pitch* é 8, o que a classifica como “quente”, quando comparada às demais.

4.2.1 Ciclos Térmicos

A disposição dos termopares está descrita no Capítulo 3 - Materiais e Métodos. De todos os ciclos térmicos obtidos, alguns são apresentados para ilustração do comportamento geral das soldas. Todos os ciclos térmicos estão no Apêndice A.

Os ciclos térmicos das Figuras 4.4 e 4.5 representam o comportamento geral das soldas 2024LA//6056LR e 6056LA//2024LR, respectivamente. As duas Figuras apresentadas correspondem aos resultados obtidos para as soldas quentes (WP8).

Desconsiderando os valores absolutos, as demais soldas (médias e frias) seguem o mesmo comportamento dos ciclos térmicos aqui apresentados.

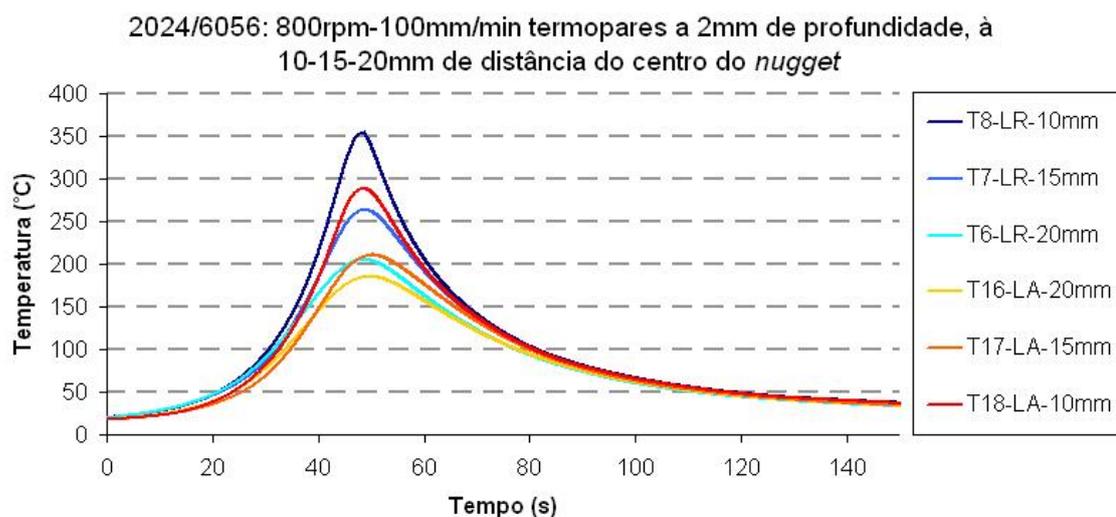


Figura 4.4 – Ciclos térmicos da solda 2A-8. 2024LA//6056LR-8.

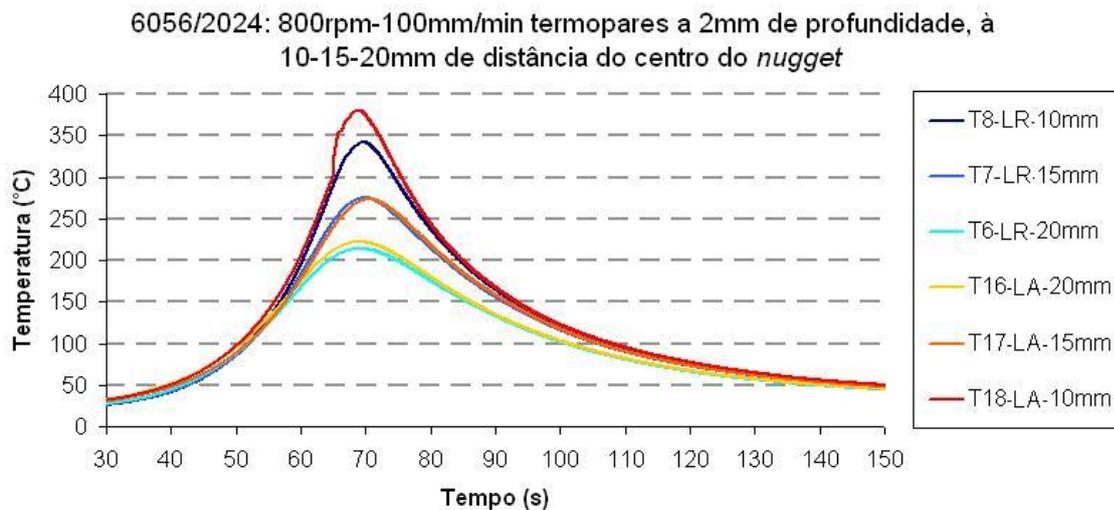


Figura 4.5 – Ciclos térmicos da solda 2R-8. 6056LA//2024LR-8.

Os ciclos térmicos das Figuras 4.4 e 4.5 evidenciam que o lado mais quente foi aquele no qual a liga 6056 estava posicionada. Ou seja, na solda 2024LA//6056LR, o lado mais quente foi o lado de retrocesso; na solda 6056LA//2024LR, o lado mais quente foi o de avanço.

O mesmo comportamento foi observado para as soldas dissimilares das ligas 6056 e 7075. As Figuras 4.6 e 4.7 apresentam os ciclos térmicos obtidos para as soldas quentes (WP3,6) 7075LA//6056LR e 6056LA//7075LR.

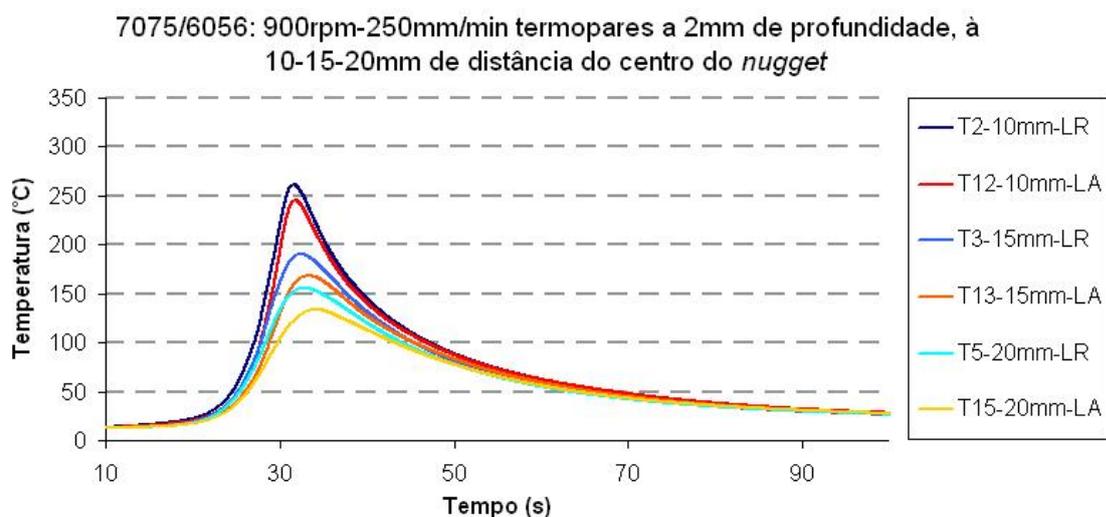


Figura 4.6 – Ciclos térmicos da solda 7A-3. 7075LA//6056LR-3,6.

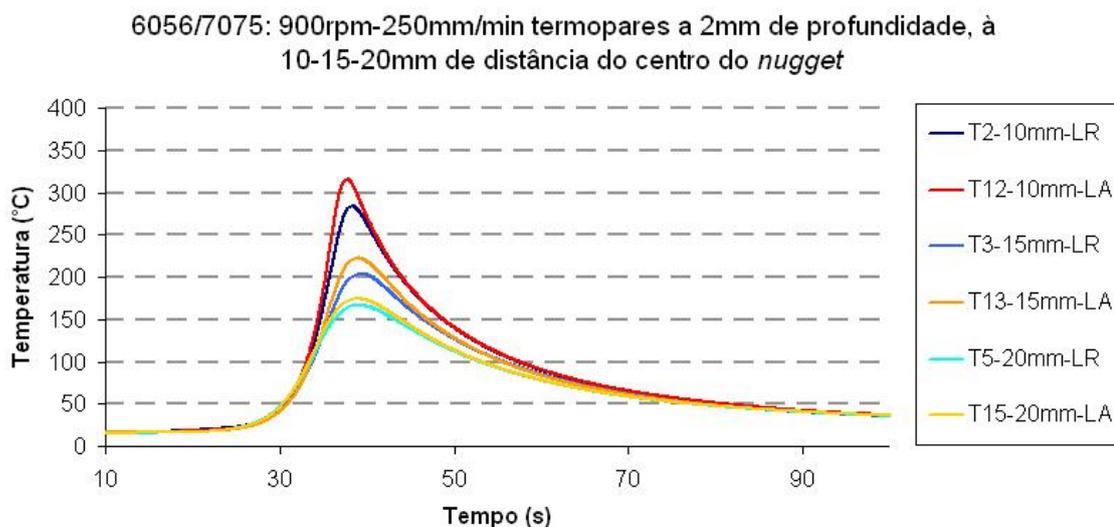


Figura 4.7 – Ciclos térmicos da solda 7R-3. 6056LA//7075LR-3,6.

Para apresentação das temperaturas máximas atingidas das soldas médias e frias, optou-se por organizar os dados das temperaturas máximas registradas pelos termopares em tabelas e gráficos. A Tabela 4.4 apresenta as temperaturas máximas registradas pelos termopares localizados a 2mm de profundidade para as soldas dissimilares das ligas 2024 e 6056, por meio da qual é nitidamente perceptível que o lado no qual a liga 6056 estava posicionada foi o mais quente.

Tabela 4.4 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas dissimilares das ligas 2024 e 6056.

Weld pitch	Lado de Avanço	Lado de Retrocesso	Temperatura máxima a 2mm de profundidade (°C)		Distância até o centro do <i>nugget</i> (mm)
			LA	LR	
			289	345	10
8	2024	6056	211	264	15
			185	205	20
			378	342	10
8	6056	2024	273	275	15
			222	213	20
			262	331	10
4	2024	6056	214	262	15
			160	206	20
			326	317	10
4	6056	2024	244	225	15
			195	172	20
			206	302	10
2	2024	6056	162	203	15
			127	153	20
			217	210	10
2	6056	2024	196	163	15
			145	137	20
			166	196	10
1	2024	6056	119	140	15
			93	109	20
			229	156	10
1	6056	2024	136	115	15
			104	93	20

Os gráficos das Figuras 4.8 e 4.9 são representações dos dados da Tabela 4.4, em que é possível observar mais facilmente a diferença de temperatura entre os dois lados da solda.

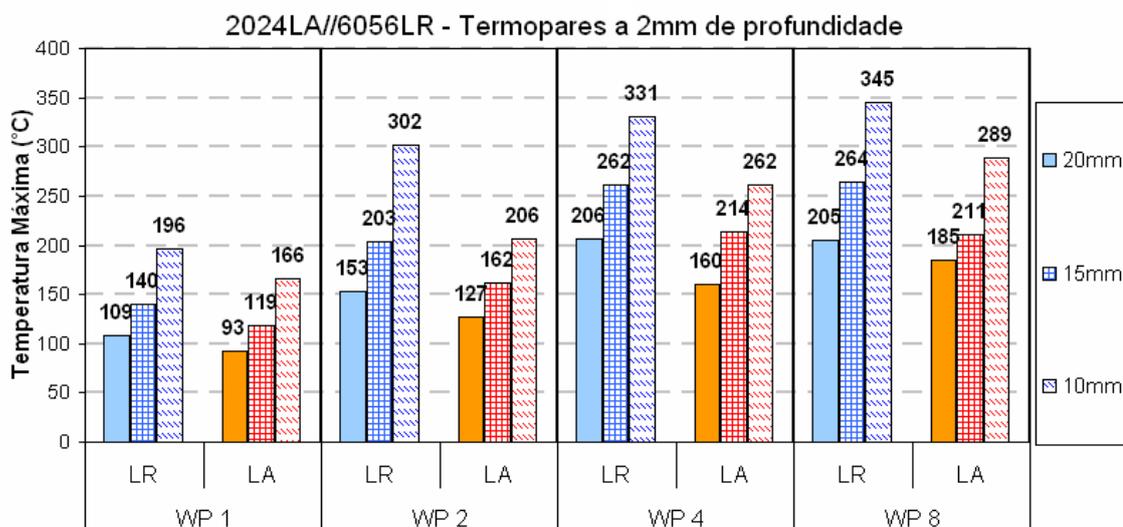


Figura 4.8 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 2024LA//6056LR.

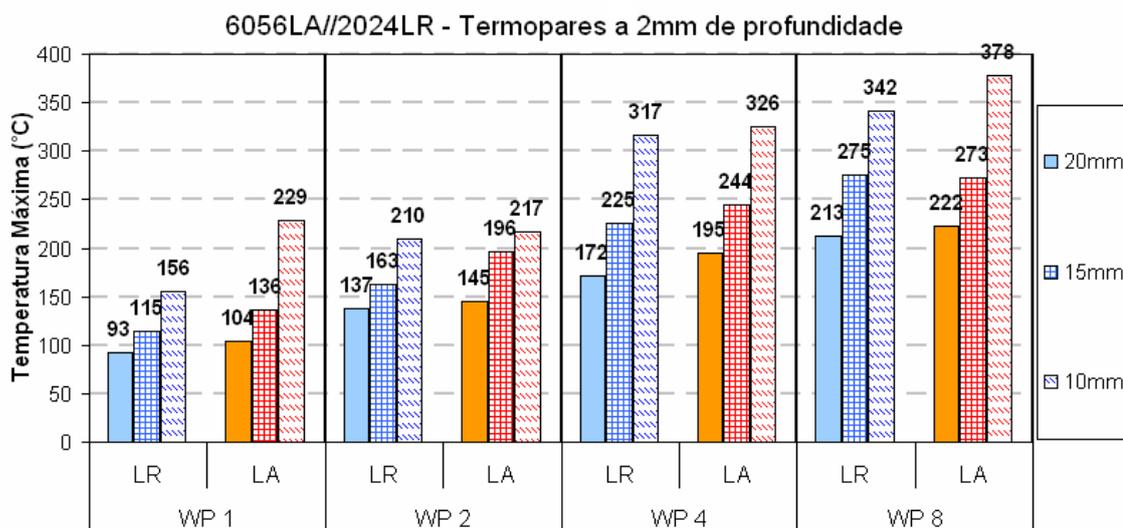


Figura 4.9 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 6056LA//2024LR.

A Tabela 4.5 apresenta as temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade para as soldas dissimilares das ligas 6056 e 7075. Neste caso, também é nítido que o lado da liga 6056 foi o mais quente.

Tabela 4.5 – Temperaturas máximas dos termopares a 2mm de profundidade das soldas dissimilares das ligas 6056 e 7075.

Weld pitch	Lado de Avanço	Lado de Retrocesso	Temperatura máxima a 2mm de profundidade (°C)		Distância até o centro do nugget (mm)
			LA	LR	
			246	275	10
3,6	7075	6056	177	204	15
			136	162	20
			315	283	10
3,6	6056	7075	222	203	15
			174	166	20
			198	240	10
2	7075	6056	145	168	15
			107	132	20
			281	214	10
2	6056	7075	183	162	15
			141	124	20

Os gráficos das Figuras 4.10 e 4.11 são representações da Tabela 4.5. A diferença de temperatura entre cada um dos lados da solda pode ser mais bem visualizada por meio dos gráficos.

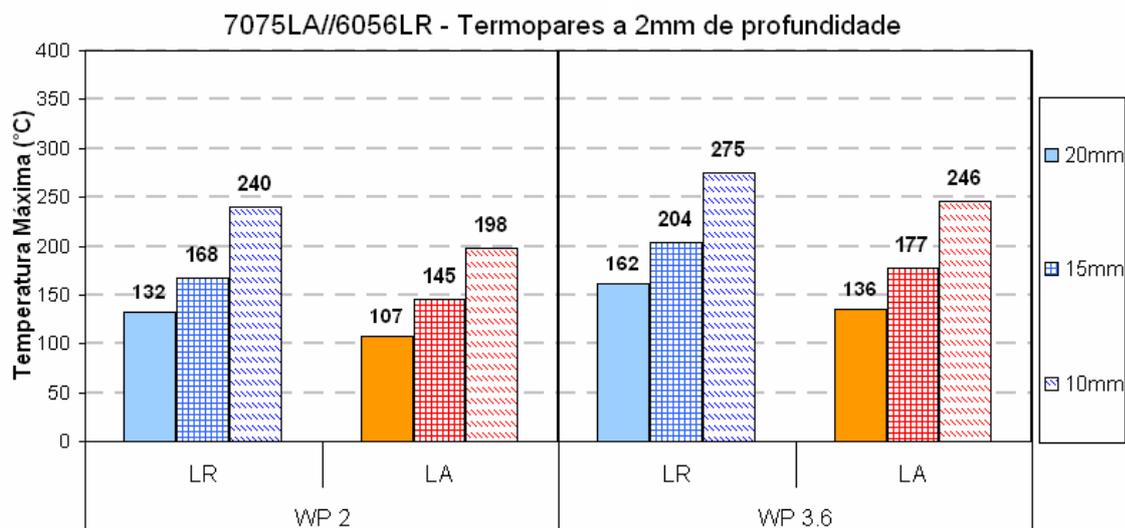


Figura 4.10 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 7075LA//6056LR.

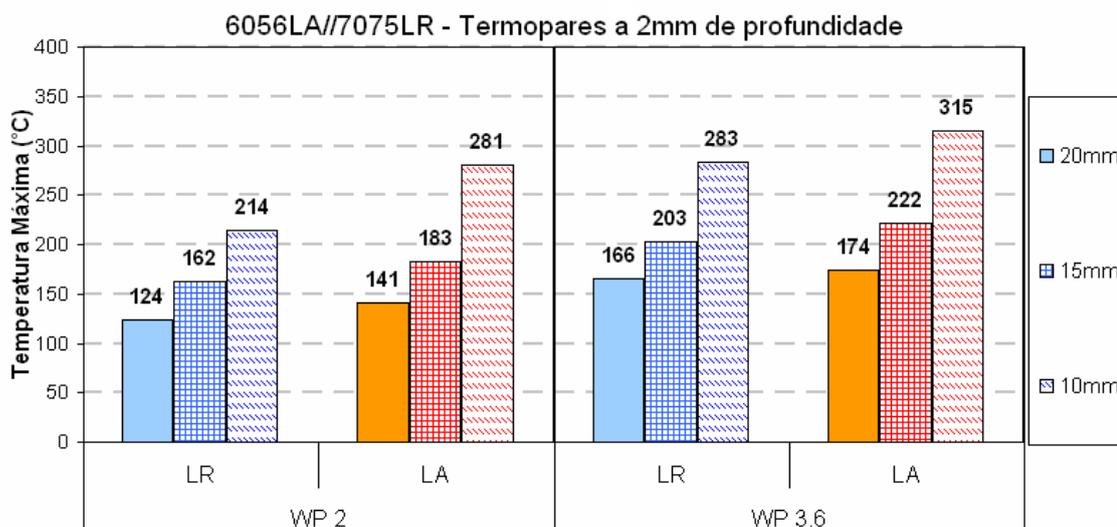


Figura 4.11 – Temperaturas máximas registradas pelos termopares a 2mm de profundidade das soldas 6056LA/7075LR.

Em todos os casos, tanto para as soldas das ligas 2024 e 6065, quanto para as soldas 7075 e 6056, o lado mais quente foi aquele no qual a liga 6056 estava posicionada.

Deve ser levada em consideração a deformação imposta pela ferramenta de soldagem. O processo FSW resulta em intensa deformação plástica ao redor da ferramenta e atrito entre a ferramenta e as chapas. Estes fatores contribuem para o aumento da temperatura dentro e ao redor do *nugget* [47]. É conhecido que, durante a deformação a frio, a energia despendida no processo é, na maior parte, perdida na forma de calor [48]. Quando a velocidade ou taxa de geração de calor é maior do que a velocidade de perda de calor, a temperatura do material aumenta. Esse aumento de temperatura é significativo para altas velocidades de deformação e depende do material [48].

Os ciclos térmicos obtidos durante as soldagens evidenciam que:

- ✓ a temperatura máxima registrada diminui com o aumento da velocidade de soldagem e rotação constante. Em outras palavras, a temperatura máxima diminui com a diminuição da razão *weld pitch* (rotação/velocidade de soldagem); e
- ✓ a temperatura máxima diminui com o aumento da distância do termopar ao centro da solda.

Estas observações são coerentes com trabalhos de outros autores [49, 50].

Mahoney *et al* [50] verificaram a temperatura de soldas *similares* da liga 7075-T651 e registraram, para uma distância de 10mm do centro da solda, uma temperatura máxima de aproximadamente 430°C. Leonard [37] também encontrou cerca de 400°C, a 10mm do centro do *nugget* para a mesma liga estudada por Mahoney e colaboradores. Mesmo considerando as diferenças entre o trabalho desses autores com o presente trabalho (os parâmetros de soldagem e o tratamento térmico do metal base), a temperatura máxima registrada para a liga 7075-T76, na soldagem dissimilar (283°C) para esta mesma distância, está mais de 100°C abaixo da temperatura encontrada em trabalhos similares.

Leonard [37] registra uma temperatura máxima de cerca de 400°C, a 10mm do centro da solda *similar*, para a liga 2024-T651. Estudos em soldas similares da liga 2024-T351 [26] registram uma temperatura máxima de cerca de 390°C, a 10mm do centro da solda. A temperatura máxima da liga 2024 na soldagem dissimilar foi de 342°C, cerca de 50°C mais baixa do que o valor obtido para a soldagem similar.

4.2.2 Forças resultantes durante a soldagem

Os gráficos das forças resultantes obtidos a partir dos registros das forças durante a soldagem estão apresentados nas Figuras de 4.12 a 4.15 para as soldas 2024LA//6056LR.

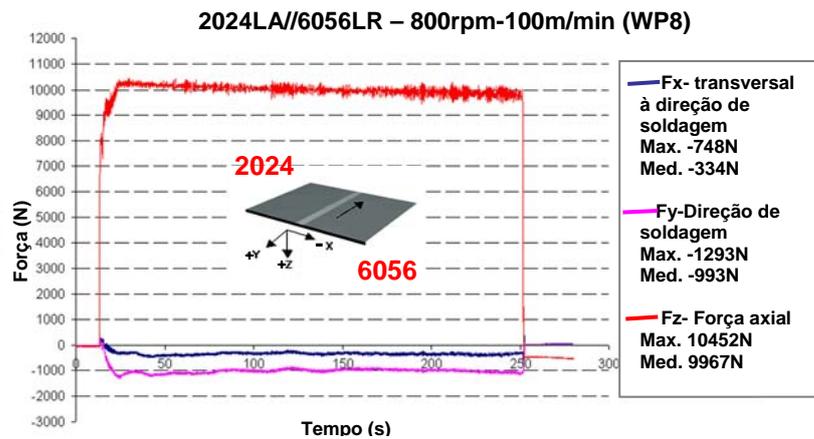


Figura 4.12 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP8.

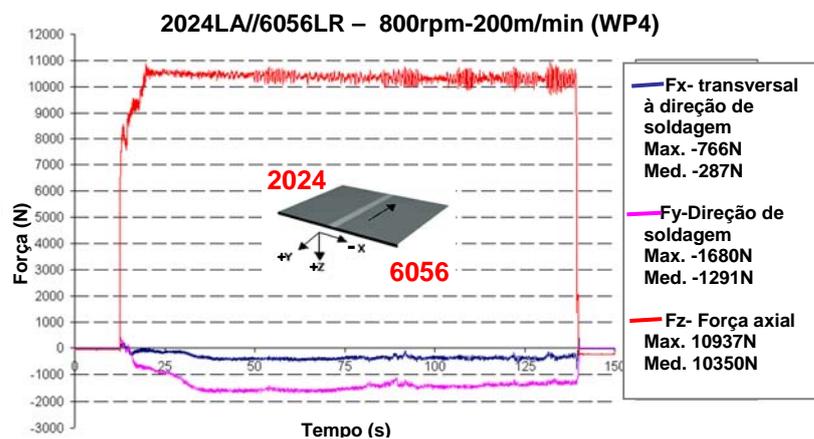


Figura 4.13 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP4.

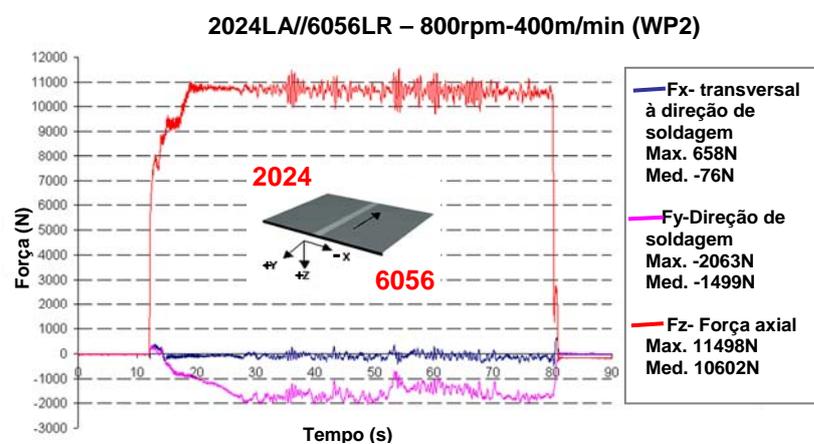


Figura 4.14 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP2.

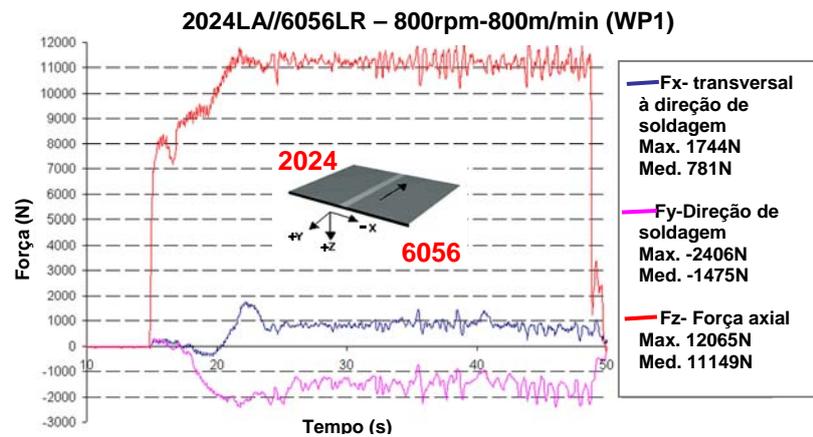


Figura 4.15 – Gráfico de forças. Solda 2024LA//6056LR – WP1.

As informações das Figuras 4.11 e 4.15 estão consolidadas na Figura 4.16 e apresenta o comportamento das forças F_x , F_y e F_z (a média dos valores registrados), em função do aumento da velocidade de soldagem. Na Figura 4.16 a velocidade de soldagem está representada pelo *weld pitch*.

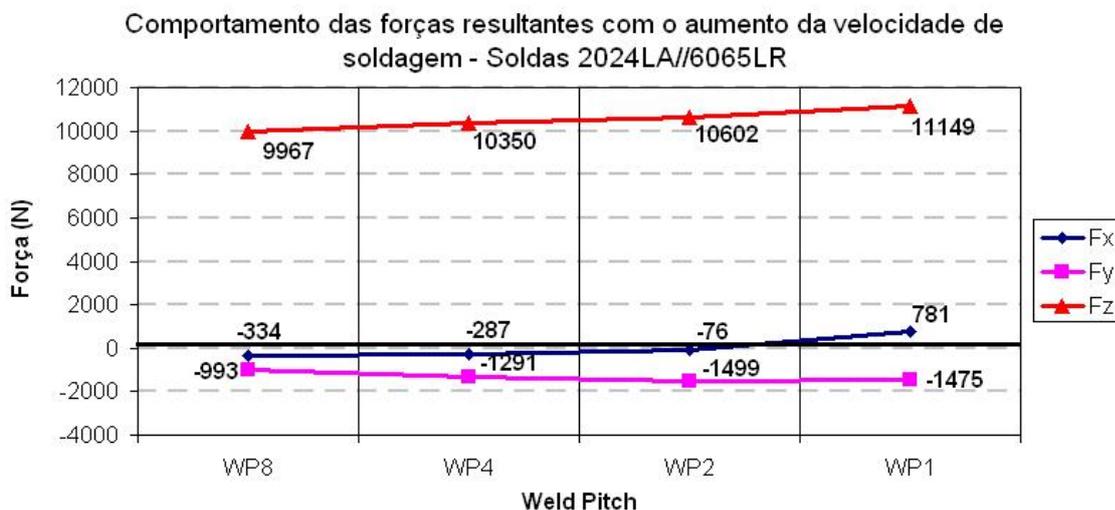


Figura 4.16 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (*weld pitch*). Soldas 2024LA//6065LR.

Observando os gráficos das soldas 2024LA//6056LR (Figuras 4.12 a 4.15) e o gráfico da Figura 4.16, nota-se que a força axial (F_z) aumenta com o aumento da velocidade de soldagem. O mesmo acontece para a força do eixo

F_y , da direção de soldagem, para o valor em módulo. A força F_y está diretamente relacionada com o parâmetro de velocidade de soldagem. A força F_x também aumenta com o aumento da velocidade. É interessante notar que a resultante F_x cresce para o lado de avanço, conforme o aumento da velocidade. Cook *et al* [51] verificaram que a força axial (F_z) aumenta com o aumento da velocidade.

Os demais gráficos de forças resultantes para as soldas 6056LA//2024LR, 7075LA//6056LR e 6056LA//7075LR estão apresentados no Apêndice B. Para cada um desses grupos de soldas foi montado um gráfico como o da Figura 4.16, ou seja, a força média de cada eixo em função da velocidade de soldagem.

As Figuras de 4.17 a 4.19 apresentam os gráficos obtidos para as demais soldas.

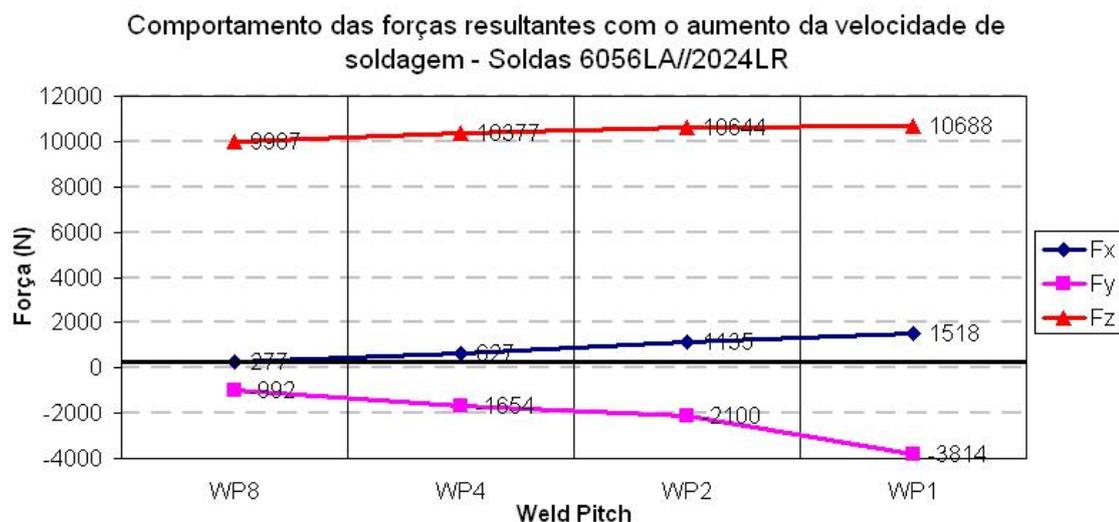


Figura 4.17 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (*weld pitch*). Soldas 6056LA//2024LR.

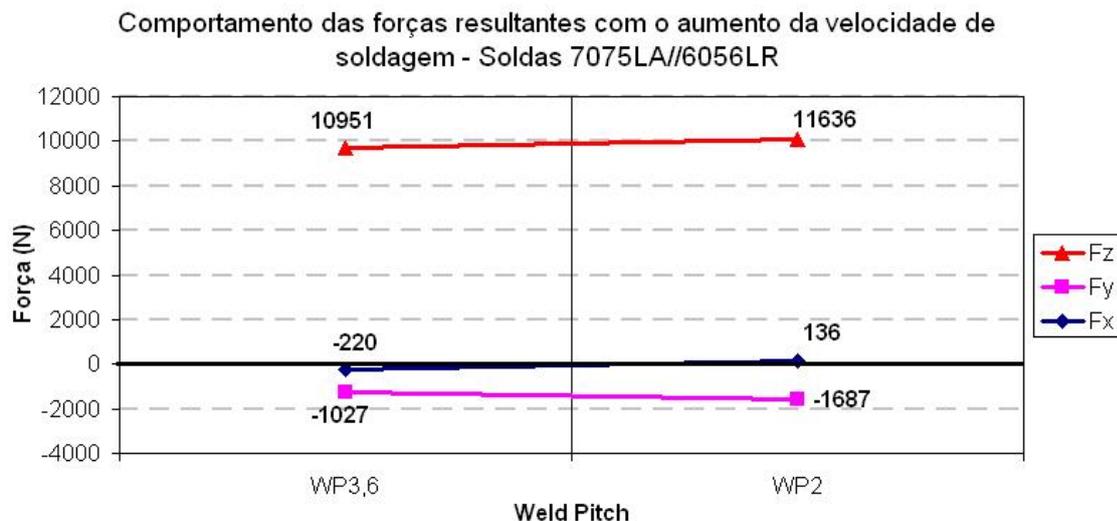


Figura 4.18 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (*weld pitch*). Soldas 7075LA/6056LR.

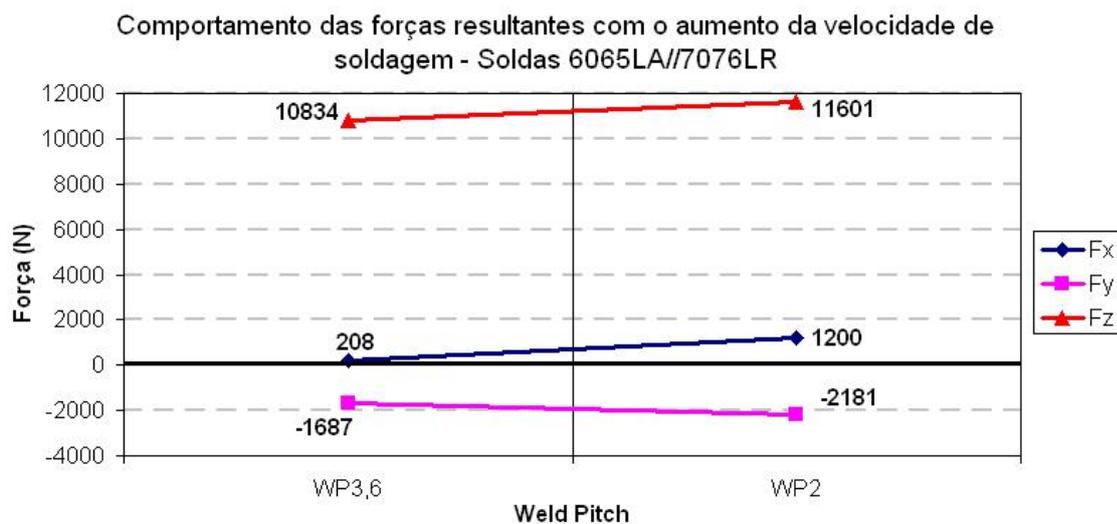


Figura 4.19 – Médias das forças F_x , F_y e F_z , em função da velocidade de soldagem (*weld pitch*). Soldas 6056LA/7075LR.

Observando-se os gráficos das Figuras 4.17 a 4.19, nota-se que as forças (F_x , F_y e F_z) tendem a aumentar em módulo, com o aumento da velocidade de soldagem. Particularmente, para o eixo da força F_x , observa-se uma tendência da resultante crescer para o lado de avanço, conforme a velocidade de soldagem aumenta.

É importante ressaltar que o lado de avanço tem dois vetores de força no mesmo sentido, ou seja, o vetor da força de translação da ferramenta apontando para frente e o vetor de rotação também apontando para frente. No lado de retrocesso, o vetor de translação aponta para frente, enquanto que o de rotação aponta para trás. O esquema da Figura 4.20 ilustra os vetores de translação e rotação para os lados de avanço e retrocesso.

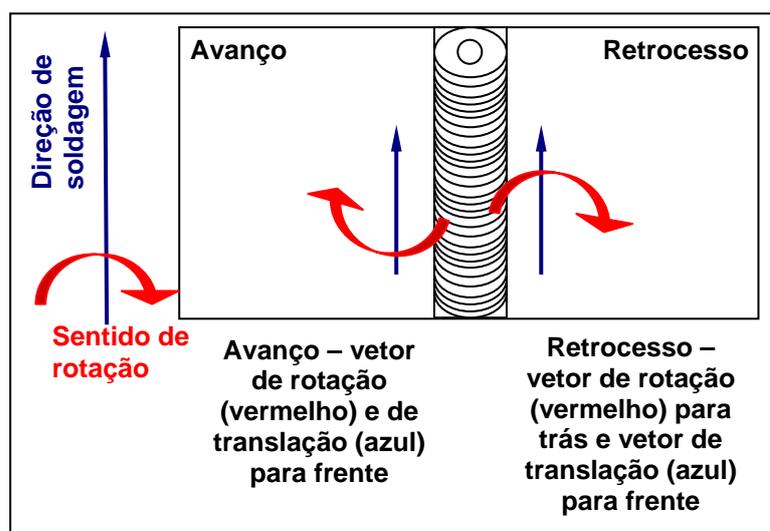


Figura 4.20 – Esquema ilustrativo dos vetores translação e rotação que agem sobre os lados de avanço e retrocesso.

O esquema de vetores apresentado na Figura 4.20 pode explicar o comportamento observado para os gráficos de força. Com duas forças atuando na mesma direção, a resultante da força do eixo F_x acaba se deslocando para o lado de avanço.

4.2.3. Macroestrutura

A observação macroestrutural permite verificar a “mistura” entre os diferentes materiais de cada lado da solda. Possibilitando a comparação entre as soldas de mesmo *weld pitch*, porém com a posição das ligas alternando, e

também soldas de *weld pitch* diferentes, com os materiais sempre na mesma posição.

A macroestrutura permite visualizar com clareza, defeitos de vazio e de falta de penetração na raiz. A Figura 4.21 apresenta a macroestrutura das secções transversal e longitudinal, das soldas quentes (WP 8) entre as ligas 2024 e 6056.

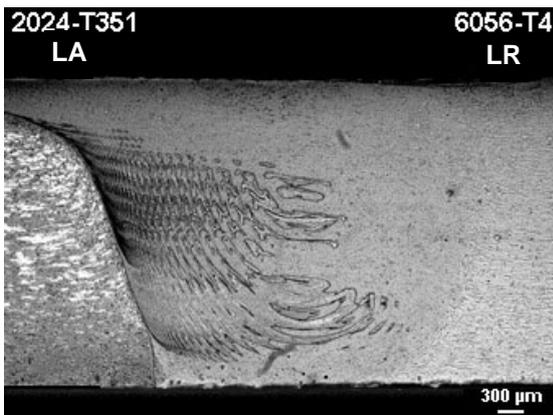


Figura 4.21a – 2024LA//6056LR-8.

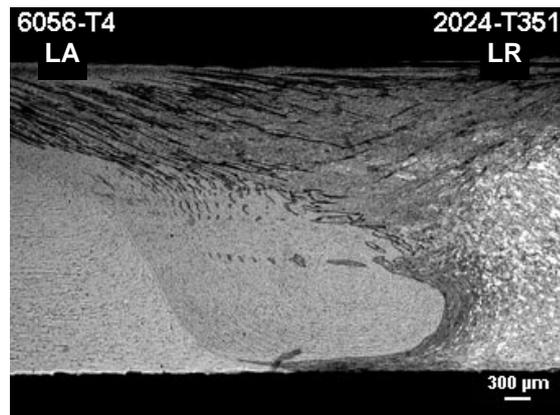


Figura 4.21b – 6056LA//2024LR-8.

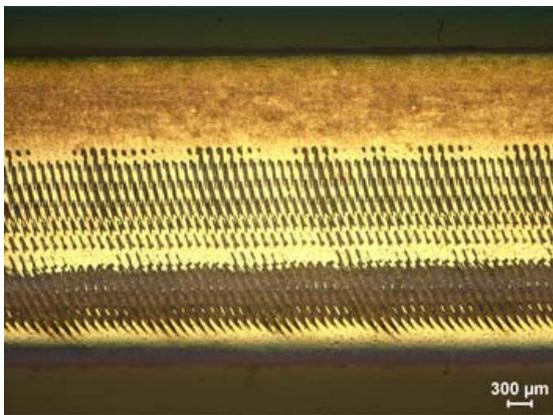


Figura 4.21c – 2024LA//6056LR-8.

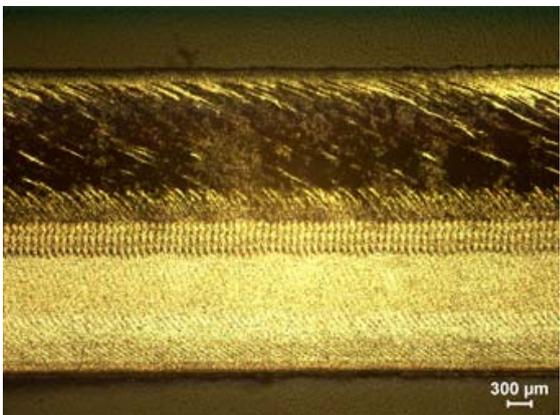


Figura 4.21d – 6056LA//2024LR-8.

Figura 4.21 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas quentes (WP 8) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).

A macroestrutura da solda 6056LA//2024LR (Figura 4.21b) apresenta uma melhor “mistura” entre os materiais na região próxima à raiz, quando comparada à solda 2024LA//6056LR (Figura 4.21a). Porém, a região central do

nugget apresenta a estrutura de *onion rings* mais bem formada na solda 2024LA/6056LR (Figura 4.21a).

As Figuras 4.21a e b evidenciam que o *nugget* é formado, em sua maior parte, pela liga posicionada do lado de retrocesso. Lee *et al* [29] observaram o mesmo para soldas dissimilares das ligas 6061 e A356.

A Figura 4.22 apresenta as macroestruturas das secções longitudinal e transversal das soldas das ligas 6056 e 2024, *weld pitch* 4. Também neste caso, a melhor formação dos *onion rings* ocorreu na solda 2024LA/6056LR (Figura 4.30a). Nota-se ainda que não há a predominância da liga posicionada no lado de retrocesso na composição do *nugget*, como havia sido observado para as soldas de WP8.

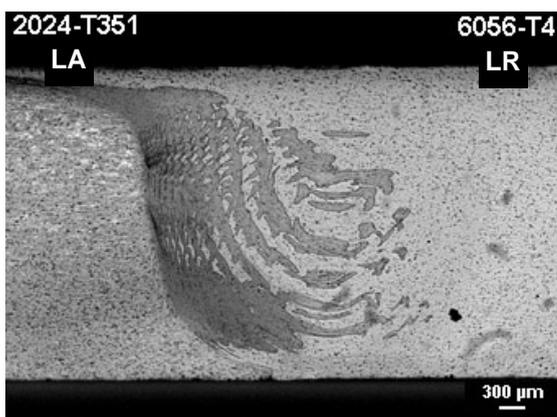


Figura 4.22a – 2024LA/6056LR-4.

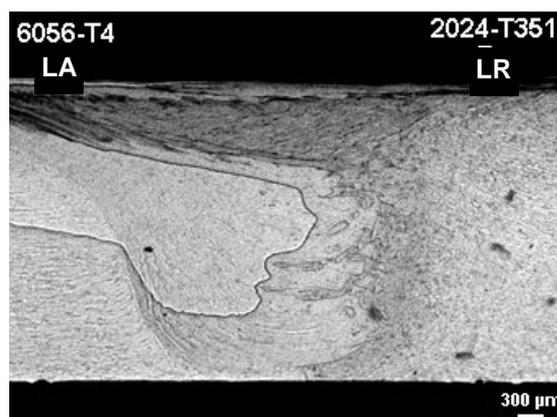


Figura 4.22b – 6056LA/2024LR-4.

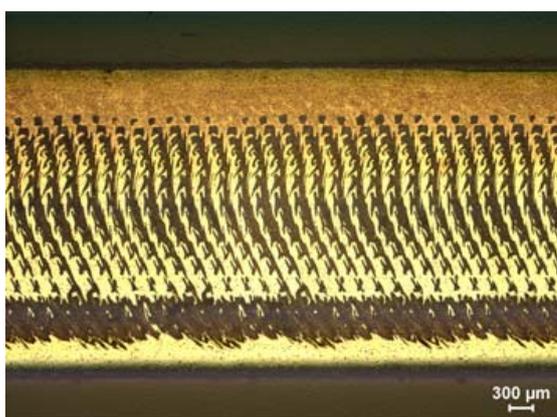


Figura 4.22c – 2024LA/6056LR-4.

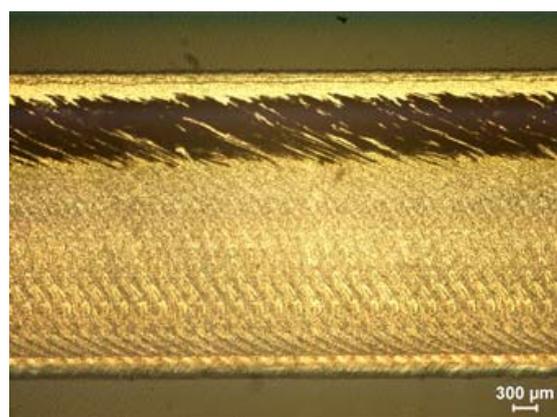


Figura 4.22d – 6056LA/2024LR-4

Figura 4.22 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas médias (WP 4) - 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).

As mesmas observações feitas para as soldas *weld pitch* 8 (Figura 4.21) são válidas para as soldas da Figura 4.22 (WP 4).

As macroestruturas das secções longitudinal e transversal das soldas dissimilares das ligas 6056 e 2024, *weld pitch* 2, estão apresentadas na Figura 4.23.

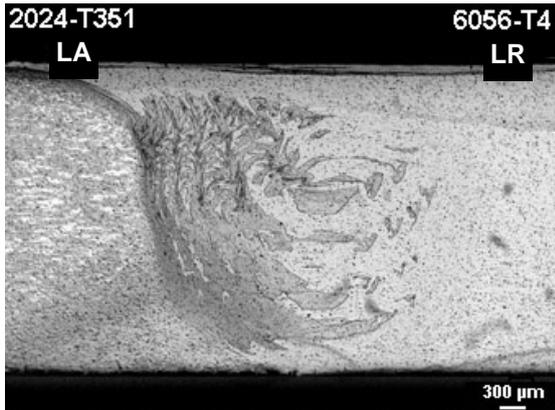


Figura 4.23a – 2024LA//6056LR-2.

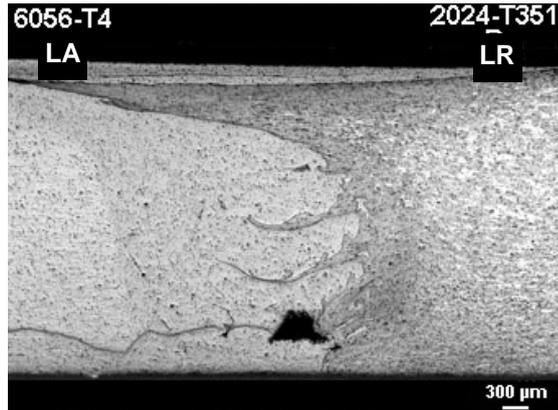


Figura 4.23b – 6056LA//2024LR-2.

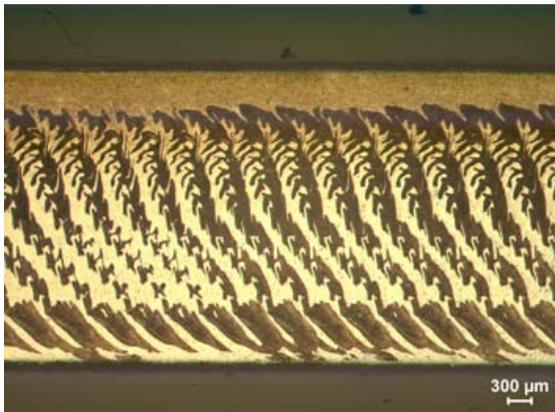


Figura 4.23c – 2024LA//6056LR-2.

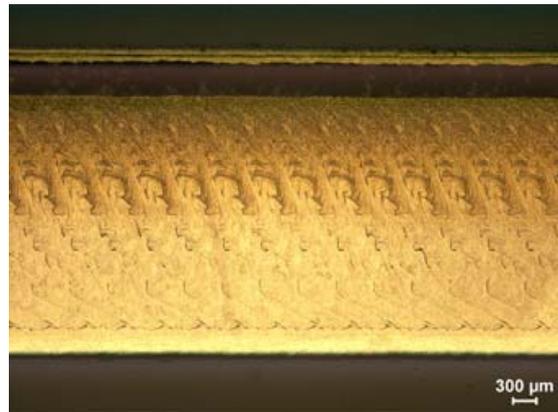


Figura 4.23d – 6056LA//2024LR-2.

Figura 4.23 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) soldas frias (WP 2) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).

A solda 2024LA//6056LR (Figura 4.23a), além de apresentar melhor formação dos *onion rings*, também apresenta melhor mistura na região inferior do *nugget*. A solda 6056LA//2024LR apresenta defeito de vazio (Figura 4.23b) e defeito de falta de penetração na raiz, que pode ser bem observado na macroestrutura da secção longitudinal (Figura 4.23d). Nota-se que a região da superfície inferior da chapa não apresenta as características do *nugget*,

indicando a falta de penetração. Para as soldas de *weld pitch 2* (Figura 4.23), a liga posicionada no lado de retrocesso não predomina na formação do *nugget*.

As macroestruturas das soldas frias (WP 1) das ligas 2024 e 6056 estão apresentadas na Figura 4.24, e mostram defeitos de vazios presentes nas duas soldas. A solda 6056LA//2024LR apresenta o maior defeito.

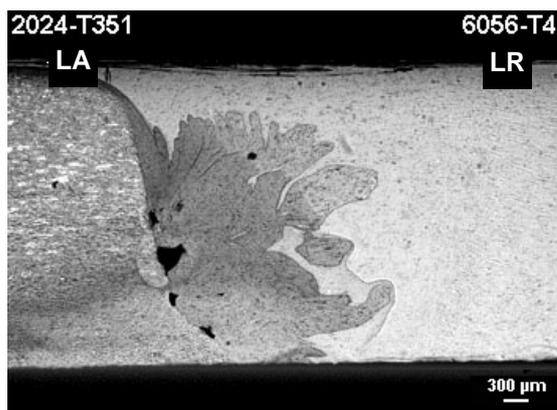


Figura 4.24a – 2024LA//6056LR-1.

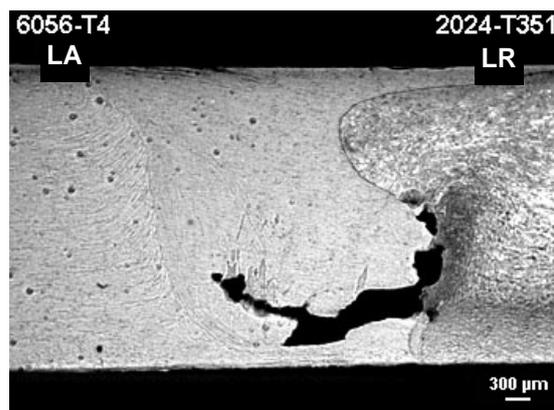


Figura 4.24b – 6056LA//2024LR-1.

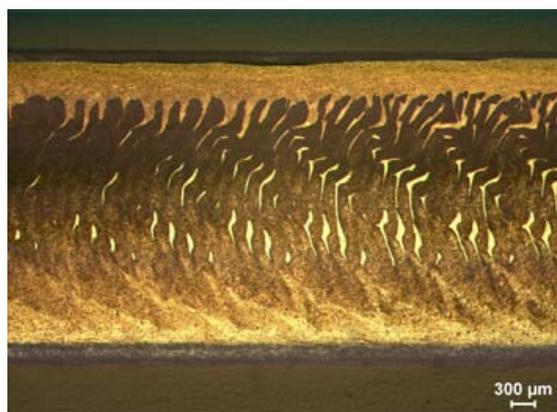


Figura 4.24c – 2024LA//6056LR-1.

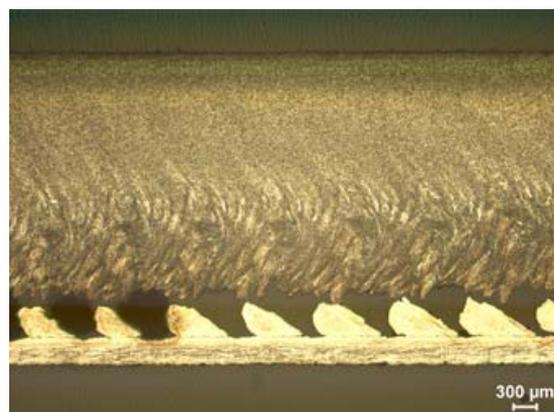


Figura 4.24d – 6056LA//2024LR-1.

Figura 4.24 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas frias (WP 1) das ligas 6056 (ataque claro) e 2024 (ataque escuro).

Em comparação com as demais soldas (WP 8, 4 e 2), nota-se que as soldas da Figura 4.24 apresentam pouca ou nenhuma mistura entre as ligas. Além do defeito evidente de vazio, ambas as soldas apresentam falta de penetração na raiz, defeito que pode ser bem observado na região inferior das chapas das secções longitudinais (Figuras 4.24c e d). Em ambas as soldas, o

defeito de vazio está presente no lado em que a liga 2024 está posicionada. Ying *et al* [52] trabalharam com soldas dissimilares entre as ligas 2024 e 6061, e a solda produzida também apresentou defeito de vazio no lado da liga 2024. Segundo este estudo, o defeito pode ser reduzido variando a orientação do eixo axial da ferramenta; conseqüentemente, essa mudança modifica as características de fluxo de material.

Os defeitos observados nas soldas de WP 1 formaram-se junto à liga 2024, independentemente do lado em que ela estava posicionada, por ser mais resistente mecanicamente e dificultar o fluxo de material.

Resumindo os resultados de macroestrutura aqui apresentados, foi observado que as juntas soldadas com a liga 2024 presente no lado de *avanço* apresentaram *melhor “mistura”* entre as ligas, para todos os *weld pitch*. Além disso, os defeitos de vazios surgiram para a solda de *weld pitch* 2 com a liga 2024 no lado de *retrocesso*, e para as duas soldas de *weld pitch* 1. Porém, a solda de WP 1 com a liga 2024 posicionada no lado de *avanço* apresenta defeito de *vazio menor* do que aquele apresentado pela solda de mesmo WP e com a liga 2024 no lado de *retrocesso*.

Comparando as secções longitudinais das soldas WP8 (Figura 4.29), WP4 (Figura 4.22), WP2 (Figura 4.23) e WP1 (Figura 4.24), nota-se que a distância entre as lamelas dos *onion rings* aumenta com a diminuição do *weld pitch*. Em outras palavras, o espaçamento das lamelas dos *onion rings* aumenta com o aumento da velocidade de soldagem. Krishnan [53], sugere que o espaçamento entre as lamelas é dado pela razão entre a velocidade de soldagem - v e a rotação da ferramenta - Ω (v/Ω), ou seja, o inverso da razão *weld pitch*. Desta forma, mantendo a rotação constante e aumentando a velocidade de soldagem, o espaçamento entre as lamelas aumenta.

As macroestruturas das soldas das ligas 7075 e 6056 estão apresentadas nas Figuras 4.25 e 4.26.

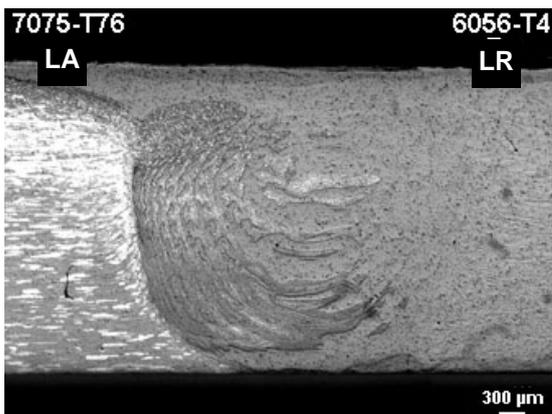


Figura 4.25a – 7075LA//6056LR-3,6.

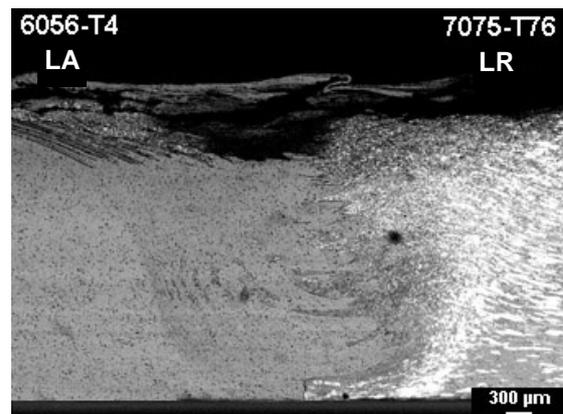


Figura 4.25b – 6056LA//7075LR-3,6.

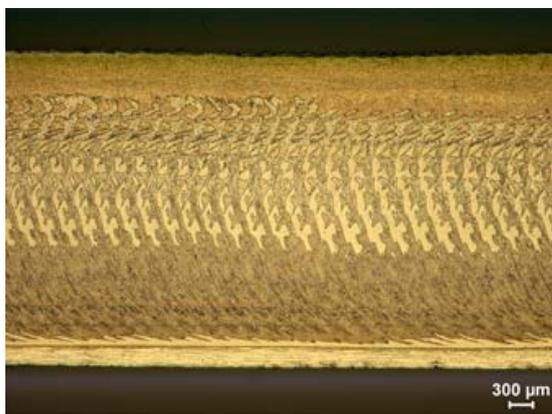


Figura 4.25c – 7075LA//6056LR-3,6.

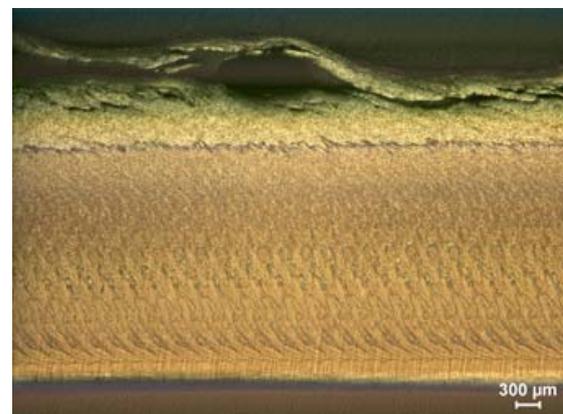


Figura 4.25d – 6056LA//7075LR-3,6.

Figura 4.25 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas quentes (WP 3,6) das ligas 6056 (ataque escuro) e 7075 (ataque claro).

Comparando as secções transversais das Figuras 4.25a e 4.25b, nota-se que a solda 7075LA//6056LR apresenta melhor formação do *nugget*. Ou seja, neste caso a liga mais resistente (7075) posicionada no lado de avanço possibilita melhor mistura entre as ligas, confirmando o que foi observado para as soldas entre as ligas 2024 e 6056. A parte superior do *nugget* da solda da Figura 4.33a é formada por grãos provenientes da liga 6056, posicionada do lado de retrocesso. É interessante observar que com a alteração das posições, os parâmetros não foram suficientes o bastante para formar a parte superior do *nugget* (Figura 4.33b), uma vez que a liga 7075 (mais resistente) estava posicionada no lado de retrocesso. As macroestruturas das secções

longitudinais (Figuras 4.25c e 4.25d) evidenciam o defeito de falta de penetração na raiz em ambas as soldas.

A Figura 4.26 apresenta as macroestruturas das soldas frias (WP2) das ligas 7075 e 6056.

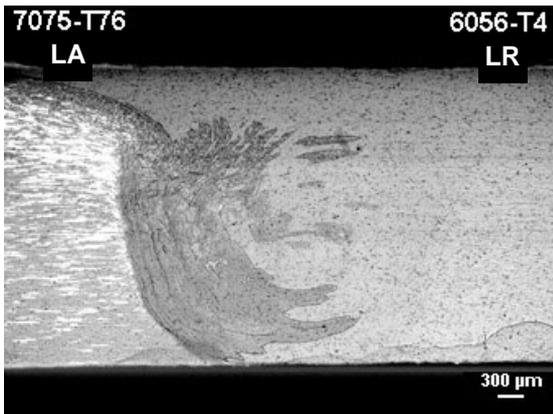


Figura 4.26a – 7075LA//6056LR-2.

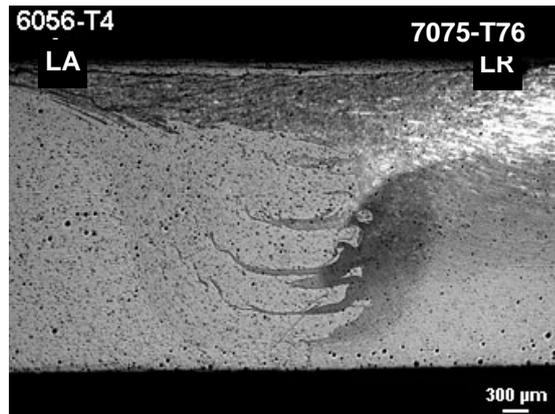


Figura 4.26b – 6056LA//7075LR-2.

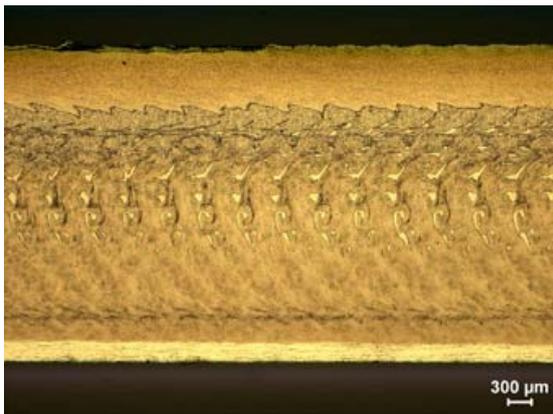


Figura 4.26c – 7075LA//6056LR-2.

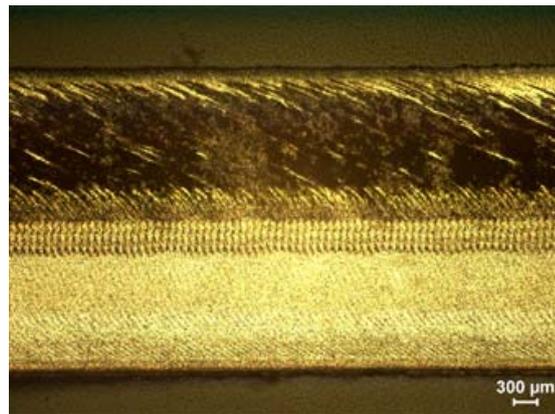


Figura 4.26d – 6056LA//7075LR-2.

Figura 4.26 – Macroestruturas das secções transversal (a e b) e longitudinal (c e d) das soldas frias (WP 2) das ligas 6056 (ataque escuro) e 7075 (ataque claro).

As soldas da Figura 4.26 apresentam as mesmas características observadas nas demais, ou seja, a parte superior do *nugget* formada pela liga posicionada no lado de retrocesso (Figuras 4.34a e 4.34b), e melhor mistura no *nugget*, para a solda que têm a liga mais resistente posicionada no lado de avanço (Figura 4.26a). Também apresentam defeito de falta de penetração na raiz.

As macrografias das soldas das ligas 2024 e 6056, e das soldas das ligas 7075 e 6056 apresentam características comuns, bastante observadas na literatura. A soldagem dissimilar produz uma estrutura de lamelas intercaladas de cada uma das ligas que constituem a solda. Esta característica foi observada em vários trabalhos [30, 32, 52, 54]. Ouyang *et al* [54], explicam que a formação das lamelas alternadas surge devido ao movimento de atrito da rosca do pino e ao movimento de avanço da ferramenta.

4.2.4. Microestrutura

Nos resultados de microestrutura são apresentadas, em detalhes, algumas das diferenças já descritas nas macrografias entre as soldas de mesmo *weld pitch* e posições diferentes das chapas. A Figura 4.27 apresenta a região inferior do *nugget* do lado de avanço das soldas quentes (WP8) entre as ligas 2024 e 6065.

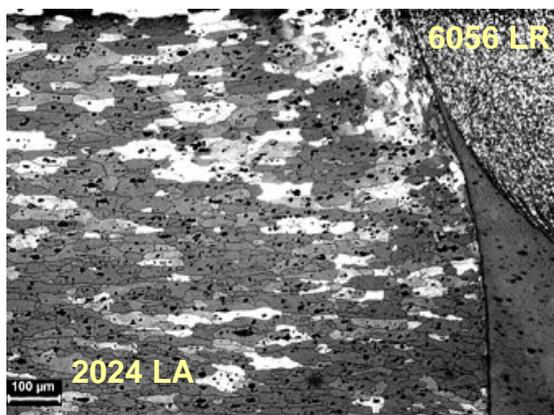


Figura 4.27a – Microestrutura da solda 2024LA/6056LR. WP 8.

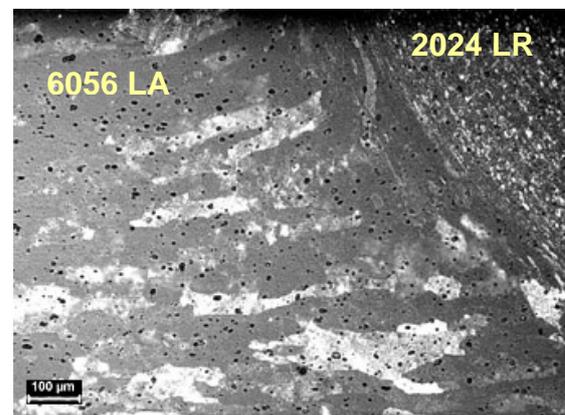


Figura 4.27b – Microestrutura da solda 6056LA/2024LR. WP 8.

Figura 4.27 – Microestruturas da região inferior do *nugget*, do lado de avanço. *Weld pitch* 8.

As microestruturas da Figura 4.27 correspondem às macrografias apresentadas nas Figuras 4.21a e 4.21b. Como já descrito nas macrografias,

estas soldas apresentam uma diferença na região inferior do *nugget*, sendo que a solda 2024LA//6056LR apresenta uma “fronteira” entre as ligas (Figura 4.27a) indicando que a “mistura”, nesta região não foi efetiva. Esta característica não é observada para a solda 6056LA//2024LR, como está evidenciado na Figura 4.27b.

As soldas de WP4 apresentaram defeito de falta de penetração na raiz. Este defeito pode ser observado nas micrografias da Figura 4.28a e b.

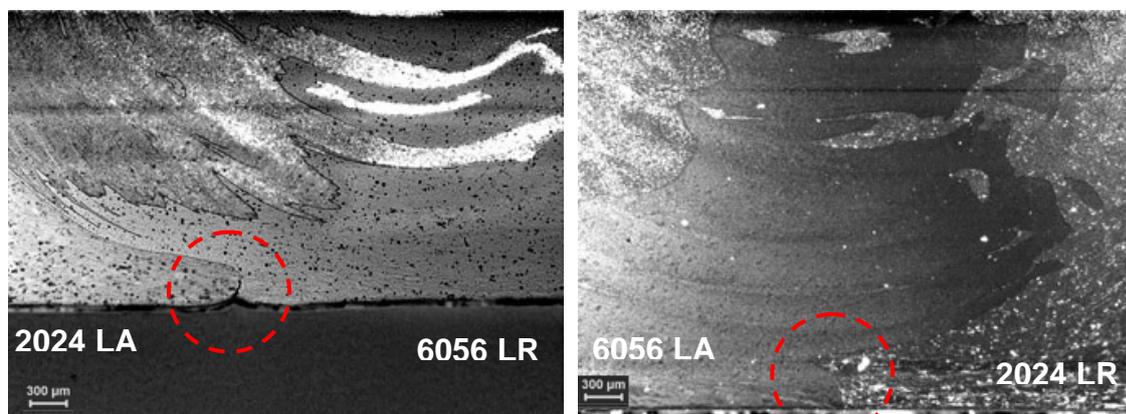


Figura 4.28a – Microestrutura da solda 2024LA//6056LR. WP 4.

Figura 4.28b – Microestrutura da solda 6056LA//2024LR. WP 4.

Figura 4.28 – Microestruturas da região central, inferior do *nugget*.

Weld pitch 4.

Estas micrografias correspondem às macrografias das Figuras 4.22a e 4.22b. Os defeitos de falta de mistura na região central do *nugget* estão indicados nas imagens da Figura 4.28 pelos círculos tracejados.

A Figura 4.29 apresenta os grãos deformados da ZTMA - Zona Termomecanicamente Afetada, próximos à região superior do *nugget* do lado de avanço, das soldas de WP2.

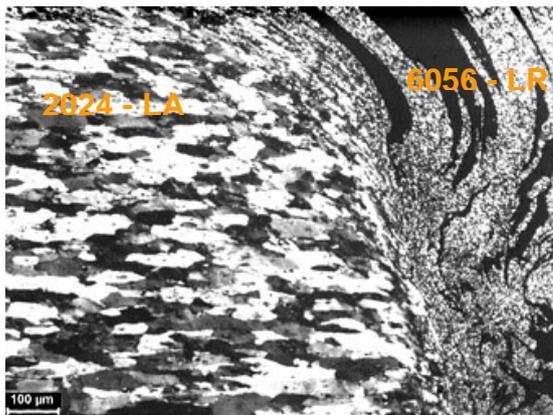


Figura 4.29a – Microestrutura da solda 2024LA//6056LR. WP 2.

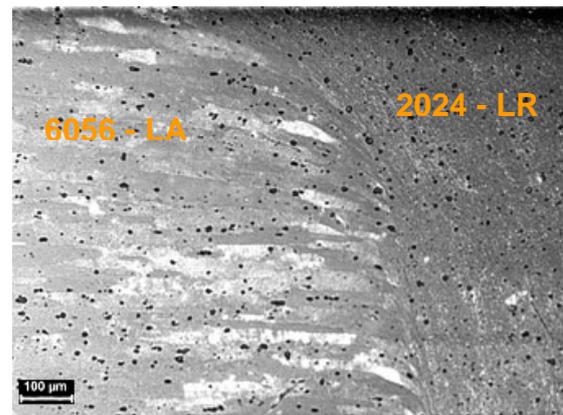


Figura 4.29b – Microestrutura da solda 6056LA//2024LR. WP 2.

Figura 4.29 – Microestruturas da zona afetada termomecanicamente, lado de avanço. *Weld pitch 2*.

Comparando as imagens da Figura 4.29, nota-se que os grãos da liga 6056 sofrem mais deformação na ZTMA (Figura 4.29b) do que os da liga 2024, nesta mesma posição (Figura 4.29a).

As microestruturas próximas à região dos defeitos das soldas frias (WP1) estão apresentadas na Figura 4.30.

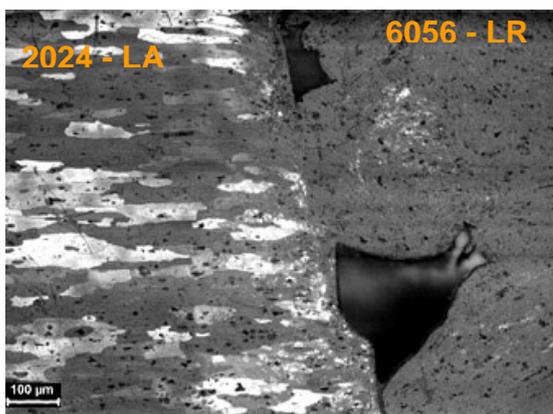


Figura 4.30a – Defeito da solda 2024LA//6056LR. WP 1.

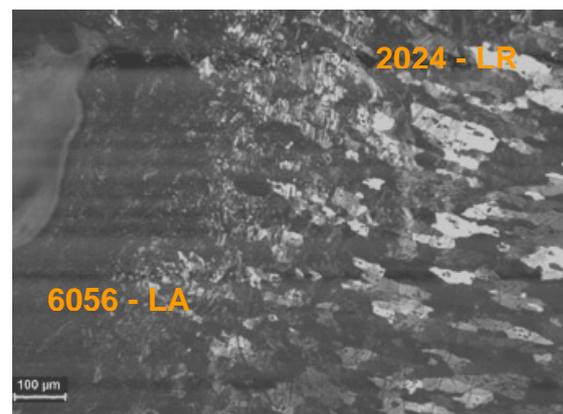


Figura 4.30b – Defeito da solda 6056LA//2024LR. WP 1.

Figura 4.30 – Microestruturas próximas às regiões dos defeitos das soldas de WP1.

Em ambos os casos, o defeito aparece no lado no qual a liga 2024 está posicionada.

As Figuras 4.31a e 4.31b apresentam a parte central inferior do *nugget* das soldas quentes (WP3,6) das ligas 7075 e 6056.

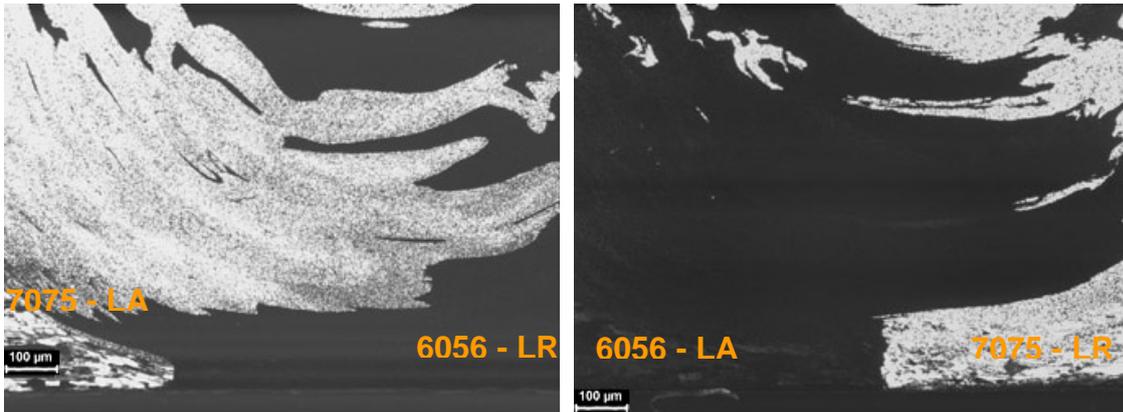


Figura 4.31a – Microestrutura da solda 7075LA//6056LR. WP 3,6.

Figura 4.31b – Microestrutura da solda 6056LA//7075LR. WP 3,6.

Figura 4.31 – Microestruturas da região central inferior do *nugget*. WP3,6.

As imagens da Figura 4.31 evidenciam em detalhes os defeitos de falta de mistura na parte inferior do *nugget* (Figura 4.31a) e de falta de penetração da raiz (Figura 4.31b). Essas microestruturas correspondem às macrografias das Figuras 4.25a e 4.25b.

As microestruturas das soldas frias (WP2) das ligas 7075 e 6056 estão apresentadas na Figura 4.32.

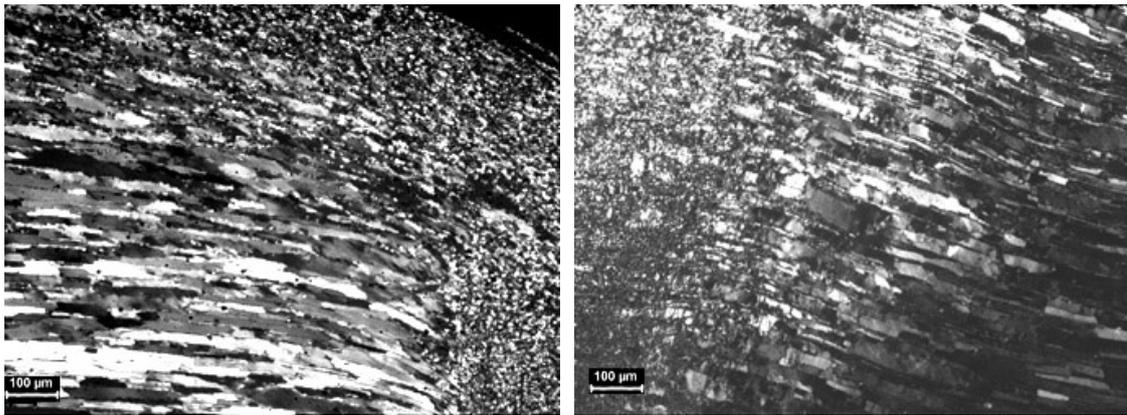


Figura 4.32a – Microestrutura da solda 7075LA//6056LR. WP 2.

Figura 4.32b – Microestrutura da solda 6056LA//7075LR. WP 2.

Figura 4.32 – Microestruturas da região central inferior do *nugget*. WP2.

As imagens da Figura 4.32 apresentam o comportamento da liga 7075 na ZTMA no lado de avanço (Figura 4.32a) e no lado de retrocesso (Figura 4.32b). No lado de avanço, os grãos da liga 7075 estão mais alongados pela deformação do que do lado de retrocesso.

4.2.5. Microdureza

Os perfis de microdureza obtidos para as soldas 2024LA//6056LR estão apresentados nas Figuras 4.33 a 4.35. O teste de microdureza não foi realizado na solda de *weld pitch* 1, devido à presença do defeito de vazio, que poderia danificar o penetrador do equipamento de microdureza.

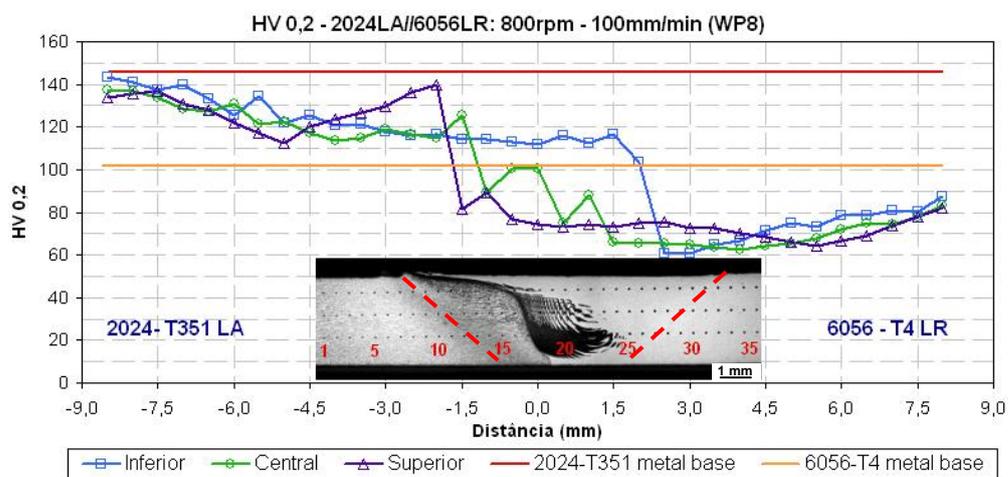


Figura 4.33 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP8.

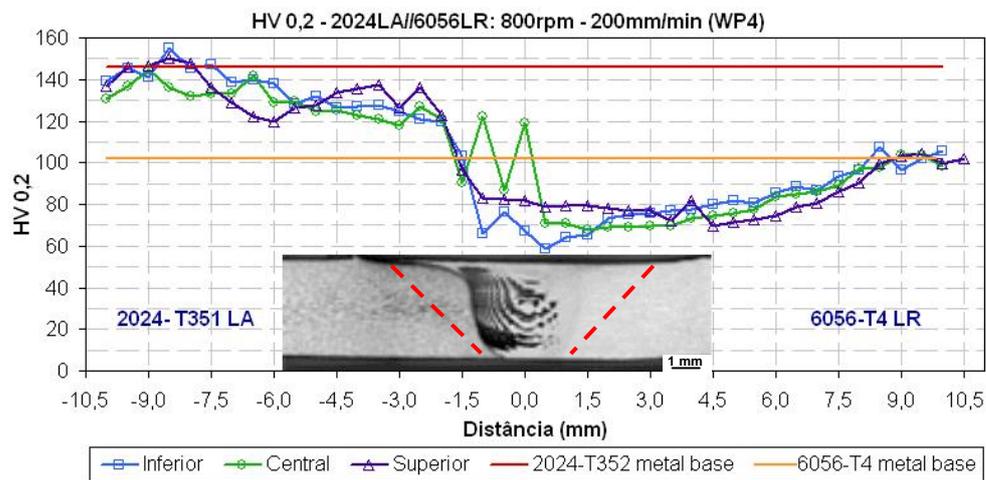


Figura 4.34 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP4.

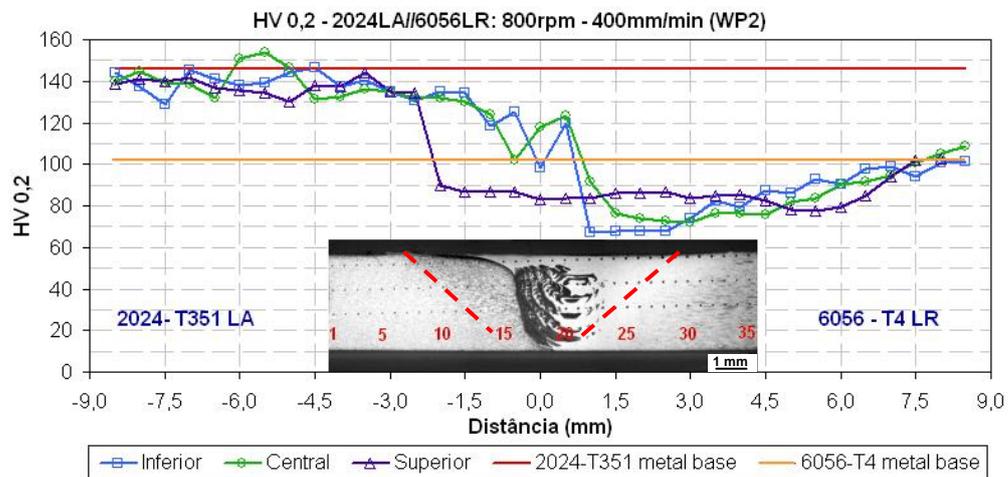


Figura 4.35 – Perfil de microdureza da solda 2024LA//6056LR. WP2.

Nos gráficos das Figuras 4.33, 4.34 e 4.35, estão apresentados os perfis de microdureza das três linhas (superior, central e inferior), bem como o valor de microdureza do metal de base, tanto da liga 2024 (linha vermelha) como da liga 6056 (linha amarela). As imagens das macroestruturas com as marcas do penetrador de dureza auxiliam na observação dos resultados.

A linha central (verde) apresenta uma variação acentuada na região do *nugget* (“serrilhados”). Isto ocorre devido às lamelas intercaladas de cada uma das ligas que constituem a solda. Há uma boa correlação entre a microdureza e a distribuição dos dois materiais causada pelo fluxo de material. Essa característica do perfil de microdureza de soldas dissimilares foi observada em vários estudos [32, 36, 52, 54].

As imagens da Figura 4.36 ilustram com bastante clareza as diferenças entre as lamelas provenientes de cada liga, nas quais é possível observar a diferença no tamanho das marcas do penetrador de dureza. Murr *et al* [55] encontrou uma diferença de 37% na microdureza de lamelas de soldas dissimilares das ligas 2024 e 6061.

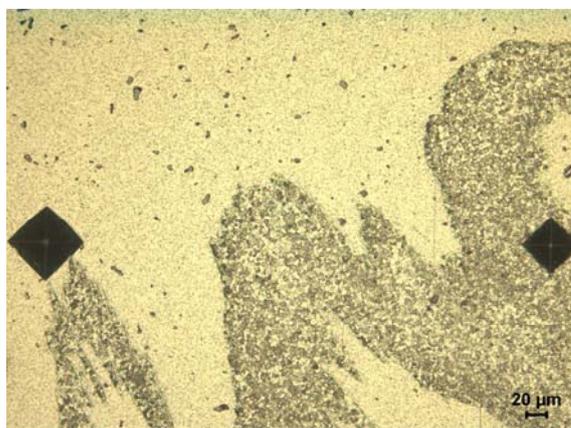
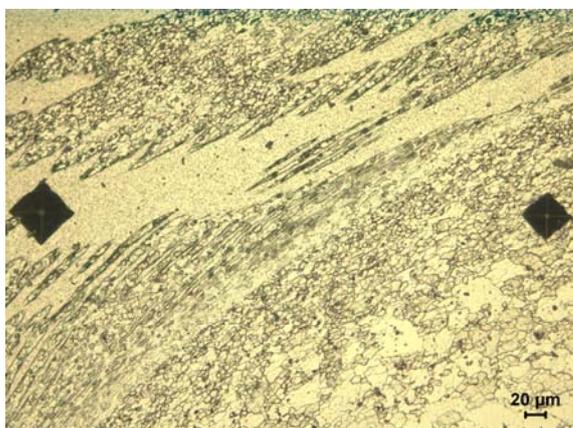


Figura 4.36a: Lamelas das ligas 2024 e 6056. Região superior do *nugget*. Figura 4.36b: Lamelas das ligas 2024 e 6056. Região inferior do *nugget*.

Figura 4.36 – Microestruturas da solda 2024LA//6056LR-8, com marcas do penetrador de dureza. Liga 2024: ataque escuro e liga 6056: ataque claro.

A linha superior dos gráficos das Figuras 4.33, 4.34 e 4.35 apresenta uma queda abrupta próxima à fronteira entre o *nugget* e a ZTMA (zona termomecanicamente afetada). Esta queda corresponde à transição entre a

ZTMA do lado de avanço, composta por grãos deformados da liga 2024 (maior dureza), e a parte superior do *nugget*, composta por grãos recristalizados da liga 6056 (menor dureza).

A linha inferior apresenta características diferentes em cada um dos gráficos. Esse perfil depende do tamanho do *nugget* e da “mistura” entre as ligas. Na Figura 4.33, a linha inferior passa sobre uma região do *nugget* em que as lamelas da liga 6056 estão mais finas do que as da liga 2024. Desta forma, o penetrador mediu a dureza das lamelas da liga 2024, e por isso a linha aparece como um patamar sobre a região do *nugget*. Em seguida, há uma queda, devido à liga 6056 que está posicionada do lado de retrocesso da solda. Já nas Figuras 4.34 e 4.35 a linha inferior apresenta alguns “serrilhados”, como aqueles descritos para a linha central.

As linhas pontilhadas vermelhas sobre as imagens das macrografias de cada gráfico correspondem à união dos pontos de menor dureza de cada um dos perfis (superior, central e inferior). Dessas linhas, as que estão posicionadas sobre a liga 6056 têm, em média, menor valor de dureza. A região que corresponde à localização das linhas é a fronteira entre a zona afetada termicamente e a zona afetada termomecanicamente. Vários estudos, tanto em soldas dissimilares como em soldas similares, confirmam esta região como a de menor valor de dureza [35, 36, 50, 54, 56].

De um modo geral, a queda na dureza, tanto do lado de avanço quanto do lado de retrocesso, ocorre mais longe da solda quanto maior for o *weld pitch*. Ou seja, em soldas quentes, a zona afetada termicamente ocorre mais afastada do *nugget*, enquanto que nas soldas mais frias, WP4 e WP2, a linha pontilhada que representa a fronteira entre a ZAT e a ZATM está mais próxima do *nugget*. Este comportamento é explicado pelos ciclos térmicos; quanto mais quente a solda, a influência do ciclo térmico pode ser sentida pelo material até maiores distâncias do centro da solda.

No caso de ligas tratadas termicamente, nas quais a temperatura afeta os precipitados formados no tratamento de endurecimento por precipitação, os ciclos térmicos podem modificar bastante as características metalúrgicas do material e conseqüentemente as propriedades mecânicas. Segundo Murr *et al*

[36], na ZATM as altas temperaturas podem anular a maioria das discordâncias e dissolver precipitados. Como nesta região os grãos recristalizados são maiores do que os do *nugget*, a microdureza acaba diminuindo.

Das soldas 6056LA/2024LR foram realizados os perfis de microdureza apenas nas soldas de *weld pitch* 8 e 4, pois as demais (WP2 e 1) apresentaram defeitos de vazios que poderiam danificar os penetrador do equipamento. Os perfis obtidos estão apresentados nas Figuras 4.37 e 4.38.

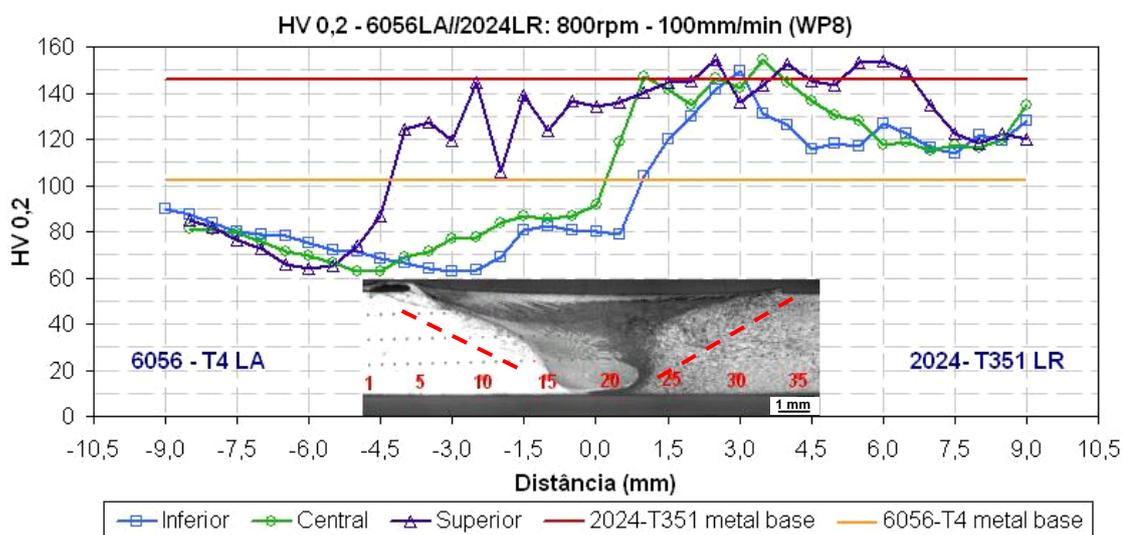


Figura 4.37 – Perfil de microdureza da solda 6056LA/2024LR. WP8.

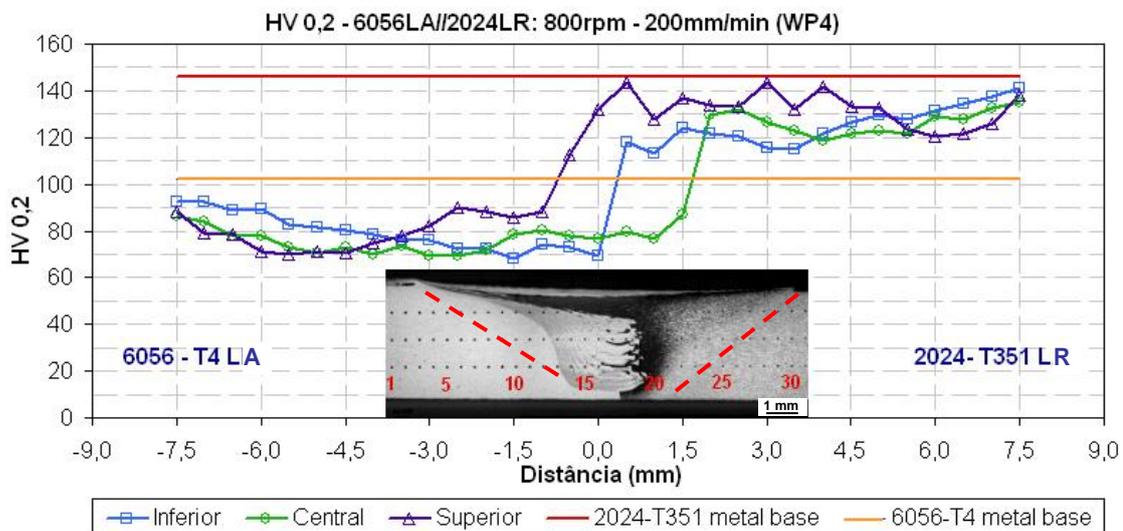


Figura 4.38 – Perfil de microdureza da solda 6056LA/2024LR. WP4.

Os perfis de microdureza das soldas 6056LA//2024LR (Figuras 4.37 e 4.38) são o oposto dos perfis das soldas 2024LA//6056LR (Figuras 4.33, 4.34 e 4.35), devido à troca de posição das chapas. Os perfis apresentam as mesmas características já descritas dos demais.

As Figuras de 4.39 a 4.42 apresentam os perfis de microdureza das soldas das ligas 7075 e 6056.

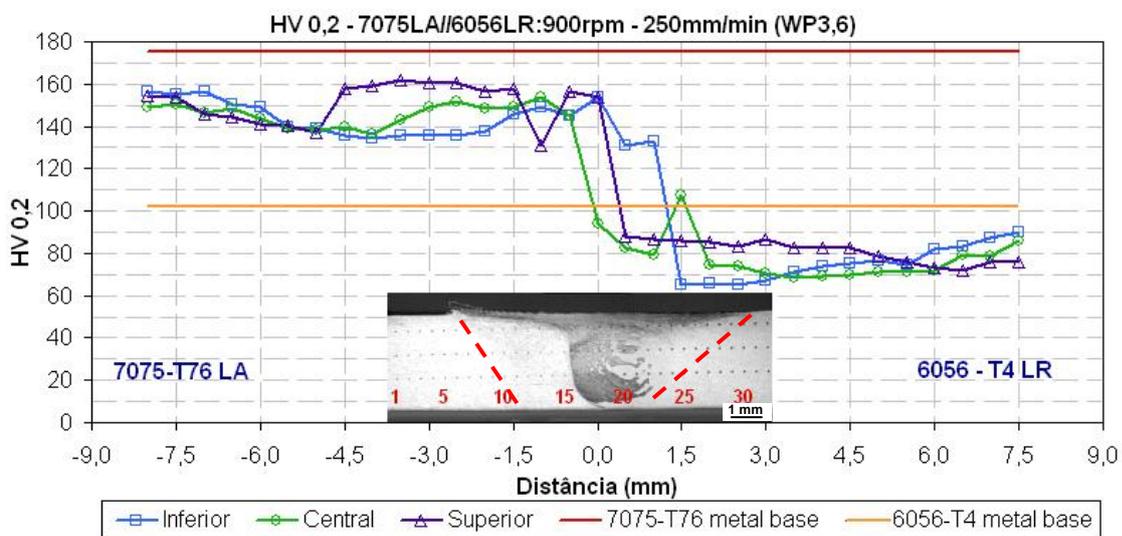


Figura 4.39 – Perfil de microdureza da solda 7075LA//6056LR. WP3,6.

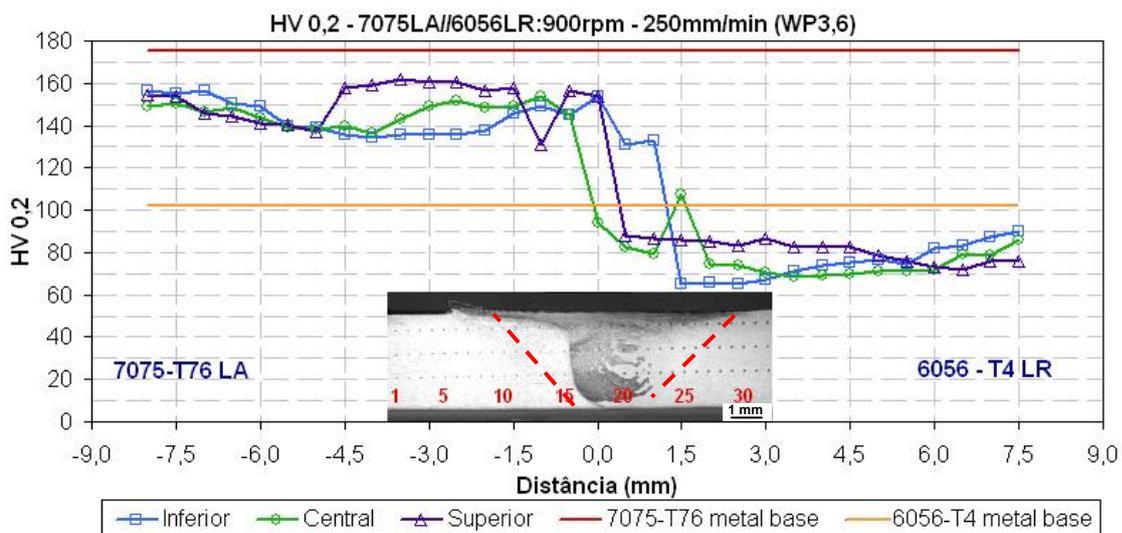


Figura 4.40 – Perfil de microdureza da solda 7075LA//6056LR. WP2.

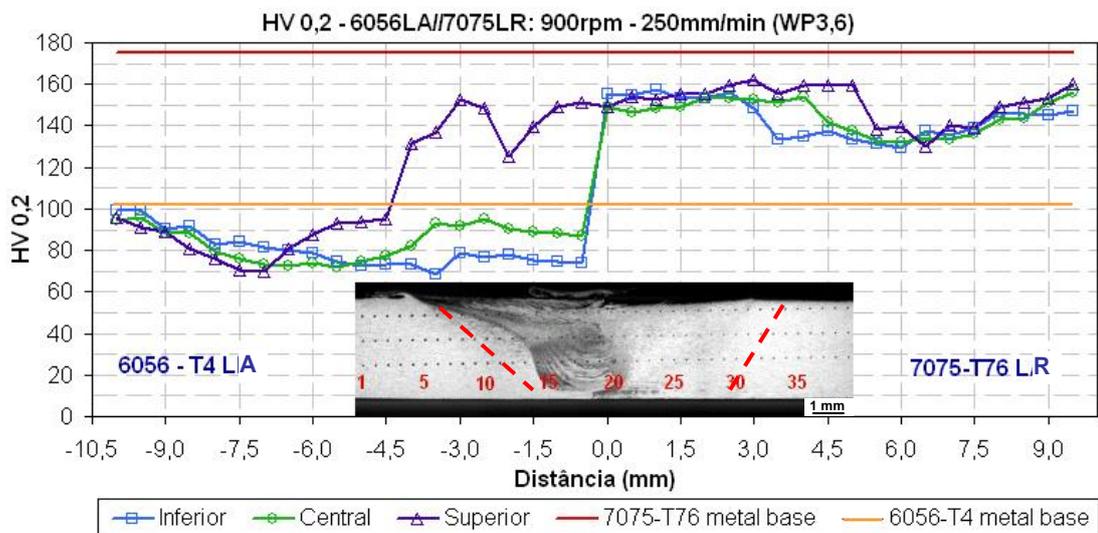


Figura 4.41 – Perfil de microdureza da solda 6056LA/7075LR. WP3,6.

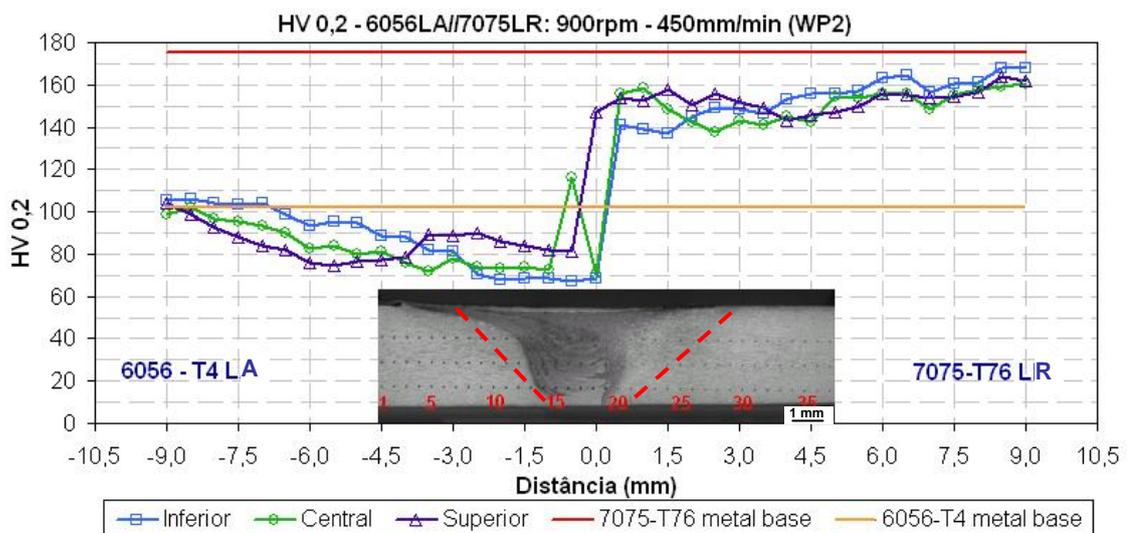


Figura 4.42 – Perfil de microdureza da solda 6056LA/7075LR. WP2.

Os perfis de microdureza das soldas das ligas 7057 e 6056 apresentam as mesmas características dos demais.

A perda de dureza de cada liga está apresentada na Tabela 4.6. A porcentagem indicada na Tabela 4.6 corresponde à diferença entre a dureza do metal de base e o mínimo valor de dureza da liga na zona soldada, dividida pela dureza do metal de base. A Tabela 4.6 apresenta a temperatura máxima registrada pelo termopar mais próximo da solda (10mm do centro do *nugget*). É interessante observar que, quanto maior a temperatura máxima, maior foi a

perda de dureza. O perfil de microdureza é uma resposta das ligas tratáveis mecanicamente aos ciclos térmicos.

Tabela 4.6 – Perda de dureza de cada liga na zona soldada e temperatura.

Amostra		Valor mínimo de dureza da liga na solda (HV)	Dureza Metal de Base (HV)	Perda de dureza (%)	Temperatura máxima do termopar mais próximo
2A-8	LA: 2024	112,0	146	23,3	289
	LR:6056	60,4	102	40,8	345
2A-4	LA: 2024	118,1	146	19,1	262
	LR:6056	58,6	102	42,5	331
2A-2	LA: 2024	128,6	146	11,9	206
	LR:6056	67,0	102	34,3	302
2R-8	LA: 6056	62,6	102	38,6	378
	LR: 2024	113,9	146	22,0	342
2R-4	LA: 6056	68,4	102	32,9	326
	LR: 2024	113,0	146	22,6	317
7A-3	LA: 7075	134,6	175	23,1	246
	LR; 6056	64,9	102	36,4	275
7A-2	LA: 7075	139,6	175	20,2	198
	LR: 6056	73,9	102	27,5	240
7R-3	LA: 6056	68,6	102	32,7	315
	LR: 7075	129,4	175	26,1	283
7R-2	LA: 6056	67,8	102	33,5	281
	LR: 7075	136,9	175	21,8	214

A liga que menos perdeu em dureza foi a liga 2024, entre 11 e 23%. A liga 7075 perdeu entre 20 e 26%. A liga 6056 perdeu entre 32 e 42% quando unida com a liga 2024, e de 27 a 36%, quando soldada à liga 7075. Ying *et al* [52], registram uma perda de 40% na dureza da liga 6061, em soldas dissimilares das ligas 2024 e 6061.

4.2.6. Tração

As Figuras 4.43 e 4.44 apresentam as curvas Tensão *versus* Deformação das soldas dissimilares das ligas 2024 e 6056.

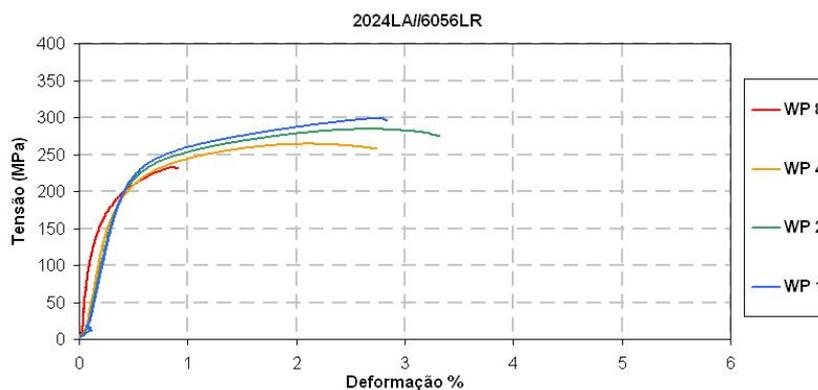


Figura 4.43 – Curva Tensão *versus* Deformação das soldas 2024LA//6056LR.

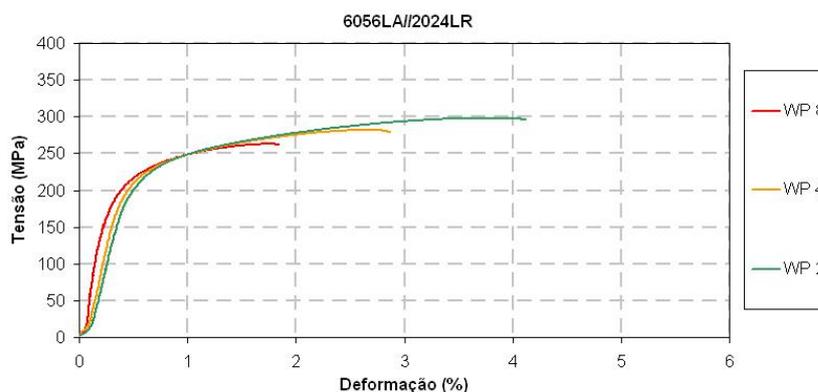


Figura 4.44 – Curva Tensão *versus* Deformação das soldas 6056LA//2024LR.

A Tabela 4.7 apresenta os valores da tensão de escoamento (σ_e), do limite de resistência à tração (LRT) e do alongamento final das soldas e os valores nominais dessas propriedades para o metal de base.

Tabela 4.7 – Propriedades mecânicas das soldas das ligas 2024 e 6056.

Soldas 2024LA//6056LR	Propriedades Mecânicas		
	σ_e (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
WP8	191,4	232,7	0,9
WP4	208,4	264,2	2,7
WP2	229,9	284,1	3,3
WP1	232,1	298,8	2,8
Soldas 6056LA//2024LR	σ_e (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
WP8	210,2	262,9	1,8
WP4	221,0	282,0	2,9
WP2	212,8	298,2	4,1
Metal base 2024-T351*	324,0	469,0	19,0
Metal base 6056-T4**	236,0	375,0	27,8

* Valor nominal [9].

**Valor experimental.

Comparando as curvas da Figura 4.43 e observando os dados da Tabela 4.7, a solda de WP1 apresenta maior LRT. A solda com WP2 apresenta um LRT pouco menor (5%) do que a solda WP1, e um alongamento final maior (18%). As soldas quentes (WP8 e 4) tiveram pior desempenho do que as demais. Dessa forma, as propriedades de tração são melhores, quanto menor for o *weld pitch*, que por sua vez está ligado ao ciclo térmico que age sobre a solda. É importante lembrar que a solda de WP1 apresenta um defeito de vazio (Figura 4.32a), e ainda assim teve melhor desempenho do que as soldas quentes. O defeito de vazio prejudicou o alongamento final, já que o limite de resistência à tração é maior para esta solda do que para a solda com WP2. Larsson *et al* [32] observaram que, para soldas dissimilares das ligas 6082 e 5083, uma maior velocidade de soldagem resulta em maior resistência à tração e ductilidade, o que condiz com os resultados apresentados.

O mesmo comportamento é observado nas curvas da Figura 4.44. Neste caso, a solda mais fria também teve melhor desempenho. Não há curva da solda com WP1, devido ao defeito presente nesta solda (Figura 4.24b). Após o corte da chapa, a usinagem do corpo-de-prova e o manuseio, os corpos-de-prova romperam ao serem ajustados na máquina de ensaio, antes

da aplicação da carga para realização do ensaio, ou seja, é difícil afirmar que a soldagem efetivamente ocorreu entre as chapas.

Comparando os resultados das soldas 2024LA//6056LR com as soldas 6056LA//2024LR, Figuras 4.43 e 4.44, respectivamente, nota-se que as soldas em que a liga 6056 (menos resistente) estava posicionada no lado de avanço tiveram melhor desempenho. Os valores da Tabela 4.7 também confirmam esta observação. No mesmo trabalho, Larsson *et al* [30] também observaram que posicionar o material com mais baixa resistência no lado de avanço é melhor para produzir soldas dissimilares de boa qualidade.

A região de fratura dos corpos-de-prova de tração das soldas pode ser observada na Figura 4.45.

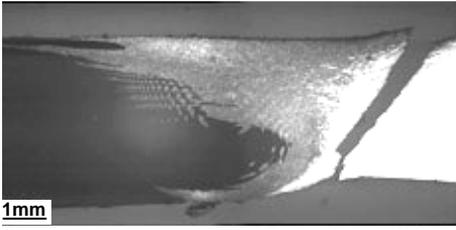


Figura 4.45a – LA: 2024 escuro. LR 6056 claro. WP8.

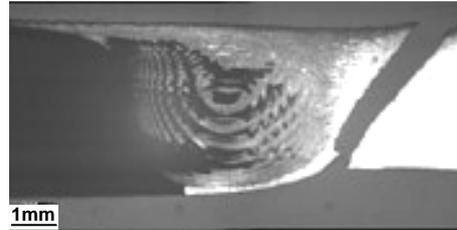


Figura 4.45b: LA: 2024 escuro. LR 6056 claro. WP4.

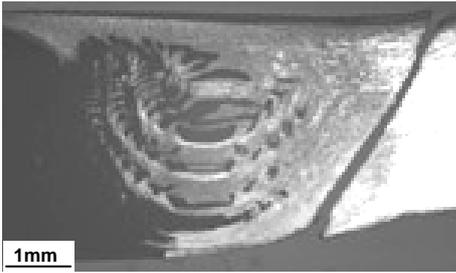


Figura 4.45c: LA: 2024 escuro. LR 6056 claro. WP2.

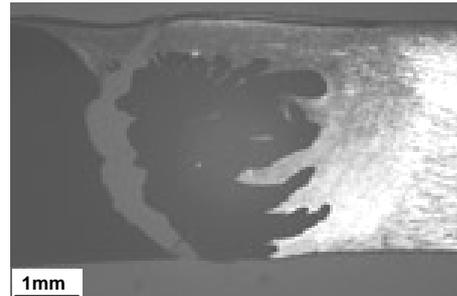


Figura 4.45d: LA: 2024 escuro. LR 6056 claro. WP1.

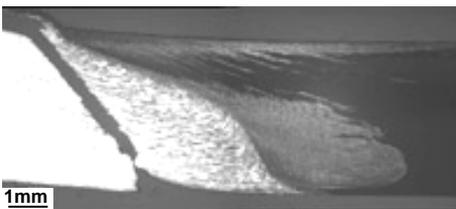


Figura 4.45e – LA: 6056 claro. LR 2024 escuro. WP8.

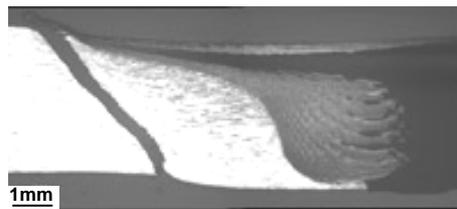


Figura 4.45f: LA: 6056 claro. LR: 2024 escuro WP4.

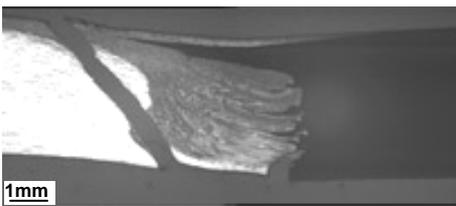


Figura 4.45g – LA: 6056 claro. LR 2024 escuro. WP2.



Figura – 4.45h: LA: 6056 claro. LR: 2024 escuro. WP1.

Figura 4.45 – Regiões das fraturas de tração. Soldas das ligas 2024 e 6056.

As imagens da Figura 4.45 mostram que todas as soldas fraturaram na liga 6056, com exceção das soldas de *weld pitch* 1, que apresentaram defeitos de vazios no lado da liga 2024.

Todas as soldas fraturaram sobre a linha que apresentou os valores mínimos de dureza, conforme evidenciado nos perfis de microdureza. Dessa

forma, as soldas de WP2 quebraram mais próximo do *nugget*, por serem mais frias do que as soldas WP8 e 4, e apresentarem a ZAT – zona afetada termicamente mais próxima mais do *nugget*, como já discutido na apresentação dos resultados de microdureza.

A região de fratura por tração das soldas está conforme resultados encontrados na literatura, tanto para soldas similares quanto para soldas dissimilares. No caso das soldas similares, a fratura dá-se no ponto mínimo de dureza, na fronteira entra a ZAT e a ZATM [50]. No caso das soldas dissimilares, a fratura ocorre nesta mesma região, no lado em que está posicionada a liga menos resistente mecanicamente [32, 52].

As Figuras 4.46 e 4.47 apresentam as curvas Tensão *versus* Deformação das soldas dissimilares das ligas 7075 e 6056.

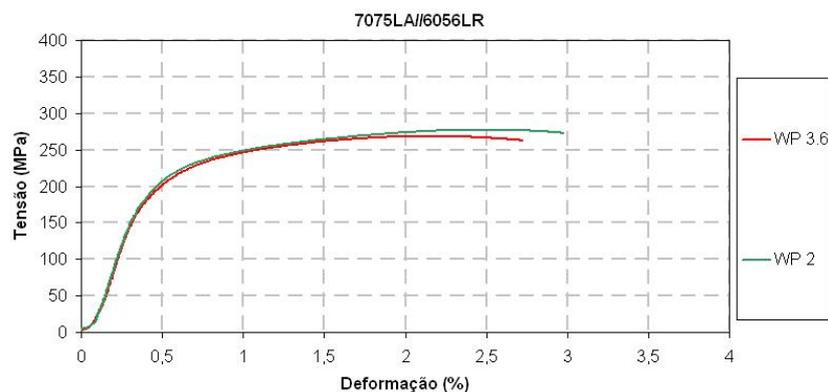


Figura 4.46 – Curva Tensão *versus* Deformação das soldas 7075LA//6056LR.

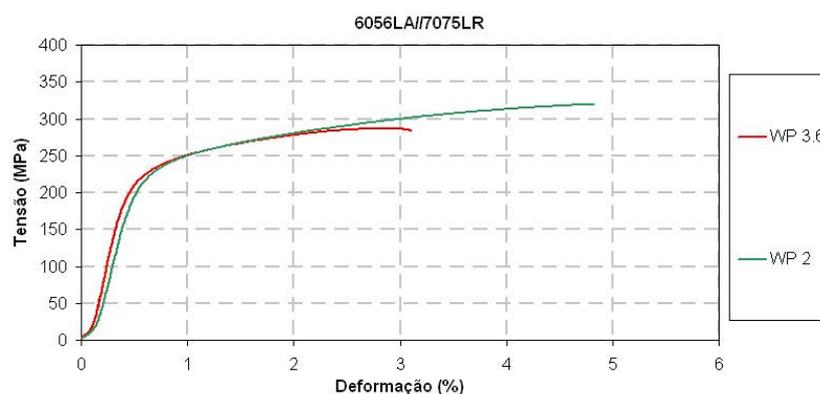


Figura 4.47 – Curva Tensão *versus* Deformação das soldas 6056LA//7075LR.

A Tabela 4.8 apresenta os valores da tensão de escoamento (σ_e), do limite de resistência à tração (LRT), e do alongamento final das soldas e os valores nominais dessas propriedades para o metal de base.

Tabela 4.8 – Propriedades mecânicas das soldas das ligas 7075 e 6056.

Soldas 7075LA//6056LR	Propriedades Mecânicas		
	σ_e (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
WP3,6	219,4	268,6	2,7
WP2	227,0	277,4	3,0
Soldas 6056LA//7075LR	σ_e (MPa)	LRT (MPa)	Alongamento (%)
WP3,6	223,7	286,6	3,1
WP2	226,9	321,7	5,7
Metal base – 7075-T76*	427,0	503,0	8,0
Metal base – 6056-T4**	236,0	375,0	27,8

* Valor nominal [9].

**Valor experimental.

Para as soldas das ligas 7075 e 6065, a condição mais fria apresentou os melhores resultados de tração, como pode ser observado nas Figuras 4.46 e 4.47. Os melhores resultados são aqueles obtidos pelas soldas 6065LA//7075LR, quando comparadas às curvas das Figuras 4.46 e 4.47. Para as soldas das ligas 2024 e 6056, também foi observado que as soldas 6056LA//2024LR obtiveram melhor desempenho em tração, confirmando que, o posicionamento da liga mais resistente mecanicamente no lado de retrocesso confere à solda melhores propriedades de tração.

A região de fratura dos corpos-de-prova de tração das soldas pode ser observado na Figura 4.48.

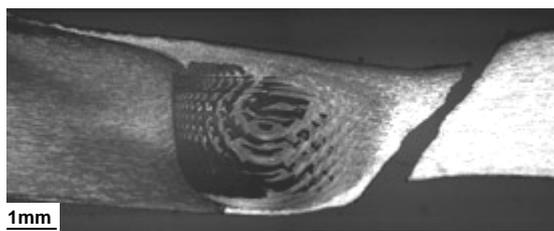


Figura 4.48a – LA: 7075 escuro. LR: 6056 claro. WP3,6.

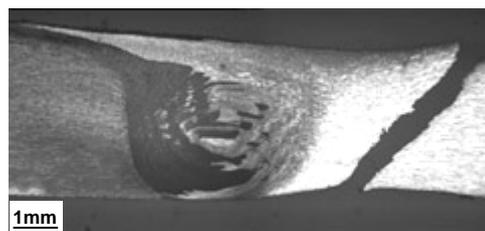


Figura 4.48b: LA: 7075 escuro. LR: 6056 claro. WP2.

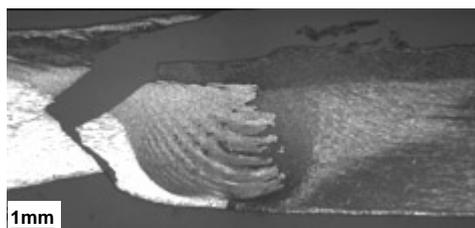


Figura 4.48c – LA: 6056 claro. LR: 7075 escuro. WP3,6.



Figura 4.48d: LA: 6056 claro. LR: 7075 escuro. WP2.

Figura 4.48 – Regiões das fraturas de tração. Soldas das ligas 7075 e 6056.

Todas as soldas das ligas 7075 e 6056 quebraram no lado em que estava posicionada a liga 6056. A solda da Figura 4.48c apresenta uma fratura diferente das demais; neste caso, é possível observar pela macrografia que a região superior do *nugget* não teve uma boa formação, que apesar de ser uma região de maior dureza, apresentou a falha devido à secção mais fina.

Todas as soldas apresentaram propriedades de tração menores do que a da liga 6056 (metal base), devido à presença da zona termicamente afetada, que perde em resistência mecânica quando submetida aos ciclos térmicos, principalmente no caso das ligas tratadas termicamente.

5 CONCLUSÕES

- ✓ Tanto para as soldas das ligas 2024 e 6065, quanto para as soldas 7075 e 6056, o lado mais quente foi aquele no qual a liga 6056 estava posicionada.
- ✓ Todas as soldas dissimilares apresentaram maior dureza e melhores propriedades em tração, quanto mais alta a velocidade de soldagem empregada no processo. Altas velocidades de soldagem implicam em temperaturas mais baixas de ciclos térmicos.
- ✓ Apesar das melhores propriedades mecânicas, as soldas produzidas com velocidades mais altas apresentaram defeitos de vazio ou de falta de penetração na raiz.
- ✓ Para os parâmetros utilizados, as soldas realizadas com velocidades de soldagem intermediária são as mais satisfatórias, por serem livres de defeitos e apresentarem uma resistência mecânica mediana.
- ✓ A região de fratura dos corpos-de-prova de tração ocorreu sempre no lado em que a liga 6056 estava posicionada. Além de ser mecanicamente menos resistente do que as ligas 2024 e 7075, a liga 6056 foi a que sofreu temperaturas mais altas de ciclos térmicos e apresentou os valores de microdureza mais baixos na zona afetada termicamente.
- ✓ Quanto à posição das ligas, todas as soldas tiveram melhor desempenho no ensaio de tração quando a liga menos resistente (6056) foi posicionada no lado de avanço.

6 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- ✓ Estudar a influência dos ciclos térmicos sobre as soldas dissimilares, buscando explicar a maior temperatura registrada no lado da liga 6056.
- ✓ Verificar aspectos de metalurgia física, principalmente para as soldas dissimilares da liga 6056 e 7075, como distribuição e tamanho dos precipitados, discordâncias na região soldada e textura.
- ✓ Realizar novas soldas dissimilares, modificando a inclinação da ferramenta buscando evitar a ocorrência dos defeitos de vazio e de falta de penetração.
- ✓ Soldar a liga 6056-T4 com outras ligas de alumínio que também tenham sido submetidas ao tratamento T4.

7 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. MENDEZ, P. F.; EAGAR, T. W. Welding Processes for Aeronautics. **Advanced Materials and Processes**. p.39-43. Maio/2001.
2. REITZ, V. Causing a stir in welding. **Machine Design**. v. 16, n.6, p 59-61. Março/2002.
3. ARONSON, R. B. A new look at aircraft assembly. **Manufacturing Engineering**. v. 132, n. 3, p.101-108. Março/2004.
4. CHRISTNER, B. Enabling technology for an aircraft alternative. **Mechanical Engineering**. v. 125, n.3, p. D14. Março/2003.
5. HANSEN, M.; A cooler weld. **Mechanical Engineering**. v. 125, n. 3, p. D10. Março/2003.
6. Disponível em: http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/research_gspvehic.html. Acesso em 24 Mar. 2005.
7. IMMARIGEON, J-P.; BEDDOES, J. C.; HOLT, R.T.; KOUL, A. K.; ZHAO, L.; WALLACE, W. Lightweight materials for aircraft applications. **Materials Characterization**. v. 35, p. 41-67. Março/1995.
8. DELMAS, F.; CASANOVE, M. J.; LOURS, P.; COURET, A.; COUJOU, A. Quantitative TEM study of the precipitation microstructure in aluminium alloy Al(MgSiCu) 6056 T6. **Materials Science and Engineering A**. v. 373, p. 80-89. 2004.
9. VASUDEVAN, A. K.; DOHERTY, R. D. Aluminum alloys – Contemporary research and applications. **Academic Press Inc**. v.31. p.702. 1993.
10. HATCH, J.E. Aluminum: Properties and Physical Metallurgy. **American Society for Metals**. p.424, 1983.
11. PECHINEY. Aerospace Technical Data Sheet. **Publicação interna da Pechiney Rhenalu**. 1996.
12. ASM International Handbook Committee. Properties and Selections: non ferrous alloys and special-purpose materials. v. 2. 1990.
13. AMERICAN WELDING SOCIETY – Welding Handbook v. 2, 8 ed., Miami, USA, 1991.

14. SCHILLING, C., Von STRONBECK, A., Dos SANTOS, J. F. A Preliminary Investigation on the Static Properties of Friction Stir Spot Welds. In: International Symposium on Friction Stir Welding, 2, 2000. Gothenburg, Special. **Anais...**
15. MACHADO, I. G. Soldagem e Técnicas Conexas: Processos., Ivan Guerra Machado, p. 287-313, 1996.
16. KUMAGAI, M., TANAKA, S. Properties of Aluminium Wide Panels by Friction Stir Welding. In: International Symposium on Friction Stir Welding, 1, 1999. Thousand Oaks, EUA. **Anais...**
17. THREADGILL, P. L. *Friction Stir Welding – the state of the art*. **Publicação do TWI**. 1999.
18. GUERRA, M.; SCHMIDT, C.; MCCLURE, J.C.; MURR, L.E.; NUNES A.C. Flow patterns during friction stir welding. **Materials Characterization**. Elsevier Science Inc, 49 – p.95-101. 2003.
19. Disponível em: <http://www.mtssystems.com/aesd/images/pin.jpg>. Acesso em 24 Mar. 2005.
20. Disponível em: http://www.twi.co.uk/j32k/unprotected/band_1/military_case_g56.html. Acesso Ago.2005.
21. YAVUZ, H. Function-oriented design of a friction stir welding robot. **Journal of Intelligent Manufacturing**. n. 15, p.761-775, 2004.
22. STROMBECK, A. V.; SCHILING, C.; dos SANTOS, J. F. Robotic friction stir welding – tool technology and applications. In: International Symposium on Friction Stir Welding, 2, Junho, 2000, Gothenburg, Suécia. **Anais...**
23. MARQUES, P. V.; MODENESI, P. J.; BRACARENSE, A. Q. Soldagem – Fundamentos e Tecnologia. 1 ed. Belo Horizonte: **Editora UFMG**, 2005.
24. CHAO, Y.J.; QI, X. Heat transfer and thermo-mechanical analysis of friction stir joining of AA 6061-T6 plates. In: International Symposium on Friction Stir Welding, 1., 1999, California. **Anais...** p. 1-10.
25. DAWES, C.; SPURGIN, E.J R.; STAINES, D.G. Friction stir welding aluminum alloy 5083 – Increased welding speed. **TWI members report**, 7735.1/98/993.2.

26. POTOMATI, F.; CARLETTI, C.B.; KURI, M.P.; EPIPHANIO, I.D.V.; ALCÂNTARA, N.G.; SANTOS, J.F. Avaliação de parâmetros de processo na qualidade final de uma junta de alumínio (2024-T351) soldada por FSW – *Friction Stir Welding*. In: Congresso Anual da ABM – Internacional, 60º, Belo Horizonte – MG, 25-28 jul. 2005, p.2857-2865, **Anais em CD**.
27. OERTEL, G.; BABU, S.S.; DAVID, S.A.; KENIK, E.A. Effect of Thermal Cycling on Friction Stir Welds of 2195 Aluminum Alloys. **Welding Research Supplement**. p. 71-s – 79-s. Março / 2001.
28. SVENSSON, L.E.; KARLSSON, L.; LARSSON, H.; KARLSSON, B.; FAZZINI, M.; KARLSSON, J. Microstructure and mechanical properties of friction stir welded aluminium alloys with special reference to AA 5083 and AA 6082. **Science and Technology of Welding and Joining**. v.5, n.5, p. 286-295. 2000.
29. 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**. Elsevier Science Ltd. v.49, p. 423-428. Maio / 2003.
30. MURR, L.E.; SHARMA, G.; CONTREAS, F.; GUERRA, M.; KAZI, S.H.; SIDDIQUE, M.; FLORES, R.D.; SHINDO, D.J.; SOTO, K.F.; TRILLO, E.A.; SCHMIDT, C.; McCLURE, J.C. Joining dissimilar aluminum alloys and others metals and alloys by friction stir welding. **TMS – The Minerals, Metals & Materials Society**, Proceedings. p. 197-211. 2001.
31. JIN, H.; SAIMOTO, S.; BALL, M.; THREADGILL, P.L. Characterisation of microstructure and texture in friction stir welded joints of 5754 and 5182 aluminium alloy sheets. **Materials Science and Technology**. v.17, p. 1605-1614. Dezembro / 2001.
32. LARSSON, H.; LARSSON, L.; STOLTZ, S.; BERGQVIST, E.L. Joining of dissimilar Al-alloys by friction stir welding. In: International Symposium on Friction Stir Welding, 2, 2000. Gothenburg, Suécia. **Anais...**
33. MATHERS, G. The welding of aluminium and its alloys. 1 ed. **Cambridge**. 2002.

34. SUTTON, M.A.; YANG, B.; REYNOLDS, A.P.; YAN, J. Banded Microstructure in 2024-T351 e 2524-T351 aluminum friction stir welds – Part II. Mechanical characterization. **Materials Science and Engineering A**, v.364, p. 66-74. 2004.
35. BENAVIDES, S.; LI, Y.; MURR, L.E.; BROWN, D.; MCCLURE, J.C. Low-temperature friction-stir welding of 2024 aluminum. **Scripta Materialia**, v. 41, n. 8, p. 809-815, jun. 1999.
36. MURR, L.E.; LI, Y.; TRILLO, E.A.; NOWAK, B.M.; MCCLURE, J.C. A comparative study of friction-stir welding of aluminum alloys. **Aluminum Transactions**, v. 1, n. 1, p. 141-154, nov. 1999.
37. LEONARD, A.J. Microstructure and ageing behaviour of FSWs in aluminium alloys 2014A-T651 and 7075-T651. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 2., 2000, Gothenburg. **Anais**.
38. KNIPSTRÖM, K-E.; PEKKARI, B. Friction stir welding process goes commercial. **Welding Journal**. p.55-57, Set./1997.
39. AIRBUS. Airbus Letter. **Publicação interna**. Ago./2005.
40. CAR bodies first to be friction stir welded. **Machine Design**. v. 75, n.18, p S2, Set./2003.
41. CORBETT, B. '04 Breakthrough year. **Ward's Auto World**. v. 39, n.9, p.35-37. Set./2003.
42. MORTIMER, J. Jaguar "Roadmap" rethinks self-piercing technology. **The Industrial Robot**. . v. 32, p. 209-213. 2005.
43. KAWASAKI, T.; MAKINO, T.; MASAI, K.; OHBA, H.; INA, Y.; EZUMI, M. Application of Friction Stir Welding to construction of railway vehicles. **JSME International Journal**. Série A, v. 47, n.3, p.502-511. 2004.
44. DISRUPTIVE technology: Recognising and coping with the inevitable. **Metalworking Production**. p.19. Ago./2005. ISSN/ISBN 00261033.
45. Disponível em: <http://www.twi.co.uk>. Acesso em 05 Set. 2005.
46. ASM International Handbook Committee. Metallography and Microstructures. v. 9. 1990.

47. MISHRA, R.S.; MA, Z. Y. Friction Stir Welding and Processing. **Materials Science and Engineering R.** v. 50, p.1-78. Ago./2005.
48. PADILHA, A. F.; SICILIANO, F. J. Encruamento, Recristalização, Crescimento de Grão e Textura. 3. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2005.
49. HASHIMOTO, T.; JYOGAN, S.; NAKATA, K.; KIM, Y. G.; USHIO, M. FS. FSW joints of high strength aluminum alloys. In; International Symposium on Friction Stir Welding, 1, 1999. Thousand Oaks, EUA. **Anais...**
50. MAHONEY, M. W.; RHODES, C. G.; FLINTOFF, J. G.; SPURLING, R. A.; BINGEL, W. H. Properties of friction-stir-welded 7075-T651 aluminum. **Metallurgical Materials Transactions A.** v.29, p.1955-1964. Jul./1998.
51. COOK, G. E.; CRAWFORD, R.; CLARK, D. E.; STRAUSS, A. M. Robotic friction stir welding. **Industrial Robot: An International Journal.** v. 31, n.1, p.55-63. 2004.
52. YING, L.; MURR, L. E.; MCCLURE, J. C. Flow visualization and residual microstructures associated with the friction-stir welding of 2024 aluminum to 6061 aluminum. **Materials Science and Engineering A.** v. 271, p.213-223. 1999.
53. KRISHNAN, K. N. On the formation of onion rings in friction stir welds. **Materials Science and Engineering A.** v. 327, p.246-251. 2002.
54. OUYANG, J. H.; KOVACEVIC, R. Material flow and microstructure in the friction stir butt welds of the same and dissimilar aluminum alloys. **Journal of Materials Engineering and Performance.** v.11, p.51-63. Fev./2002.
55. MURR L. E.; LI, Y.; TRILLO, E. A.; FLORES, R. D.; MCCLURE, J. C. Microstructure in friction stir welded metals. **Journal of Material Processing & Manufacturing Science.** v. 7, p.145-160. Out./1998.
56. JONES, M. J.; HEURTIER, P.; DESRAYAUD, C.; MONTHEILLET, F.; ALLEHAUX, D.; DRIVER, J. H. Correlation between microstructure and microhardness in a friction stir welded 2024 aluminium alloy. **Scripta Materialia.** v. 52, p. 693-697. 2005.

Apêndice A

Ciclos Térmicos

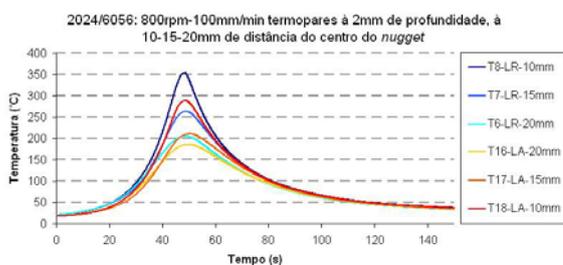


Figura A.1 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-8. Termopares a 2mm de profundidade.

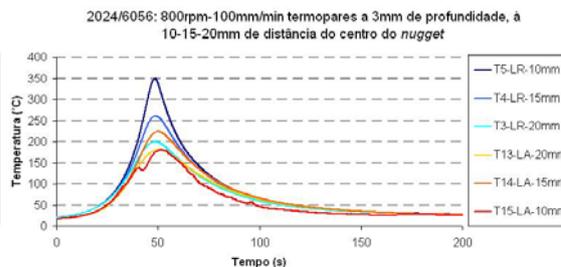


Figura A.2 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-8. Termopares a 3mm de profundidade.

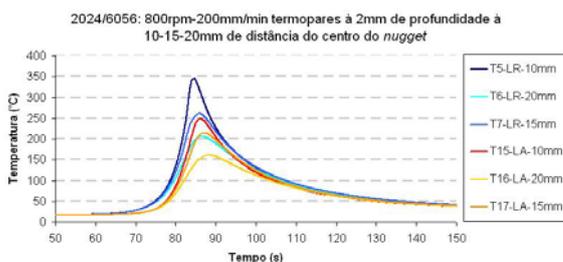


Figura A.3 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-4. Termopares a 2mm de profundidade.

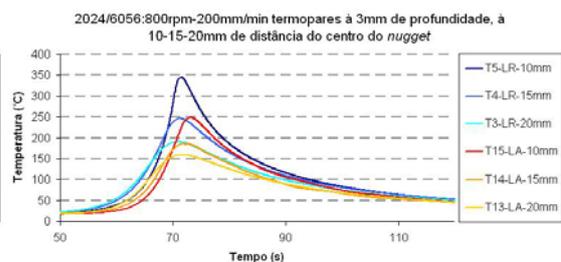


Figura A.4 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-4. Termopares a 3mm de profundidade.

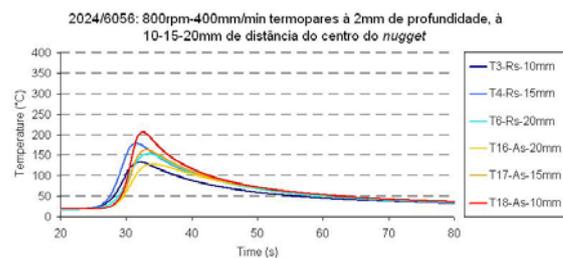


Figura A.5 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-2. Termopares a 2mm de profundidade.

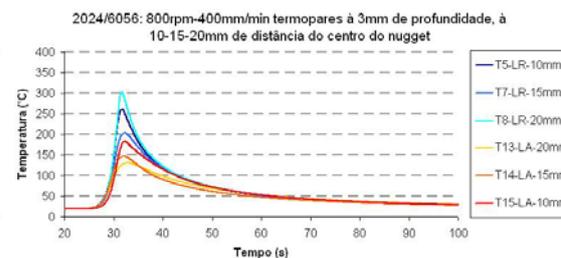


Figura A.6 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-2. Termopares a 3mm de profundidade.

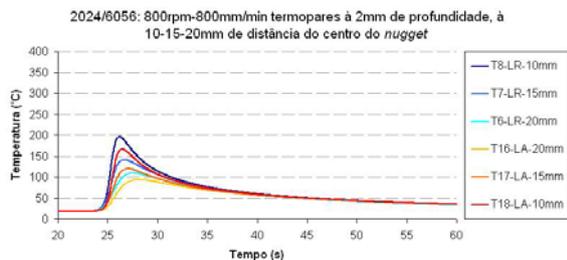


Figura A.7 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-1. Termopares a 2mm de profundidade.

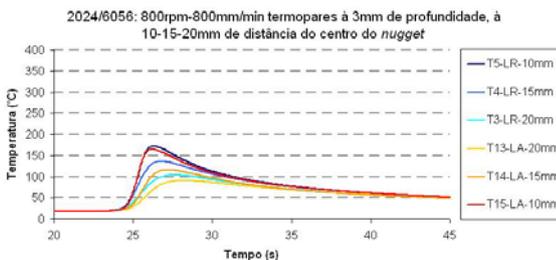


Figura A.8 – Ciclo térmico da solda 2024LA//6056LR-1. Termopares a 3mm de profundidade.

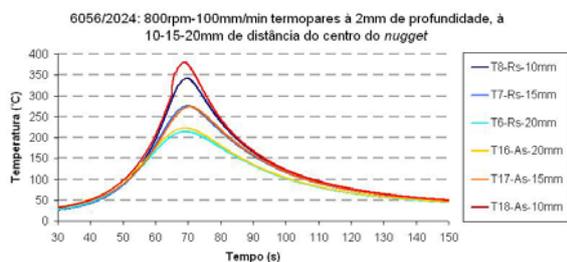


Figura A.9 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-8. Termopares a 2mm de profundidade.

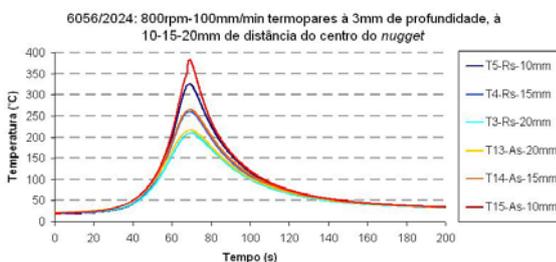


Figura A.10 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-8. Termopares a 3mm de profundidade.

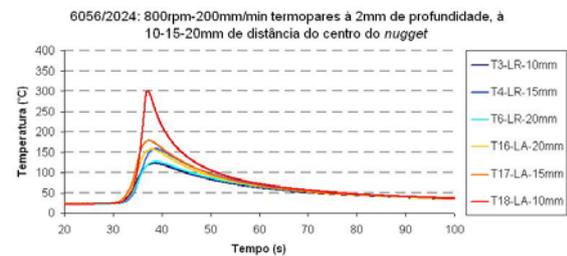


Figura A.11 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-4. Termopares a 2mm de profundidade.

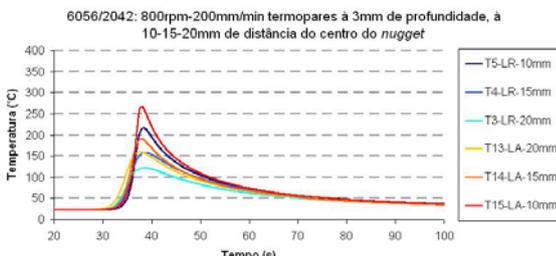


Figura A.12 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-4. Termopares a 3mm de profundidade.

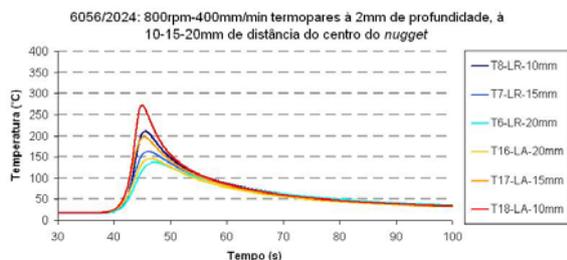


Figura A.13 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-2. Termopares a 2mm de profundidade.

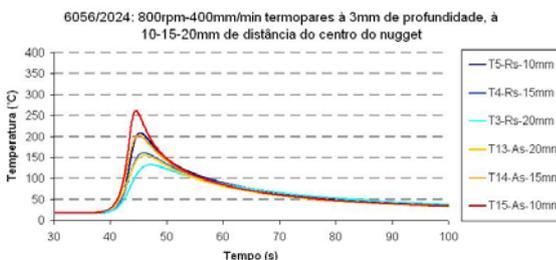


Figura A.14 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-2. Termopares a 3mm de profundidade.

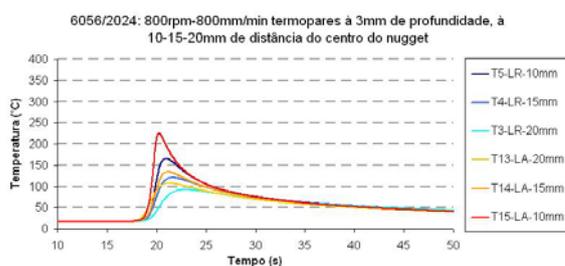


Figura A.15 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-1. Termopares a 2mm de profundidade.

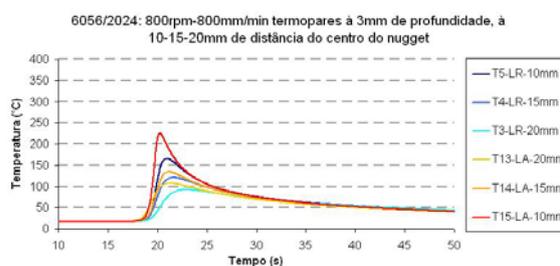


Figura A.16 – Ciclo térmico da solda 6056LA//2024LR-1. Termopares a 3mm de profundidade.

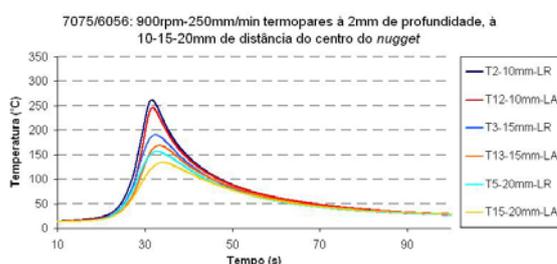


Figura A.17 – Ciclo térmico da solda 7075LA//6056LR-3,6. Termopares a 2mm de profundidade.

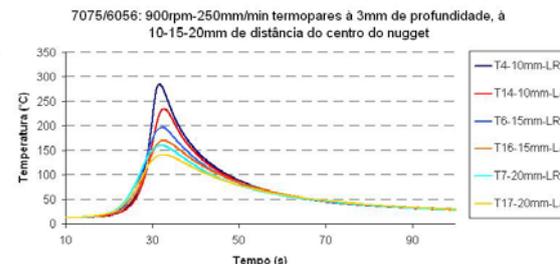


Figura A.18 – Ciclo térmico da solda 7075LA//6056LR-3,6. Termopares a 3mm de profundidade.

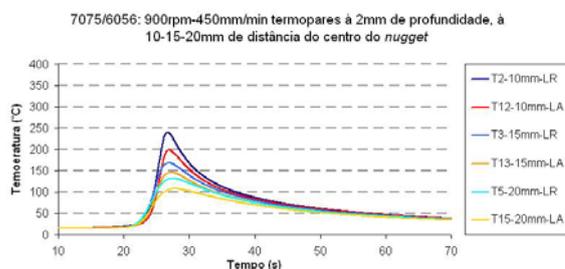


Figura A.19 – Ciclo térmico da solda 7075LA//6056LR-2. Termopares a 2mm de profundidade.

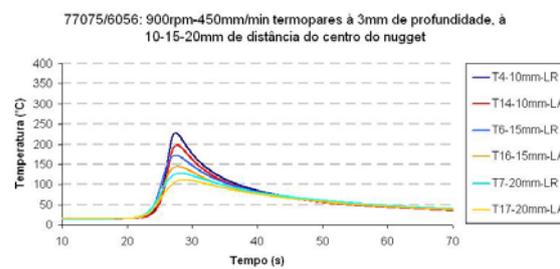


Figura A.20 – Ciclo térmico da solda 7075LA//6056LR-2. Termopares a 3mm de profundidade.

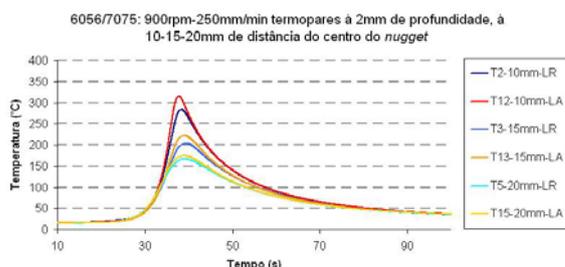


Figura A.21 – Ciclo térmico da solda 6056LA//7075LR-3,6. Termopares a 2mm de profundidade.

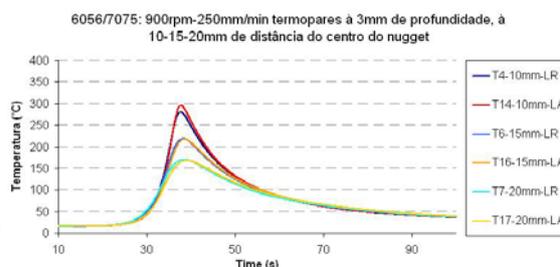


Figura A.22 – Ciclo térmico da solda 6056LA//7075LR-3,6. Termopares a 3mm de profundidade.

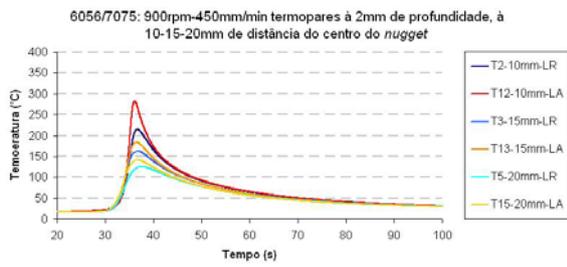


Figura A.23 – Ciclo térmico da solda 6056LA//7075LR-2. Termopares a 3mm de profundidade.

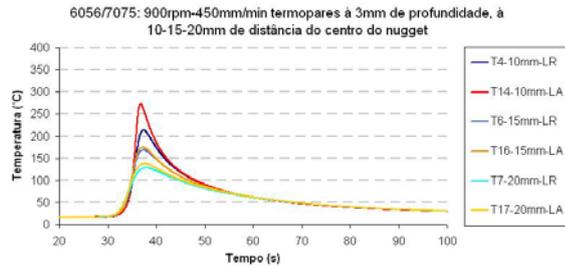


Figura A.24 – Ciclo térmico da solda 6056LA//7075LR-2. Termopares a 3mm de profundidade.

Apêndice B

Forças Resultantes

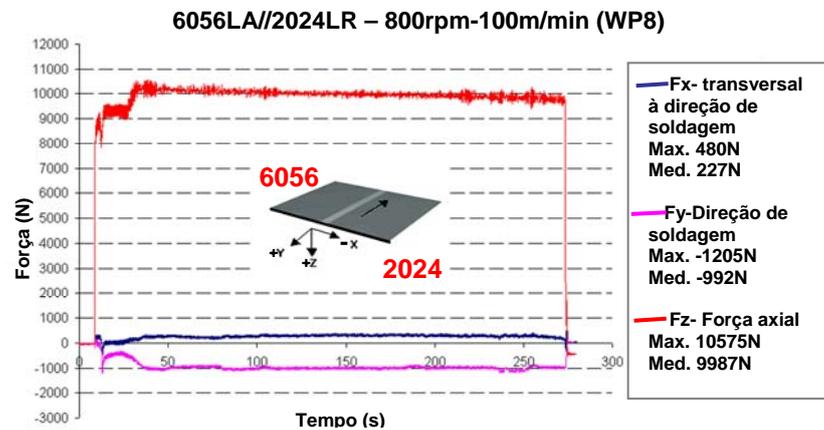


Figura B.1 – Gráfico de forças. Solda 6056LA//2024LR – WP8.

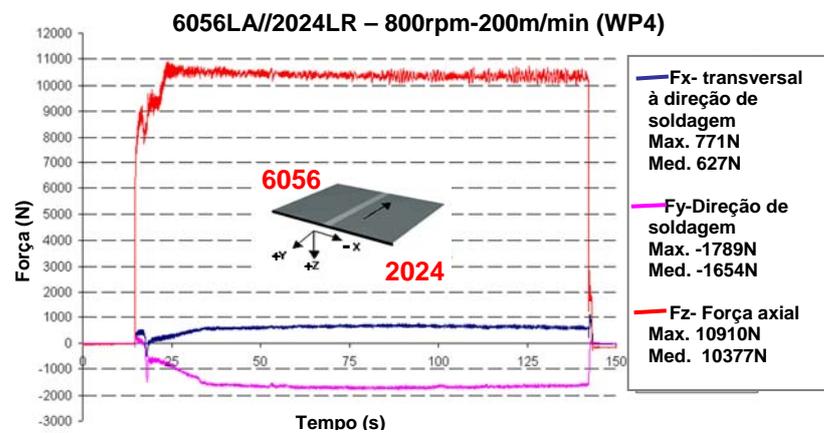


Figura B.2 – Gráfico de forças. Solda 6056LA//2024LR – WP4.

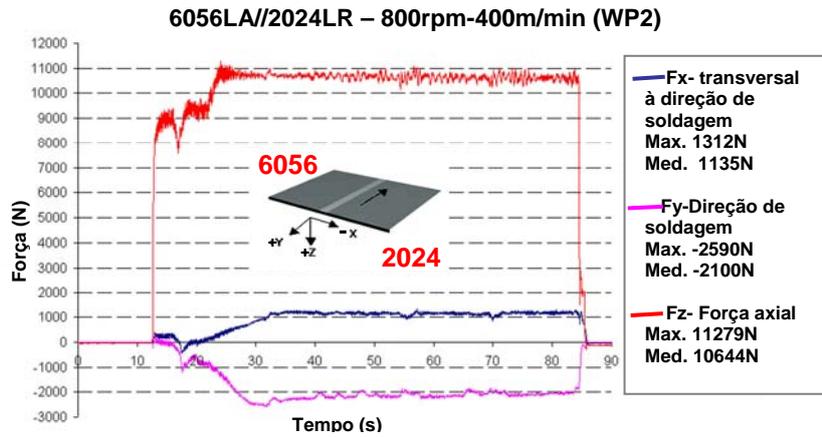


Figura B.3 – Gráfico de forças. Solda 6056LA//2024LR – WP2.

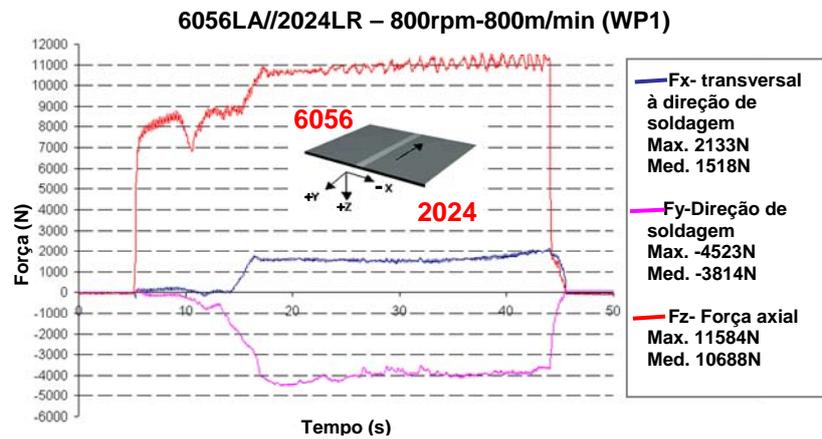


Figura B.4 – Gráfico de forças. Solda 6056LA//2024LR – WP1.

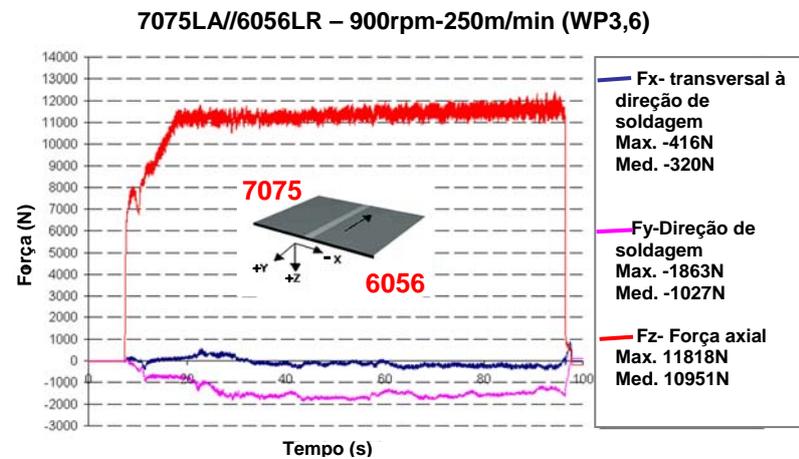


Figura B.5 – Gráfico de forças. Solda 7075LA//6056LR – WP3,6.

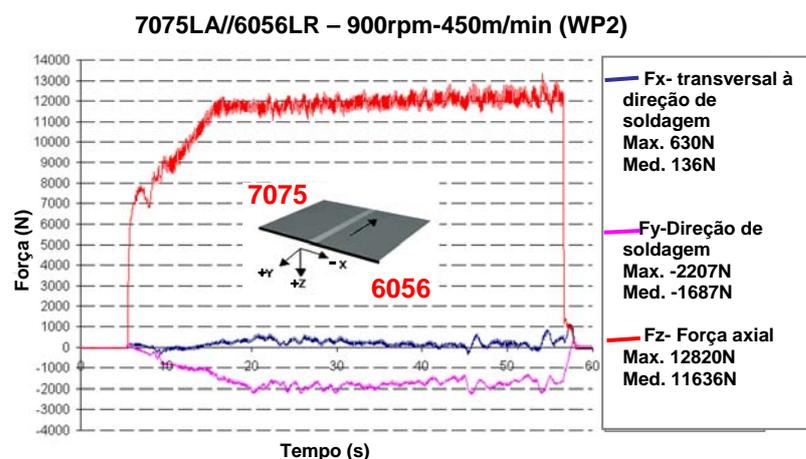


Figura B.6 – Gráfico de forças. Solda 7075LA/6056LR – WP2.

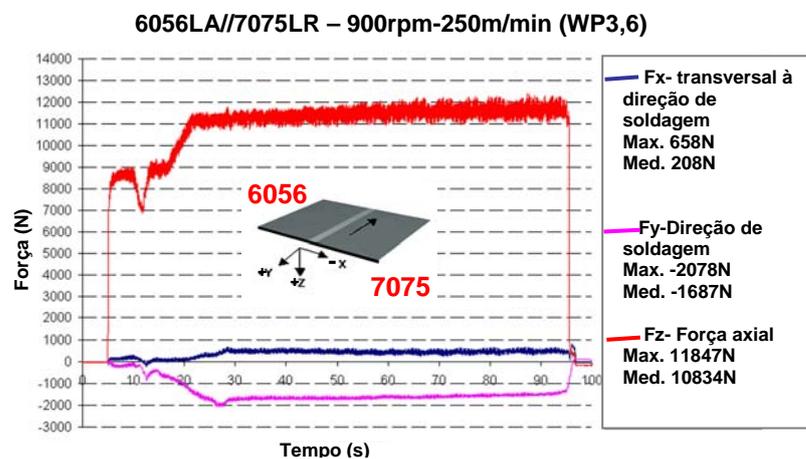


Figura B.7 – Gráfico de forças. Solda 6056LA/7075LR – WP3,6.

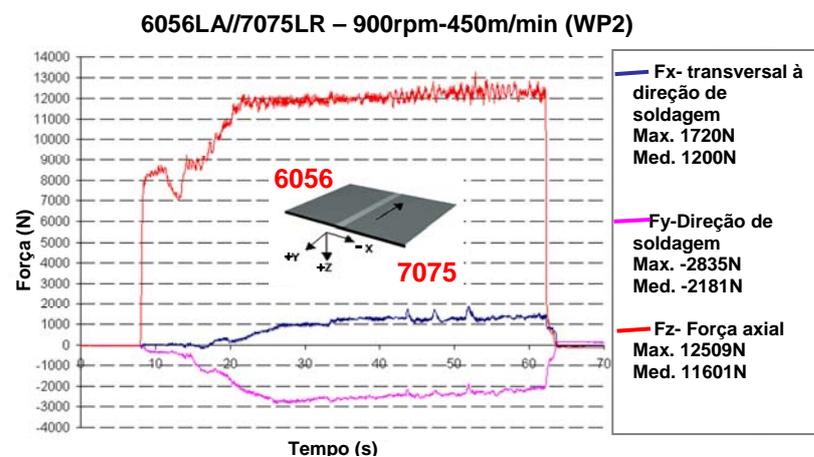


Figura B.8 – Gráfico de forças. Solda 6056LA/7075LR – WP2.