

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

INVESTIGAÇÃO MICROESTRUTURAL E ESTUDO DAS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DA LIGA DE ALUMÍNIO AA2139 T3 e T8 SOLDADAS POR
FRICTION STIR WELDING – FSW

Vinícius Toledo Saccon

São Carlos
Fevereiro/2011

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

INVESTIGAÇÃO MICROESTRUTURAL E ESTUDO DAS PROPRIEDADES
MECANICAS DA LIGA DE ALUMINIO AA2139 T3 e T8 SOLDADAS POR
FRICTION STIR WELDING – FSW

Vinícius Toledo Saccon

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

Orientador: Dr. Nelson Guedes de Alcântara
Agência Financiadora: CAPES

São Carlos
Fevereiro/2011

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

S119im

Saccon, Vinícius Toledo.

Investigação microestrutural e estudo das propriedades mecânicas da liga de alumínio AA2139 T3 e T8 soldadas por Friction Stir Welding - FSW / Vinícius Toledo Saccon. -- São Carlos : UFSCar, 2011.

89 f.

Dissertação (Mestrado) -- Universidade Federal de São Carlos, 2011.

1. Soldagem. 2. Ligas de alumínio. 3. Soldagem de estado sólido. 4. FSW - (Friction Stir Welding). I. Título.

CDD: 671.52 (20^a)

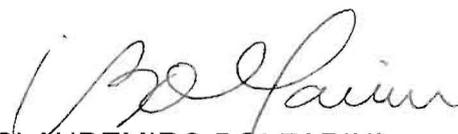
MEMBROS DA BANCA EXAMINADORA DA DISSERTAÇÃO DE MESTRADO
DE VINICIUS TOLEDO SACCON
APRESENTADA AO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS, DA UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO
CARLOS, EM 17 DE FEVEREIRO DE 2011

BANCA EXAMINADORA:

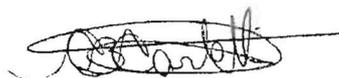
2011 02 17 14:00:00



NELSON GUEDES DE ANCÂNTARA
ORIENTADOR
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS



CLAUDEMIRO BOLFARINI
UNIVERSIDADE FEDERAL DE SÃO CARLOS



CAMILO BENTO CARLETTI
BENTELER AUTOMOTIVE

"Não confunda derrota com fracassos nem vitória com sucesso. Na vida de um campeão sempre haverá algumas derrotas, assim como na vida de um perdedor sempre haverá vitórias. A diferença é que, enquanto os campeões crescem nas derrotas, os perdedores se acomodam nas vitórias"

Roberto Shinyashiki

VITAE DO CANDIDATO

Bacharel em Engenharia de Materiais pela UFSCar (2008).

AGRADECIMENTOS

Uma dissertação de mestrado não é apenas o produto de um trabalho realizado entre quatro paredes. Os fatores externos podem ser tão importantes para o desenvolvimento do trabalho acadêmico quanto o esforço pessoal.

Primeiramente, eu gostaria de agradecer ao Prof. Dr. Nelson Guedes de Alcântara pela orientação, suporte e importantes contribuições neste trabalho.

Eu também gostaria de agradecer ao instituto de pesquisa alemão GKSS Forschungszentrum GmbH por dar a oportunidade de desenvolver e realizar este trabalho, e particularmente ao chefe do departamento de WMP, Dr. Jorge Fernandez dos Santos o qual contribuiu com valiosos suportes durante o projeto.

Ao Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais (CCDM) e a UFSCar gostaria de agradecer por todo apoio e disponibilização dos equipamentos necessários para os ensaios práticos ao longo da conclusão do mestrado.

Também à Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais (PPGCEM) o qual sempre apoiou os alunos de mestrado com todo suporte necessário.

Agradeço também aos colegas da GKSS e do laboratório de soldagem do DEMa que contribuíram de forma direta ou indiretamente com suportes técnicos e também pela amizade durante estes anos.

Agradecimentos à Coordenação de Aperfeiçoamento de Pessoal de Nível Superior (CAPES) pelo apoio financeiro que me possibilitou há dedicar mais tempo à pesquisa.

E por fim, gostaria de um agradecimento especial a toda minha família, em particular a minha noiva Juliane a qual teve muita paciência durante longos fins de semanas de dedicação a esse trabalho e sempre me incentivou a nunca desistir, meu pai Luis Carlos, minha mãe Rosalina e meus irmãos Cássia e Lucas pelo amor e carinho e que mesmo durante minha ausência no Brasil, entenderam e me deram toda a força e suporte necessário para atravessar este estágio de minha vida.

RESUMO

As ligas de alumínio apresentam baixa densidade e alta resistência à corrosão, por isso estão sendo cada vez mais utilizadas nas indústrias aeronáuticas. No entanto, as ligas de alumínio podem gerar defeitos como porosidade por H_2 e formação de trincas a altas temperaturas em processos de soldagem que envolve fusão, limitando a sua aplicabilidade. Visando um processo alternativo, foi desenvolvido um processo de soldagem no estado sólido denominado Friction Stir Welding - FSW. A principal vantagem deste processo é que a soldagem ocorre a uma temperatura abaixo da temperatura de fusão do material, o que elimina defeitos provenientes da solidificação. Desde a sua invenção, o FSW obtém atenção mundial, já que ligas estruturais de difícil soldabilidade apresentaram excelentes resultados metalúrgicos e mecânicos após a soldagem. Por este motivo, neste estudo foi soldado por FSW a liga de alumínio AA2139, uma liga estrutural com alto potencial para aplicações aeroespaciais devido à boa combinação entre resistência mecânica e a fadiga e tenacidade a fratura. Para tanto, foram avaliados o comportamento mecânico e metalúrgico desta liga de alumínio AA2139 em condições diferentes de tratamento térmico, T3 e T8. Os aspectos microestruturais foram investigados usando-se de microscopia ótica e eletrônica (MEV e MET), assim como o comportamento mecânico foi determinado através de ensaios de dobramento, perfis de microdureza, ensaio de tração convencional (incluindo sistema de análise de deformação - ARAMIS) e ensaio de tração usando-se micro-amostras e por fim medições de temperatura foram realizadas durante as soldagens. Os resultados obtidos mostraram que soldas na liga AA2139-T3 e AA2139-T8 apresentam resultados distintos, mesmo utilizando a mesma ferramenta e os mesmos parâmetros de soldagem. Além disso, a temperatura atingida durante a soldagem influencia a precipitação na região soldada a qual determina o desempenho da solda.

**MICROSTRUCTURAL INVESTIGATION AND MECHANICAL PROPERTIES
STUDY OF ALUMINUM ALLOY AA2139 T3 AND T8 JOINED BY FRICTION**

STIR WELDING – FSW

ABSTRACT

Aluminum alloys have low density and high corrosion resistance, and because of that this alloys are being increasingly used in aircraft industry. However, a downside of this alloys is its weldability in fusion process, which can generate defects such as H₂'s porosity and formation of high temperatures cracks limiting its applicability. Seeking an alternative process, it was developed a solid state welding process called Friction Stir Welding - FSW. The main advantage of this process is that welding occurs at a temperature below the melting temperature of the material, eliminating defects from solidification. Since its invention, the FSW gets world attention, because structural alloys with difficult weldability showed excellent results metallurgical and mechanical after welding. Therefore, in this study the aluminum alloy AA2139 was welded by FSW, a structural alloy with a high potential for aerospace applications due to good combination of strength and fatigue and fracture toughness. Thus, it was evaluated the mechanical and metallurgical behavior of aluminum alloy AA2139 under different conditions of heat treatment, T3 and T8. The microstructural features were investigated using optical and electron microscopy (SEM and TEM) as well as the mechanical behavior was determined by bending testing, microhardness profiles, conventional tensile testing (including system analysis of deformation - ARAMIS) and tensile testing using micro-samples and also the temperature measurements were performed during welding. The results showed that welds in alloy AA2139-T3 and AA2139-T8 may show different results, even using the same tool and the same welding parameters. Moreover, the temperature reached during welding affects the precipitation in the welded region which determines the performance of the weld.

PUBLICAÇÕES ORIGINADAS DESTA DISSERTAÇÃO

- SACCON, V.T.; ALCÂNTARA, N.G.; OLEA, C.W.; DOS SANTOS, J.F. Caracterização da liga de alumínio AA2139 T3 e T8 soldada por Friction Stir Welding. In: XVI CONGRESSO DE INICIAÇÃO CIENTÍFICA. **Resumo**..... UFSCar – São Carlos – SP. Outubro, 2008
- SACCON, V.T.; PARRA, B.S.; OLEA, C.W.; DOS SANTOS, J.F.; ALCÂNTARA, N.G. Caracterização microestrutural e comportamento mecânico das ligas de alumínio AAAA2139 T3 e T8 soldadas por Fricção Rotativa com Mistura. In: XXXV CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. Consolda/ABS. **Anais**..... Piracicaba-SP. Outubro, 2009
- PARRA, B.S.; SACCON, V.T.; ROSENDO, T.; DOS SANTOS, J.F.; ALCÂNTARA, N.G. Desenvolvimento do Processo de Soldagem por Fricção por Ponto para a Liga de Alumínio 6181-T4. In: XXXV CONGRESSO NACIONAL DE SOLDAGEM. Consolda/ABS. **Anais**..... Piracicaba-SP. Outubro, 2009
- SACCON, V.T.; PARRA, B.S.; OLEA, C.W.; DOS SANTOS, J.F.; ALCÂNTARA, N. G. Avaliação do Desempenho Mecânico de Ligas de Alumínio Soldadas por Friction Stir Welding. – FSW em Condições de Tratamento Térmicos Diferentes. In: 65° CONGRESSO DA ABM – INTERNACIONAL. **Anais**..... Rio de Janeiro – RJ. Julho, 2010
- PARRA, B.S.; SACCON, V.T.; ROSENDO, T.; DOS SANTOS, J.F.; ALCÂNTARA, N.G. An Investigation on Friction Spot Welding in AA 6181-T4 Alloy. In: 65° CONGRESSO DA ABM – INTERNACIONAL. **Anais**..... Rio de Janeiro – RJ. Julho, 2010

SUMÁRIO

BANCA EXAMINADORA:	i
AGRADECIMENTOS	iii
RESUMO	v
ABSTRACT	vii
PUBLICAÇÕES ORIGINADAS DESTA DISSERTAÇÃO.....	ix
ÍNDICE DE TABELAS.....	xiii
ÍNDICE DE FIGURAS	xv
SÍMBOLOS E ABREVIACÕES	xix
1. INTRODUÇÃO	1
2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	5
2.1 Ligas de Alumínio.....	5
2.1.1 Ligas de Alumínio: Al-Cu-Mg-Ag.....	9
2.1.2 Tratamentos Térmicos	11
2.2 Soldabilidade das Ligas de Alumínio	14
2.3 Soldagem por FSW - <i>Friction Stir Welding</i>	15
2.3.1 Soldagem de Alumínio por FSW	17
3. OBJETIVOS	21
4. MATERIAIS E MÉTODOS	23
4.1 Fluxograma	23
4.2 Liga de alumínio AA2139	24
4.3 Processo <i>Friction Stir Welding</i>	25
4.4 Medidas de Temperatura	29
4.5 Ensaio Mecânicos	30
4.5.1 Ensaio de Dobramento.....	30
4.5.2 Ensaio de Microdureza.....	31
4.5.3 Ensaio de Tração	31
4.5.4 ARAMIS	32
4.5.5 Ensaio de Tração Usando Micro-Amostras.....	34
4.6 Caracterização Microestrutural	35
4.6.1 Caracterização Macroestrutural	35
4.6.2 Caracterização Microestrutural	36

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO	40
5.1 Soldagem por FSW – Liga de Alumínio AA2139-T3.....	40
5.2 Soldagem por FSW da Liga de Alumínio AA2139-T8.....	59
5.3 Análise da influência dos tratamentos térmicos.....	73
5.3.1 Conjunto de Parâmetros 250/600 (T3 e T8)	74
5.3.2 Conjunto de Parâmetros 1000/1800 (T3 e T8)	75
6. CONCLUSÕES	79
7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS.....	83
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	85

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 2.1 - Sistema de designação das ligas para trabalho mecânico	6
Tabela 2.2 - Designação dos tipos de tratamentos térmicos das ligas de Al	8
Tabela 4.1 - Composição química da liga dados em % de peso.....	25
Tabela 4.2 - Parâmetros de soldagem e teste de flexão de todas as amostras soldadas.....	28
Tabela 5.1 - “Weld pitch” e temperatura máxima atingida durante a soldagem para a liga 2139 T3	43
Tabela 5.2 - “Weld pitch” e temperatura máxima atingida durante a soldagem para a liga 2139 T8	61

ÍNDICE DE FIGURAS

Figura 2.1 - Esquema do processo de envelhecimento artificial [27].	13
Figura 2.2 - Envelhecimento de uma liga de alumínio da série 2XXX [27].....	14
Figura 2.3 - Esquemática do processo de <i>Friction Stir Welding</i> [7].	16
Figura 2.4 - Regiões típicas de ligas de alumínio soldadas por FSW	18
Figura 4.1 - Fluxograma representativo da parte experimental do estudo.	23
Figura 4.2 - Robô Neos Tricept TR 805 e especificações técnicas.	26
Figura 4.3 - Fixação das placas na mesa de soldagem.	26
Figura 4.4 - Ferramenta FSW utilizada na soldagem das placas. (a) Rebaixo Côncavo e (b) Pino de 3 planos.	27
Figura 4.5 - Placa soldada utilizando o <i>backing bar</i> para realizar as medidas de temperatura.	29
Figura 4.6 - Exemplo de amostras testadas no ensaio de dobramento.	31
Figura 4.7 - Geometria das amostras utilizadas no ensaio de tração do material de base e das amostras soldadas (dimensões em mm).	32
Figura 4.8 - A-) Amostra padronizada e B-) Aquisição de várias imagens durante o ensaio.	33
Figura 4.9 - A-) Mapeamento da deformação do material e B-) Relatório demonstrativo, com as curvas finais.	33
Figura 4.10 - Ilustração esquemática da forma que as amostras foram extraídas da placa soldada.	34
Figura 4.11 - A-) Dimensões dos corpos de provas obtidos por eletroerosão (dimensões em mm). B-) Método que os corpos de prova foram fixados durante o ensaio.	35
Figura 4.12 - Esquema da placa de alumínio AA2139 soldada por FSW, e o local em que foi feita a retirada das amostras para análise via MET.	38
Figura 4.13 - Dimensões em mm do corpo de prova do ensaio de tração com micro-amostras e local onde foi removido o disco de 2,3mm de diâmetro.....	38
Figura 5.1 - Macro e microestrutura da liga de alumínio AA2139 T3 soldado com velocidade de soldagem de 250mm/min e 600 rpm de velocidade de rotação.	42

Figura 5.2 - Macro e microestrutura da liga de alumínio AA2139 T3 soldado com soldado com velocidade de soldagem de 1000mm/min e 1800 rpm de velocidade de rotação.	42
Figura 5.3 - Diferença microestrutural entre as duas lentes de soldagem (250/600 e 1000/1800).	44
Figura 5.4 - Análise via EDS das partículas de segunda fase da liga AA2139 250/600 T3.	45
Figura 5.5 - Análise via MET do material de base da liga AA2139 T3, indicando os precipitados endurecedores.....	47
Figura 5.6 - Análise via MET do material de base da liga AA2139 T3, indicando a dispersão dos precipitados.	47
Figura 5.7 - Análise via MET da lente de soldagem da liga AA2139 T3, nos diferentes parâmetros de soldagem FSW.	48
Figura 5.8 - Análise comparativa entre os diferentes parâmetros de solda com o material de base.	50
Figura 5.9 - Local de fratura do corpo de prova da liga AA2139-T3 utilizando o conjunto de parâmetros 250/600.	50
Figura 5.10 - ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600: segundos antes de ocorrer à fratura do material.	53
Figura 5.11 - ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600 - segundos antes do empescoçamento.	53
Figura 5.12 - ARAMIS da amostra AA2139 T3 1000/1800 - segundos antes da fratura.	54
Figura 5.13 - Perfil do ensaio de tração usando micro amostras da liga AA2139-T3 soldada por FSW.....	56
Figura 5.14 - Perfil de microdureza da amostra AA2139 250/600 T3 soldada por FSW.	58
Figura 5.15 - Perfil de microdureza da amostra AA2139 1000/1800 T3 soldada por FSW.	58
Figura 5.16 - Macrografia da seção transversal da amostra 250/600 T8.	60
Figura 5.17 - Macrografia da seção transversal da amostra 1000/1800 T8.	60

Figura 5.18 - Imagem da transição da lente de soldagem até a zona termicamente afetada, passando pela ZTMA da amostra AA2139 1000/1800 - T8.....	62
Figura 5.19 - Diferentes zonas microestruturais encontradas em ligas de alumínio soldadas por FSW da amostra AA2139 1000/1800 -T8.	62
Figura 5.20 - Diferença microestrutural entre as duas lentes de soldagem (250/600 e 1000/1800).....	64
Figura 5.21 - Análise via MET do material de base da liga AA2139 tratada termicamente na condição T8.	66
Figura 5.22 - Análise via MET do material de base da liga AA2139 T8 soldadas no conjunto de parâmetros 250/600 e 1000/1800.....	66
Figura 5.23 - Ensaio de tração realizado para o material de base assim como para as ligas soldadas no conjunto de parâmetros 250/600 e 1000/1800.	68
Figura 5.24 - ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600: segundos antes de ocorrer à fratura do material.....	69
Figura 5.25 - ARAMIS da amostra AA2139-T8 1000/1800 - segundos antes de ocorrer à fratura do material.....	69
Figura 5.26 - Ensaio de tração usando micro amostras, da liga AA2139-T8 soldada com o parâmetro 250/600.....	71
Figura 5.27 - Ensaio de microdureza da liga AA2139-T8 soldada com os parâmetros 250/600.	72
Figura 5.28 - Ensaio de microdureza da liga AA2139-T8 soldada com os parâmetros 1000/1800.	73
Figura 5.29 - Microestrutura via MET das amostras AA2139 soldada no conjunto de parâmetros 250/600 nos dois tratamentos térmicos, T3 e T8.....	75
Figura 5.30 - Microestrutura via MET das amostras AA2139 soldada no conjunto de parâmetros 1000/1800 nos dois tratamentos térmicos, T3 e T8...	77

SÍMBOLOS E ABREVIACÕES

°C – graus Celsius

Ag – Prata

Al – Alumínio

Al₁₂(Fe, Mn)₃ – Partículas de segunda fase composta por Alumínio, Ferro e Manganês

Al₂₀Cu₂Mn₃ - Partículas de segunda fase composta por Alumínio, Cobre e Manganês

Al₂Cu – Composto de Cobre e Alumínio

Al₂O₃.2H₂O – Minério da bauxita

Al₆(Fe, Cu) - Partículas de segunda fase composta por Alumínio, Ferro e Cobre

Al₇CuFe - Partículas de segunda fase composta por Alumínio, Ferro e Cobre

ANSI - The American National Standards Institute

ASTM - American Society for Testing and Materials

BSE - Back Scattered Electron

CCDM – Centro de Caracterização e Desenvolvimento de Materiais

CNC – Comando Numérico Computadorizado

Cr – Cromo

Cu – Cobre

DEMa – Departamento de Engenharia de Materiais

DIN - Deutsches. Institut für Normung (Instituto Alemão de Normas Industriais)

EDS - espectrografia de energia dispersiva de raios-X

Fe - Ferro

FSW – Friction Stir Welding

HF – ácido fluorídrico

IPSUS – Projeto GKSS/ Airbus/Alcan

kHz – Mil Hertz

kN – Mil Newtons

Li – Lítio

Lo – Comprimento inicial

MET – Microscopia Eletrônica de Transmissão

MEV – Microscopia Eletrônica de Varredura

Mg – Magnésio

Mg₂Si – Silicato de Magnésio

min – minutos

mm – milímetros

Mn- Manganês

MO – Microscopia Ótica

O₂ – Oxigênio

RPM – rotações por minuto

S - Precipitados S da liga de alumínio

SE - Secondary Electrons

Si – Silício

SiO₂ – Oxido de Silício

Ti – Titânio

TT – Tratamento Térmico

TWI – The Welding Institute

UFSCar – Universidade Federal de São Carlos

V- Vanádio

WP – Weld Pitch

Zn – Zinco

ZTA - zona termicamente afetada

ZTMA - zona termomecanicamente afetada

θ - Precipitados θ da liga de alumínio

θ' - Precipitados θ' da liga de alumínio

θ'' – Precipitados θ'' da liga de alumínio

ρ – Densidade

Ω - Precipitados Ω da liga de alumínio

1. INTRODUÇÃO

A variedade de aplicações do alumínio está relacionada com as suas características intrínsecas, com destaque para seu baixo peso específico, comparado com outros metais de grande consumo, resistência a corrosão e alta condutibilidade elétrica e térmica. Essas peculiaridades deram ao alumínio o status de material não-ferroso mais consumido atualmente, sendo cada vez mais almejado pelas indústrias automotivas e aeronáuticas [1]. Ainda, as indústrias automotivas, aeronáuticas e navais em todo o mundo estão cada vez mais preocupadas com as questões ambientais e o alumínio vem como uma alternativa aos aços, já que geram menor quantidade de poluentes para a atmosfera e diminuem o consumo energético.

A dificuldade de obtenção de soldas isentas de defeitos para ligas de alumínio tais como as da série 2XXX em processos que envolvem fusão, tem inibido o uso de juntas soldadas em aplicações estruturais. A dificuldade é causada pela diferença entre os coeficientes de dilatação térmica das regiões já solidificadas e o filme da fase líquida com composição semelhante ao do eutético que atribui às ligas 2XXX inúmeras trincas no estágio final da solidificação dos cordões de solda. Da mesma forma, é bastante significativa a perda de propriedades mecânicas quando comparadas ao metal de base [2, 3].

Devido à grande dificuldade em se unir essas ligas, em 1990, o *The Welding Institute* (TWI) - Inglaterra, desenvolveu o FSW - *Friction Stir Welding*, e em 1991 o patenteia. Desde a sua invenção, o FSW tem obtido uma atenção mundial. Quando comparado com os processos de soldagem convencionais envolvendo fusão, o FSW causa menos distorção, as alterações de propriedades mecânicas e metalúrgicas são minimizadas e as tensões residuais associada são reduzidas [4, 5]. Muitos estudos vêm ampliando o conhecimento e aperfeiçoando este processo de soldagem e o alumínio e suas ligas tem sido o principal alvo para isso. Este processo de soldagem também pode ser utilizado em outros materiais como, por exemplo, o cobre, chumbo, titânio e magnésio. Até mesmo tentativas em aço mostraram um sucesso considerável, assim como, em juntas dissimilares, tais como, magnésio fundido e ligas de alumínio extrudadas [6].

O processo consiste na soldagem no estado sólido, no qual uma ferramenta rotativa, não consumível promove calor localizado devido ao atrito com o material a ser soldado. Isto resulta em plasticização localizada, atingindo na junta uma temperatura inferior a temperatura de fusão do material, o que elimina os defeitos provenientes da solidificação.

A alta deformação plástica gerada pelo pino da ferramenta durante o processo soldagem e a fricção entre a ferramenta e o material são as duas principais fontes de geração de calor no FSW, sendo a segunda a mais efetiva. As distribuições de temperatura ao longo das zonas de soldagem controlam diretamente a microestrutura das soldas, como tamanho de grão, característica do contorno de grão, coalescimento e dissolução dos precipitados resultando como consequência mudança das propriedades mecânicas das soldas [7].

Em todos os processos de soldagem existem vantagens e limitações em suas utilizações e resultados. Para o FSW, essa regra não é diferente. Como principais vantagens dessa técnica, podemos destacar o menor consumo de energia, a não utilização de metais de adição e a não utilização de gases de proteção e fluxo, que geram problemas inclusive ambientais. Enfatizando sempre que a soldagem é feita no estado sólido e consequentemente os principais defeitos de soldagem providos da solidificação deixam de existir [5].

Por outro lado, limitações inerentes ao processo requisitam desenvolvimentos tecnológicos em algumas aplicações, como é o caso da formação de um defeito pontual no final de cada cordão de solda e da dificuldade de fixação das chapas a serem soldadas na mesa de trabalho em peças de geometria complexa. Apesar destas desvantagens, estudos estão sendo realizados para melhor compreender e aprimorar as condições de processamento durante a soldagem FSW [5].

Diante desta abordagem, o presente estudo objetiva a avaliação de juntas soldadas realizadas por FSW para a liga de alumínio AA2139 T3 e T8, relacionando os parâmetros de soldagem com a microestrutura e propriedades mecânicas obtidas em diferentes tratamentos térmicos. Também foi avaliado o efeito da re-precipitação, precipitação e coalescimento de precipitados obtidos em processos de soldagem FSW.

A caracterização microestrutural consistiu em realizar a análise metalográfica, por meio de microscópio ótico e eletrônico de varredura ou de transmissão, em corpos de prova obtidos da soldagem por FSW das ligas AA2139-T3 e T8. A investigação das propriedades mecânicas realizar-se-á por ensaios de dobramento, medidas e perfis de microdureza ao longo da secção transversal do cordão de solda, ensaios de tração convencional utilizando análise de deformação ótica ARAMIS e ensaios de tração utilizando-se de micro-amostras.

As soldas mencionadas foram realizadas no instituto de pesquisas alemão GKSS Forschungszentrum, haja vista que é um dos centros mundiais de referência em soldagem robotizada por FSW. A etapa de caracterização microestrutural e mecânica foi realizada no Departamento de Engenharia de Materiais (DEMa) e no Centro de Caracterização de Materiais (CCDM) da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).

2. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Ligas de Alumínio

O alumínio é o segundo elemento metálico mais abundante da terra e se tornou viável em aplicações de engenharia no fim do século XIX. A aplicação do alumínio cresceu de tal forma que cada aspecto da vida moderna é afetado diretamente ou indiretamente pelo seu uso [8]. O alumínio é encontrado, principalmente, no estado combinado com dois outros elementos (O_2 e Si), sendo extraído a partir do minério da bauxita (tipicamente $Al_2O_3 \cdot 2H_2O$), e depois mediante eletrólise se obtém o metal [9,10].

O alumínio tem sido utilizado em larga escala devido as suas ótimas propriedades tais como, boa aparência, possui superfície refletiva e brilhante; a sua densidade é baixa ($\rho = 2,7g/cm^3$), aproximadamente 1/3 do aço; a sua conformação também é considerada boa; suas propriedades físicas e mecânicas o tornam um material extremamente útil quando se relaciona com a sua baixa densidade; não é ferromagnético o que o torna importante na indústria de eletro-eletrônicos; não é tóxico sendo então de grande utilidade na indústria alimentícia para ser usado como embalagem [8,9].

Outra vantagem do alumínio é a sua resistência à oxidação progressiva, já que os átomos da sua superfície se combinam com o oxigênio da atmosfera, formando uma camada de óxido protetor que impede a progressão da deterioração do material. Além disso, o alumínio com determinados tratamentos e/ou elementos de liga se torna resistente à corrosão em meios mais agressivos [8,9].

As ligas de alumínio da serie 2XXX foram descobertas acidentalmente quando Alfred Wilm, em 1906, estava procurando desenvolver uma liga de alumínio forte suficiente para repor o latão para casos de fabricação de cartuchos. Essas ligas têm como principais elementos de liga o cobre e o magnésio os quais conferem a liga uma maior resistência mecânica com uma relativa perda de ductilidade, sendo o primeiro o que oferece maior vantagem neste aspecto [11].

O sistema de classificação do alumínio foi adotado pela ANSI - *The American National Standards Institute* - que inclui os principais elementos de

liga, forma dos produtos, e sua respectiva classificação quanto a sua condição de tratamento térmico [12].

As ligas trabalhadas mecanicamente são identificadas por quatro dígitos. A seguir, a tabela 2.1 ilustra o sistema de classificação das ligas de alumínio segundo os principais elementos contidos.

Tabela 2.1 Sistema de designação das ligas para trabalho mecânico [13].

Classificação	Elementos de liga Majoritários	Observações
1xxx	Al 99,0%	Ligas de alta pureza. Os dois últimos algarismos indicam o percentual mínimo de alumínio. Alta condutividade térmica e elétrica e boa resistência à corrosão.
2xxx	Cobre	Ligas para endurecimento e envelhecimento: 4 a 6% de Cu. Aumento da dureza e resistência. Baixa resistência à corrosão.
3xxx	Silício	Ligas que possuem o silício como principal elemento de liga, mas com freqüentes adições de cobre e magnésio.
4xxx	Silício	Utilizadas como metal de adição para a soldagem de alumínio. O Si diminui o intervalo de solidificação da liga sem fragilização.
5xxx	Magnésio	Ligas com Magnésio endurecidas por deformação: cromo é adicionado com refinador de grão e o manganês

aprimora a resistência na deformação a frio. O Mg aumenta a resistência do alumínio sem diminuir a ductilidade. Resistência à corrosão e soldabilidade boas.

6xxx	Magnésio e Silício	Formação de Mg_2Si , fase que se precipita após o processo de envelhecimento. Nível de resistência da liga maior do que a série 5xxx, mas menor do que a série 2xxx e 7xxx.
7xxx	Zinco	Ligas que possuem o zinco como principal elemento de liga, mas com freqüentes adições de cobre e magnésio. Pouca resistência à corrosão devido ao Cu.
8xxx	Estanho	Ligas que possuem o estanho como principal elemento de liga.

O sistema de designação de tratamentos térmicos para os produtos de alumínio e suas ligas é o mesmo utilizado nos Estados Unidos, tanto aplicáveis às ligas trabalhadas mecanicamente, como nas ligas para fundição [6]. A condição de tratamento térmico é baseada na seqüência de tratamentos mecânicos e térmicos usados para alterar o estado inicial da liga. As condições de tratamento térmico básicas são mostradas na tabela 2.2, a seguir.

Tabela 2.2 Designação dos tipos de tratamentos térmicos das ligas de Al [13].

<i>Classificação</i>	<i>Significado</i>	<i>Observações</i>
F	Como fabricado	Não há controle especial sobre as condições de tratamento térmico ou deformação.
O	Recristalizado	Diminuição da condição de TT das ligas trabalhadas mecanicamente ou melhora da ductilidade e estabilidade dimensional para os produtos fundidos.
H	Endurecido por Transformação	Aumento da resistência por deformação a frio
		Aplicável a ligas cuja resistência é estável após tratamento de solubilização.
T	Solubilizado	T1 – Resfriamento após alta temp. + Envelhecimento Natural T2 - Resfriamento após alta temp. + Trabalho a frio + Envelhecimento Natural T3 – Solubilização + Trabalho a frio + Envelhecimento Natural T4 - Solubilização + Trabalho a frio T5 - Resfriamento após alta temp.

+ Envelhecimento Artificial

T6 – Solubilização +
Envelhecimento Artificial

T7- Solubilização +
Superenvelhecido

T8 - Solubilização + Trabalho a frio
+ Envelhecimento Artificial

T9 - Solubilização +
Envelhecimento Artificial +
Trabalho a frio

T10- Resfriamento após alta
temp.+ Trabalho a frio +
Envelhecimento Artificial

2.1.1 Ligas de Alumínio: Al-Cu-Mg-Ag

Nas ligas de alumínio que contém como principais elementos de liga Cu-Mg-Ag, o endurecimento se inicia após o rápido resfriamento a partir da solubilização, na qual há início da formação de segregados de solutos e núcleos de precipitados. O endurecimento da liga Al-Cu é resultado da formação da zona GP1 e atinge o seu valor máximo quando a concentração dos precipitados θ'' (GP2) também é máxima, desde que a mesma continue coerente com a matrix, embora alguma contribuição para o aumento da dureza possa ser creditada ao precipitado θ' [14]. Se o tempo de envelhecimento for além do necessário os precipitados continuarão a crescer, e perderá totalmente a coerência com a matriz, formando a fase estável ou de equilíbrio θ (Al_2Cu). Com isso, surge uma interface entre o precipitado e a matriz, aliviando o campo de tensões, provocando perda significativa da dureza [15].

A fase θ' tem nucleação heterogênea, ou seja, depende de uma região de alta energia para se formar, como os contornos de grão, impurezas e

discordâncias. Por outro lado, quando a razão em massa do Cu sobre o Mg é elevada, a adição de Ag pode aumentar a resistência mecânica, isso se deve à formação de um precipitado de formato hexagonal, designada Ω na matriz nos planos $\{111\}$, ao contrario da fase de θ que se forma nos planos $\{100\}$ [16,17].

A liga AA2139 (Al-Cu-Mg-Ag) surgiu das pesquisas sobre os efeitos de pequenas quantidades de elementos de liga no aumento de resistência mecânica por envelhecimento nas ligas de alumínio. Essas pesquisas demonstraram que no sistema Al-Cu-Mg com alta razão Cu:Mg (superior a 5,6:1) a adição de prata, 0,3% em peso, além de melhorar a resposta ao envelhecimento, modifica totalmente o mecanismo de precipitação. Essa composição promove a formação de precipitados de uma nova fase, denominada Ω , em formato de plaquetas hexagonais nos planos $\{111\}$ da matriz de alumínio, com uma dispersão fina e uniforme [16-24].

A estrutura cristalina da fase Ω é controversa devido aos precipitados serem pequenos e à presença de tensões elásticas locais nas vizinhanças do precipitado, dificultando a interpretação do fenômeno de difração de elétrons [18]. As estruturas mais aceitas atualmente são a ortorrômbica e a tetragonal, entretanto as diferenças de estrutura e de energia de formação são pequenas, sendo ambas consideradas variantes coerentes metaestáveis da fase θ (AlCu_2) [17].

A fase Ω também pode se formar no sistema Al-Cu-Mg, porém em quantidades muito menores que no sistema Al-Cu-Mg-Ag. Ainda, não foi observado a presença da fase Ω no sistema Al-Cu-Ag, sugerindo que o Mg é o elemento necessário para a formação e estabilização dessa fase, enquanto a Ag simplesmente contribui para esse efeito [17,19,20]. A diferença de eletronegatividade entre Ag e Mg resulta em uma grande interação entre esses átomos, com isso os átomos de Ag conseguem fixar os átomos de Mg, formando aglomerados que atuam como sítios de nucleação para a fase Ω . Na ausência de Ag, a fração de fase Ω é pequena, pois a tendência de formação de aglomerados de Mg é inferior a de formação de aglomerados Cu-Mg que resultam na fase S, além disso grande parte do Cu se encontra nas zonas GP, durante o início do envelhecimento [17; 20-22].

A vantagem da fase Ω está no fato de precipitarem no plano de escoamento do alumínio, $\{111\}$, promovendo um maior limite de escoamento pela interação mais forte com as discordâncias, sem aumentar a deformação localizada. Outra vantagem da fase Ω é a alta resistência a fluência, devido à excelente resistência térmica que dificulta o coalescimento dos precipitados, mesmo em temperaturas superiores a 250°C [23, 24].

A liga AA2139 na condição T3, deformada a frio e envelhecida naturalmente, já demonstra os efeitos da adição de Ag, através da formação de aglomerados de Mg-Ag e Mg-Ag-Cu, deixando poucos átomos de cobre disponíveis para a formação das zonas GP nos planos $\{100\}$ da matriz de alumínio. Ao ser envelhecida artificialmente, condição T8, os aglomerados do envelhecimento natural promovem a nucleação da fase Ω (Al_2Cu) à custa das zonas GP e da fase θ'' , sendo a microestrutura final composta predominantemente por precipitados Ω , mas também contém uma baixa quantidade de θ' e frações muito pequenas de S e σ [21].

O limite de escoamento, tenacidade a fratura, resistência a fadiga e propriedades balísticas da liga AA2139-T8 são superiores a das outras ligas de alto desempenho, por exemplo, a tenacidade a fratura dessa liga é superior a das ligas 2324-T39 e 7475-T7351, que são as ligas mais comumente usadas nas condições críticas nesses requisitos, ainda, as propriedades balísticas são superiores as da liga 2519-T87 [22, 24].

2.1.2 Tratamentos Térmicos

As ligas AA2139 T3 e T8 passaram por processo de tratamentos térmicos semelhantes. Para a liga AA2139 T3, o envelhecimento foi natural, ou seja, logo após o resfriamento brusco, a liga é deixada a temperatura ambiente até uma condição estável. Já a liga AA2139 T8, a precipitação ocorreu de forma artificial, sendo controlada a temperatura e o tempo de envelhecimento [15,25].

Para que uma liga seja considerada “precipitável”, a mesma deve conter elementos de liga solúveis que excedem o limite de solubilidade para que ao

resfriar a liga bruscamente, os mesmos possam formar uma fase diferente da matriz a temperaturas moderadas e a ambiente [25]. É bem documentado que a solubilização tem como objetivo solubilizar o máximo possível os elementos de liga na matriz de alumínio. Para que a solubilização seja eficiente, deve-se manter a liga na temperatura pré-definida durante um tempo suficiente para solubilizar os elementos de liga e também as fases secundárias. O processo de solubilização é vital para um melhor envelhecimento posterior e é um fator preponderante para atingir as características mecânicas desejadas. [25,26].

Logo após ser feita a solubilização nos tempos e temperaturas adequados, o material é submetido a um resfriamento rápido (têmpera), geralmente em água, a fim de se obter as mesmas características microestruturais de quando a liga estava em sua forma metaestável. O objetivo deste processo é obter uma matriz supersaturada formando precipitados finos e dispersos uniformemente na matriz de alumínio [15,27].

Depois desse processo, existem dois modos de envelhecimento dos precipitados, natural e artificial. Esse processo de envelhecimento é feito em temperaturas bem inferiores com tempo superiores, se comparado com o tempo de solubilização. O envelhecimento tem como objetivo a precipitação controlada da fase endurecedora da matriz previamente solubilizada. A combinação temperatura e tempo de envelhecimento determinam as características da dispersão dos precipitados.

Para determinadas ligas, o envelhecimento ocorre espontaneamente à temperatura ambiente ao longo de períodos de tempos prolongados, para esse caso nomeia-se envelhecimento natural. Nesse processo, além de não se controlar completamente a formação dos precipitados que endurece o material, os tempos para a geração destes precipitados são mais longos, ou seja, a formação dos precipitados é lenta e demorada. Já para o envelhecimento artificial, a liga é levada a certa temperatura, abaixo da curva *solidus* durante um determinado tempo para que os precipitados atinjam seu tamanho ótimo [15,26,27]. Na figura 2.1, o gráfico representa esquematicamente o processo de envelhecimento artificial, para o natural não ocorreria o aumento da temperatura no envelhecimento.

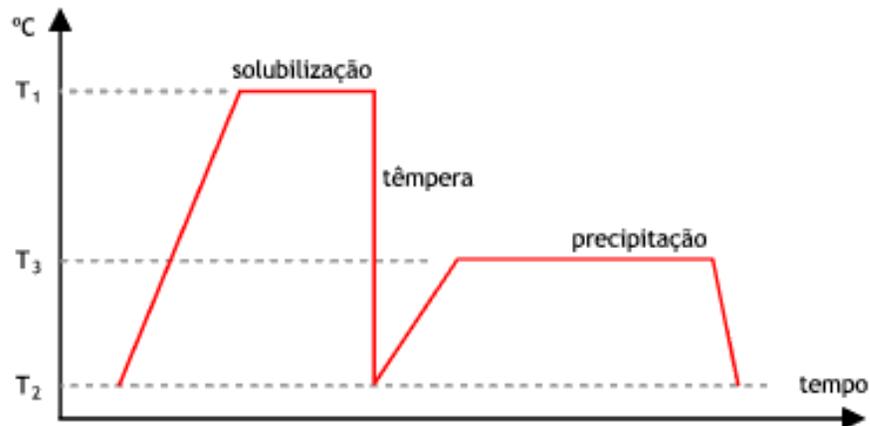


Figura 2.1 Esquema do processo de envelhecimento artificial.

Se o processo de envelhecimento (precipitação) não for corretamente controlado pode não se formar a quantidade e a distribuição correta dos precipitados, não se atingindo a resistência desejada, ou também, pode se gerar um aumento excessivo do tamanho dos precipitados, fato que também não proporciona as melhores características mecânicas (super envelhecimento). Para uma determinada temperatura existe um tempo "ótimo" em que a dispersão de precipitados é, na maior parte, coerente provocando o endurecimento máximo da liga, conforme figura 2.2 em que é apresentada como exemplo a liga do sistema Al-Cu contendo 4,5% de Cu e 95,5% de Al. Estes finos precipitados endurecedores devem ter o tamanho e a quantidade suficiente para dificultar a movimentação das discordâncias e por conseqüência endurecer a liga [26, 27].

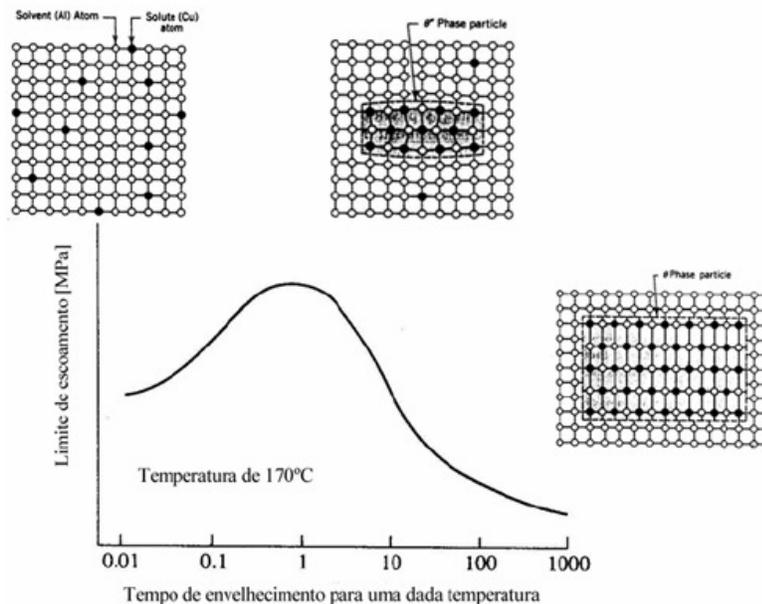


Figura 2.2 Envelhecimento de uma liga de alumínio da série 2XXX [27].

2.2 Soldabilidade das Ligas de Alumínio

As ligas de alumínio possuem algumas características que geralmente influenciam nas propriedades das juntas soldadas envolvendo a fusão dos materiais envolvidos, podendo ser destacadas:

Camada de óxido de alumínio: ocorre quando em contato com a atmosfera há a formação de uma fina camada de óxido, cujo ponto de fusão é três vezes maior do que o do metal puro, dificultando assim a abertura do arco [15].

Contaminação de hidrogênio: pois o hidrogênio possui uma apreciável solubilidade em alumínio fundido, durante a solidificação a solubilidade diminui e o hidrogênio é retido na fase líquida gerando porosidade [28].

Condutividade térmica: característica importante quando o assunto é soldagem, pois as ligas de alumínio têm uma alta condutividade térmica, aproximadamente quatro vezes a dos aços carbono. Isto significa que o calor fornecido deve ser quatro vezes maior para as ligas alumínio do que para o aço [28].

Alta refletividade: é o principal empecilho para a utilização dos processos de alta densidade de energia, como por exemplo, soldagem por laser. Em contrapartida, a soldagem a laser oferece altas velocidades de soldagem e baixas distorções e o interesse em aplicá-lo em alumínio é desejável [28].

Estas características das ligas de alumínio são determinantes para os resultados obtidos dos processos de soldagem que envolvem fusão. Com o intuito de tentar evitar ou pelo menos amenizar esses principais problemas com a soldabilidade do alumínio, é criado em 1990, o processo de soldagem denominado Friction Stir Welding, o qual por ser no estado sólido evita as dificuldades que afetam diretamente as propriedades ao material.

2.3 Soldagem por FSW - *Friction Stir Welding*

Friction Stir Welding - FSW é um processo que consiste em uma ferramenta rotativa composta por um rebaixo e um pino, não consumível que promove calor localizado devido ao atrito com o material a ser soldado. A rotação e a alta deformação aplicada promovem o amolecimento, e consequentemente, uma região plasticizada é formada nas áreas adjacentes à ação da ferramenta atingindo temperatura inferior (cerca de 80%) a temperatura de fusão do material, o que elimina os defeitos provenientes da solidificação.

A rotação e a translação da ferramenta promovem o transporte do material do lado de avanço para o lado de retrocesso e por fim a força axial consolida o material na região a qual quer ser soldada. As boas propriedades mecânicas e a baixa distorção são atribuídas ao baixo aporte térmico e a ausência de fusão [7]. A figura 2.3 ilustra esquematicamente o processo.

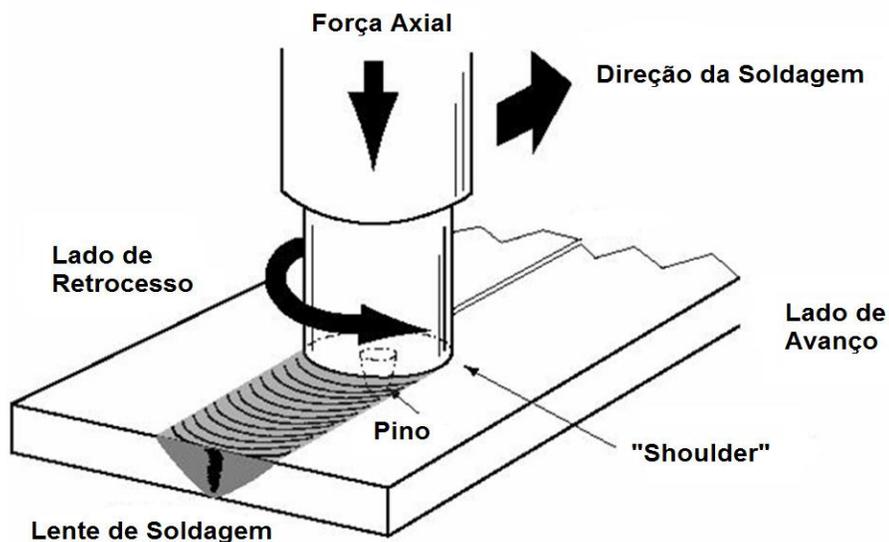


Figura 2.3 Esquemática do processo de *Friction Stir Welding* [7].

As ferramentas do FSW são geralmente manufaturadas com um material de alta resistência ao desgaste e com boas propriedades mecânicas à elevada temperaturas estática e dinamicamente. São feitas de uma maneira a permitir soldagens de até 1000 metros em placas de alumínio de 5 mm de espessura sem mudança de ferramenta. Diferentes geometrias de ferramentas têm sido desenvolvidas, sempre com o objetivo de melhorar o desempenho das soldas, visando aumentar o fluxo de material na soldagem, penetrações superiores e alcançar altas velocidades de soldagens [7].

Estudos mostram que a ação da ferramenta produz uma combinação de conformação por extrusão do material ao redor do pino e, forjamento nas regiões adjacentes ao *shoulder*. Assim, foram definidos os seguintes termos em FSW [30]:

- Lado de retrocesso: local de partida do material misturado mecanicamente;
- Lado de avanço: ponto de destino do material misturado na interface, devido às solicitações de cisalhamento produzidas pelo *shoulder*.

As combinações de parâmetros de soldagem com diferentes aportes térmicos e níveis de deformação modificam a microestrutura e as propriedades mecânicas da junta soldada. Os principais parâmetros que geralmente são

alterados com o intuito de melhorar a qualidade do cordão de solda são: força axial, velocidade de rotação e velocidade de soldagem.

A força axial é responsável pela geração de calor e para consolidar a junta pela pressão exercida entre o rebaixo e o corpo de prova [31]. A velocidade de rotação é proporcional ao aporte térmico; aumentando a velocidade de rotação aumenta a fricção entre a ferramenta e o corpo de prova, aumentando conseqüentemente à geração de calor. Já a velocidade de soldagem pode ser aumentada a fim de melhorar a produtividade, no entanto isso pode ser altamente prejudicial à qualidade da solda, pois com o aumento da velocidade de soldagem, ocorre a diminuição do aporte térmico/unidade de comprimento, dificultando assim, a plasticização do material e, portanto seu escoamento, produzindo conseqüentemente, soldas com defeitos e com propriedades mecânicas inferiores [31,32].

O processo de soldagem FSW traz grandes benefícios em comparação ao rebite, tais como redução de custo, peso e melhoria da qualidade da solda. O *Friction Stir Welding* abrange um vasto campo de aplicações. A primeira aplicação comercial foi à fabricação de painéis de alumínio ocós para aplicações navais. A Eclipse Aviation Corporation decidiu usar o FSW para repor os tradicionais rebites para a maioria das estruturas aeronáuticas primárias dos jatos Eclipse 500. Na indústria automotiva, a Ford já adotou a união de placas de alumínio dissimilares utilizando FSW [33,7].

2.3.1 Soldagem de Alumínio por FSW

O Friction Stir Welding sempre teve como principal alvo as ligas de alumínio. A principal razão que torna o FSW uma técnica de soldagem atrativa para ligas de alumínio é a soldagem ser realizada no estado sólido, não ocorrendo os problemas de solidificação que geralmente acontecem nos processos de soldagem convencionais, envolvendo fusão.

Durante o processo, condições termomecânicas variam ao longo do cordão de solda, promovendo uma correspondente variação na microestrutura. Essa variação depende de muitos fatores, como por exemplo, elementos de

liga, tratamento térmico, processo mecânico realizado anteriormente (ex. laminação), tamanho e geometria do pino, entre vários outros. Ao longo da seção transversal das placas de alumínio soldadas por FSW, as regiões resultantes são bem diferentes daquelas obtidas no metal de base, como pode ser visualizado na figura 2.4.

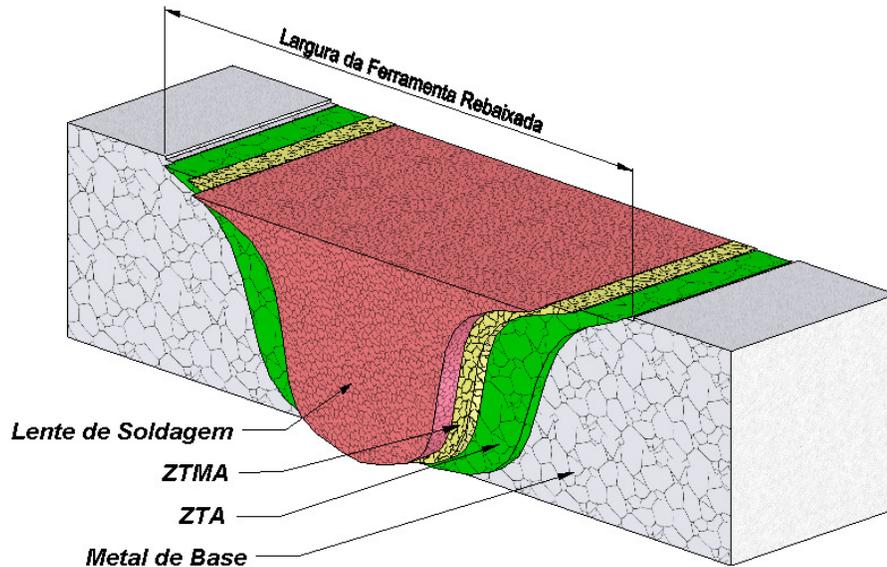


Figura 2.4 Regiões típicas de ligas de alumínio soldadas por FSW

Os ciclos térmicos e a alta deformação promovem regiões bem similares às encontradas na figura 2.4 para as ligas de alumínio. Conforme pode ser visto, existem quatro regiões diferentes: metal de base, zona termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e lente de soldagem.

O metal de base é a região que não é afetada pelos efeitos termomecânicos produzidos durante FSW, permanecendo com as características metalúrgicas originais do material, ou seja, a microestrutura é idêntica ao material antes da soldagem. Já na ZTA, apenas o efeito do calor gerado durante a soldagem é notado, e pode resultar na instabilidade do precipitado, assim como crescimento de grão. Os precipitados podem coalescer e assim a dureza pode mostrar uma significativa deterioração quando comparada com o metal de base [30].

Na região adjacente a lente de soldagem, ZTMA, é percebida deformação plástica associado com a o calor gerado pelo processo, resultando em recristalização parcial e recuperação dos grãos. Além disso, os grãos são rotacionados cerca de 90° em relação ao metal de base [31]. A combinação de deformação e altos picos de temperatura podem resultar num decréscimo de dureza devido o coalescimento dos precipitados endurecedores [30].

A lente de soldagem compreende aproximadamente a região de penetração do pino na junta. A lente de soldagem é totalmente recristalizada, apresentando uma microestrutura muito fina e de grãos refinados com contorno de grão de alto ângulo, os quais podem contribuir para o aumento de resistência mecânica em muitos materiais metálicos [30]. Outra importante característica da lente de soldagem é a solubilização e re-precipitação após solda. Também, nessa região pode ser observada dissolução e coalescimento dos precipitados endurecedores, o que pode diminuir localmente as propriedades mecânicas [31,32].

Diante dessa abordagem, o estudo objetiva a avaliação metalúrgica e mecânica de ligas de alumínio AA2139 soldadas por FSW, quando estas são submetidas a tratamentos térmicos diferentes, T3 e T8.

3. OBJETIVOS

O principal objetivo deste trabalho é compreender como a soldagem FSW influencia as características metalúrgicas e mecânicas da liga de alumínio AA2139 T3 e T8 e com isso correlacionar às microestruturas obtidas após a soldagem com os resultados obtidos nos ensaios mecânicos.

4. MATERIAIS E MÉTODOS

4.1 Fluxograma

O procedimento experimental está apresentado na figura 4.1.

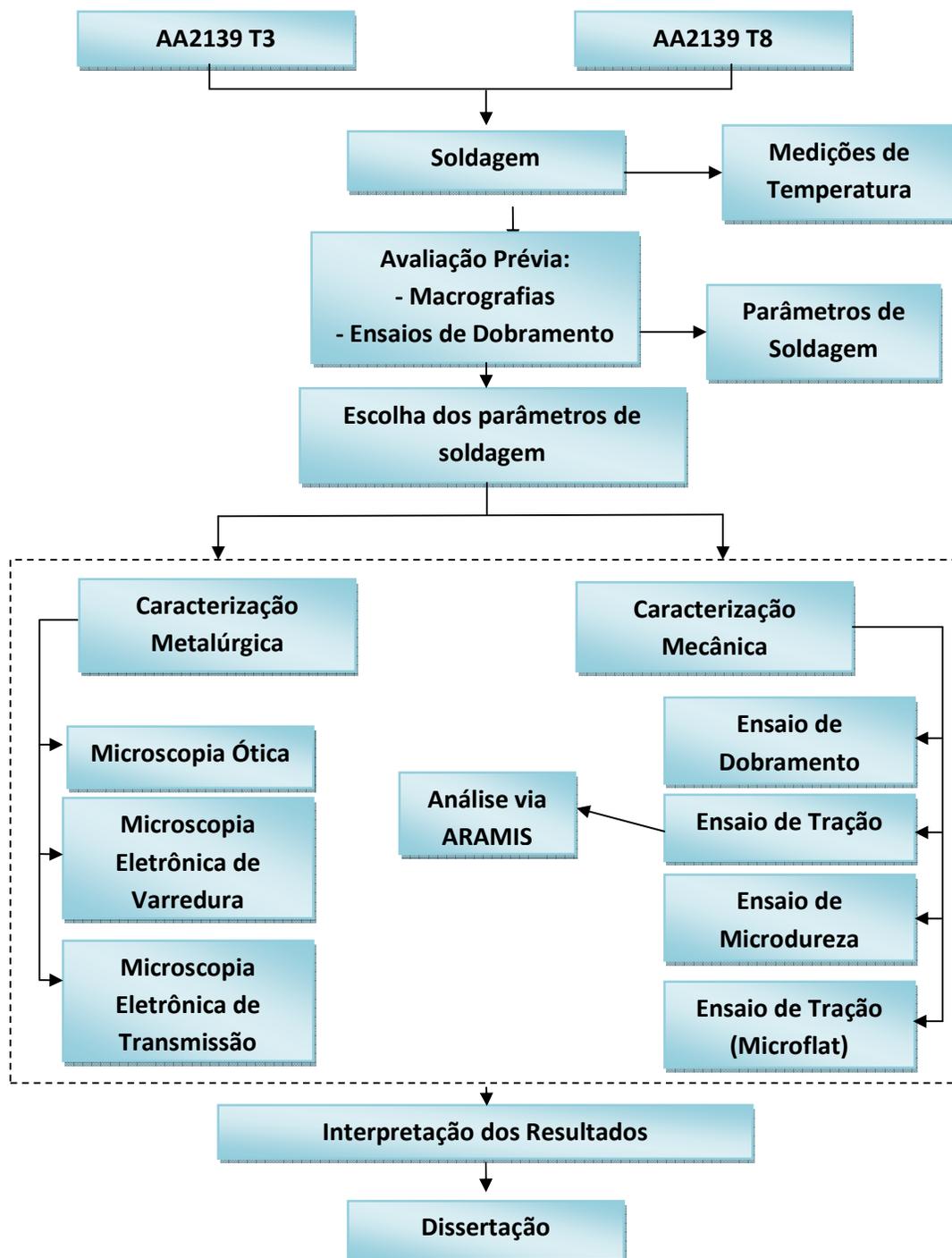


Figura 4.1 Fluxograma representativo da parte experimental do estudo.

A liga de alumínio que foi selecionada para este trabalho foi a AA2139, sendo que a mesma passou por dois tratamentos térmicos diferentes, T3 e T8. Pelo estudo ser cooperado com o projeto IPSUS, junto a Airbus, as soldas foram realizadas em uma elevada diversidade de parâmetros de soldagem com o intuito de estabelecer e otimizar os parâmetros de soldagem para produzir juntas sem defeitos e de boa qualidade. Todas as soldas realizadas foram juntas de topo e as placas soldas tinham previamente 3,87mm, e foram fresadas para 3,5 mm, essas exigências foram premissas do projeto.

Dentre as dezesseis soldas realizadas, foram escolhidas quatro para o estudo, sendo dois pares com os mesmos parâmetros de soldagem e apenas diferenciando o tratamento térmico entre elas. Durante a soldagem, foram feitas medições de temperatura no backing bar as quais auxiliaram o entendimento do ciclo térmico ocorrido durante a soldagem. Amostras para os ensaios mecânicos e a análise metalúrgica foram retiradas tanto das regiões soldadas quanto do material de base. Os ensaios mecânicos, como ensaio de tração, ensaio de microdureza, ensaio de dobramento e ensaio de tração usando micro amostras determinaram as propriedades mecânicas da solda. A caracterização metalúrgica foi realizada através de microscópio óptico, eletrônico de varredura (MEV) e eletrônico de transmissão (MET), com o objetivo de analisar os efeitos da soldagem na macro e microestrutura do material.

Portanto, a análise da caracterização mecânica e metalúrgica foi realizada comparando os resultados do material de base com as soldas realizadas, analisando diferentes aportes térmicos e dois tratamentos térmicos, T3 e T8. Além disso, foi realizada correlações entre as propriedades mecânicas encontradas nas ligas soldadas com as propriedades metalúrgicas na lente de soldagem, associando com o aporte térmico e a evolução da precipitação.

4.2 Liga de alumínio AA2139

As ligas de alumínio estudadas neste trabalho foram fornecidas pela Alcan com 3,5mm de espessura e são classificadas como:

- **AA2139 T3** → A condição T3 se baseia na solubilização da liga, e depois de um tempo de saturação a liga é resfriada rapidamente, e deixada envelhecer naturalmente, ou seja, sem o aumento da temperatura.
- **AA2139 T8** → A condição T8 é muito parecida com a T3, todas as etapas são iguais até o envelhecimento da liga, que nesse caso é artificial, ou seja, aumenta a temperatura da liga até certo ponto para induzir a precipitação mais fina e dispersa homogeneamente na matriz de alumínio.

As ligas de alumínio foram desenvolvidas especialmente para aplicações aeronáuticas. A composição química da liga AA2139 comparada a *Aluminium Association* está listada na tabela 4.1.

Tabela 4.1 Composição química da liga dados em % de peso

Elementos Químicos	Cu	Mg	Ag	Mn	Si	Fe	Cr	Zn	Ti	V	Al
AA2139 *	5,34	0,483	0,467	0,375	0,044	0,136	0,0056	0,016	0,045	0,0034	Balanço
AA2139**	4,5– 5,5	0,20 – 0,80	0,15 – 0,60	0,20 – 0,60	0,10 máx	0,15 máx	0,05 máx	0,25 máx	0,15 máx	0,05 máx	Balanço

* Composição química da liga, certificada pelo Centro de Caracterização de Materiais – CCDM através de espectrômetro de emissão óptica por centelhamento.

** Limites de composição dados pela Aluminium Association [34].

4.3 Processo *Friction Stir Welding*

As soldas por *Friction Stir Welding* foram produzidas no instituto alemão GKSS, por meio do robô Neos Tricept TR 805, capaz de mover-se em cinco eixos centrais, controlado por um sistema CNC Siemens Sinumeric 840D. O equipamento foi projetado para aplicações de alta flexibilidade e elevado grau de rigidez, características que garantem a reprodutibilidade e a

consistência desejada para o desenvolvimento de soldagem por FSW. A figura 4.2 apresenta o sistema robótico utilizado para realizar as soldas com considerável qualidade e reprodutibilidade, principalmente devido aos sistemas e os mecanismos do processo de controle. A figura 4.3 apresenta como as placas devem ser fixadas e seguras contra forças verticais, longitudinais e laterais, a fim de evitar o empenamento. Além disso, a mesa a qual a chapa foi soldada possuía um sistema de fixação a vácuo, o que assegura ainda mais o não empenamento da placas, garantindo que esse motivo não afetaria a qualidade da junta.



Figura 4.2 Robô Neos Tricept TR 805 e especificações técnicas.



Figura 4.3 Fixação das placas na mesa de soldagem.

Um dos aspectos que exercem grande influência na qualidade da solda é a ferramenta FSW, a qual de acordo com o seu tamanho e geometria (associado aos parâmetros de soldagem) irá afetar o fluxo de material. Acoplada no eixo central do robô, a ferramenta FSW é responsável pelo fluxo e pelo forjamento do material durante a soldagem. Uma única ferramenta foi escolhida para efetuar as soldas para os diferentes tratamentos térmicos da liga de alumínio AA2139. A ferramenta é composta por pino cônico de três planos de 5 mm e um rebaixo côncavo de 15mm, sendo o material do pino, aço e do rebaixo, titânio. A ferramenta utilizada em todas as soldas foi a mesma e está representada na figura 4.4.

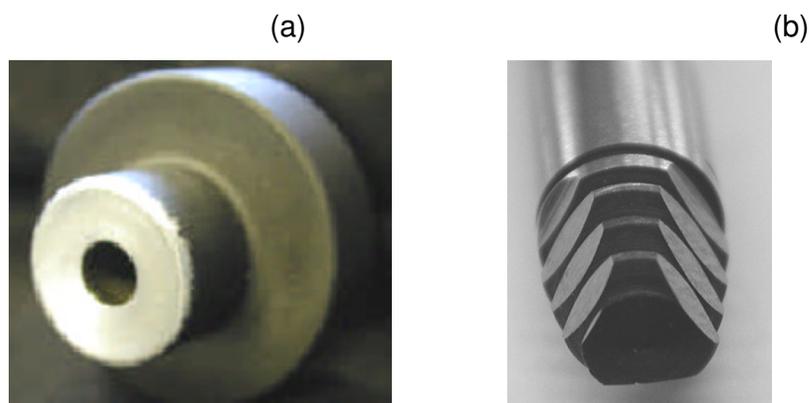


Figura 4.4 Ferramenta FSW utilizada na soldagem das placas. (a) Rebaixo Côncavo e (b) Pino de 3 planos.

Como foi dito anteriormente, este estudo faz parte de um projeto Alcan/Airbus/GKSS e foram utilizados diversos parâmetros de soldagem com o intuito de aperfeiçoar e estabelecer os melhores. Na tabela 4.2 são apresentados os parâmetros de soldagem, sendo que após a soldagem, as amostras passaram por ensaios de dobramento e macrografia, visando uma informação sobre quais parâmetros estavam mais próximo do ideal. A partir desses resultados foram escolhidas as amostras em destaque na tabela abaixo, para uma análise complementada. Nota-se que os parâmetros escolhidos não foram aleatórios, tendo sido utilizado dois grupos de parâmetros de soldagem com variação apenas no tratamento térmico, T3 e T8.

Tabela 4.2 Parâmetros de soldagem e ensaio de dobramento das amostras soldadas.

Liga / Tratamento Térmico	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de rotação (RPM)	Força axial (kN)	Ângulo de inclinação (°)	Teste de Dobramento (°)
AA2139 T3	250	450	9.5-9.5	0.5	>90
	250	600	9.5-9.5	0.5	>90
	250	1200	9.5-9.5	0.5	40
	500	1200	9.5-9.5	0.5	>90
	750	1200	9.5-9.5	0.5	50
	1000	1800	9.5-9.5	0.5	10
AA2139 T8	250	450	9.5-9.5	0.5	>90
	250	600	9.5-9.5	0.5	>90
	250	1200	9.5-9.5	0.5	>90
	500	1200	9.5-9.5	0.5	>90
	1000	1200	9.5-9.5	0.5	10
	750	1200	9.5-9.5	0.5	>90
	1000	1800	9.5-9.5	0.5	>90
	1000	2400	9.5-9.5	0.5	>90
	2000	2400	9.5-9.5	0.5	n.a.
	500	900	7.5-9.5	0.5	50

4.4 Medidas de Temperatura

Medições de temperatura foram realizadas durante a soldagem FSW e os valores obtidos são de grande ajuda para quantificar e correlacionar com os diferentes níveis de aportes térmicos atingidos na soldagem. As medidas foram realizadas usando um equipamento que consiste em um sistema de aquisição de dados com amplificação externa e com conversor integrado AD. O equipamento pode receber sinais de 32 canais com uma taxa aquisição de 333kHz. O software Labview realiza a medição em tempo real. Termopares do tipo k (níquel-cromo / níquel-alumínio) com 0,5 mm de diâmetro foram inseridos no *backing bar*.

Os termopares foram fixados a 2,5mm do centro da solda em todas as soldagens. Os termopares, a localização e as medições foram feitas todas do mesmo jeito para as amostras analisadas. A figura 4.5 mostra a localização do *backing bar* na soldagem das ligas de alumínio.

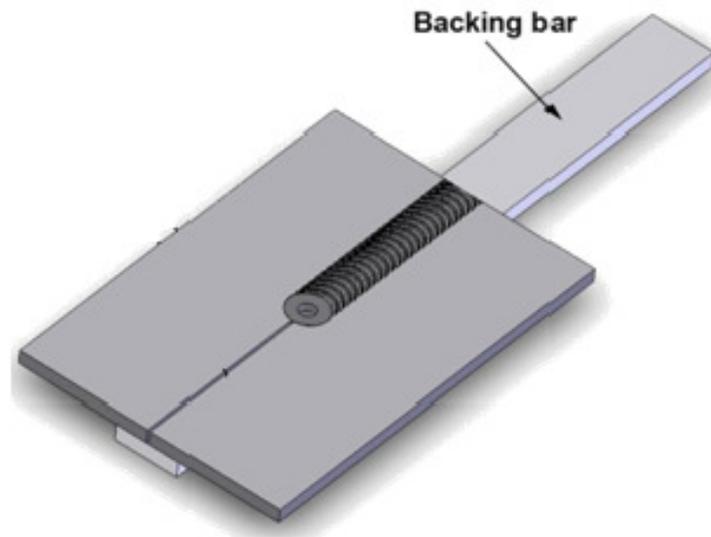


Figura 4.5 Placa soldada utilizando o *backing bar* para realizar as medidas de temperatura.

4.5 Ensaios Mecânicos

Ensaios mecânicos foram realizados nas ligas soldadas por *Friction Stir Welding*, assim como no material de base, com a finalidade de determinar as propriedades mecânicas e correlacionar com as características microestruturais ao longo da solda. Os métodos utilizados para obter as propriedades mecânicas foram: ensaio de dobramento, medidas de microdureza, ensaio de tração utilizando o sistema ARAMIS, ensaio de tração usando de micro amostras, todos realizados a temperatura ambiente.

4.5.1 Ensaio de Dobramento

Ensaios de dobramento são testes quase que obrigatórios para análise de soldas, pois consegue obter uma boa informação da ductilidade da solda e como a mesma irá se comportar em relação as suas propriedades mecânicas. Na figura 4.6 são apresentadas duas amostras ensaiadas, sendo que a da direita apresenta boa resistência mecânica já que o ângulo de dobramento é 90° ou maior, e a da esquerda apresenta resistência comprometida, já que se observa uma fratura na amostra com cerca de 10°. O resultado do ensaio é feito pela observação da existência ou não de fissuras e fendas na região tracionada do corpo de prova. Defeitos com dimensões acima de 3mm de comprimento são causa para rejeição. Fissuras que ocorram nas arestas não são consideradas para rejeição de peças, exceto se provenientes de inclusões ou outros defeitos internos.



Figura 4.6 Exemplo de amostras testadas no ensaio de dobramento.

4.5.2 Ensaio de Microdureza

O ensaio de microdureza foi realizado conforme a norma ASTM E384-99 [35], e foi realizado ao longo da seção transversal da solda, previamente polida. Para controlar e realizar a indentação e o espaçamento entre elas foi utilizado o equipamento Shimadzu-HMV-200 acoplada ao software Duramim. Para as medidas da dureza, os ensaios foram realizados usando um indentador Vickers, com 1,96N (0,2kg) de carga por um período de indentação de 10 segundos. As medidas foram dirigidas em 3 regiões, sendo uma na linha central da espessura das placas (na seção transversal a solda) e uma 10mm acima e outra 10mm abaixo, isso para avaliar se havia diferença de dureza entre a parte superior e a inferior da chapa soldada, sendo que as indentações sempre mantinham um espaçamento de 0,5mm entre elas.

4.5.3 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado conforme a norma DIN – EN 895 [36], e as amostras foram extraídas da placa conforme a figura 4.7. As soldas estavam localizadas no centro das amostras (veja figura 4.7). O resultado do ensaio de tração para o material de base (T3 e T8), e todas as condições de soldagem (4

no total), foi dado da média de 4 amostras idênticas, ou seja, no total foram realizados 24 testes contabilizando todas as amostras. No ensaio de tração a carga máxima utilizada foi de 50kN e a velocidade do ensaio foi de 0,5mm/min para um $L_0=60\text{mm}$. Os testes foram realizados a temperatura ambiente, e o equipamento utilizado foi o ZWICK, modelo 1484.

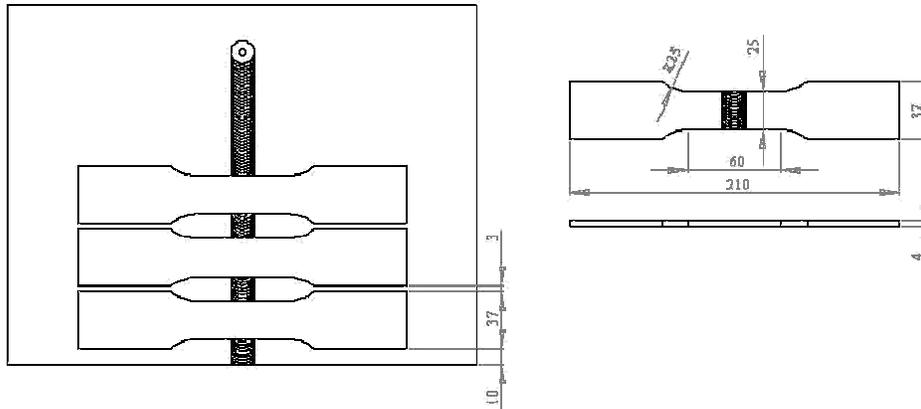


Figura 4.7 Geometria das amostras utilizadas no ensaio de tração do material de base e das amostras soldadas (dimensões em mm).

4.5.4 ARAMIS

ARAMIS é um sistema de análise de deformação ótica 3D o qual é adequado para medir, com alta resolução, bem como com uma elevada precisão tridimensional de deformação e tensão, componentes e corpos de prova. Esse sistema não interage com o ensaio e muito menos com os corpos de prova, comprovando ser um sistema de medição independente, e sendo assim, pode ser usado tanto para ensaios estáticos quanto para dinâmicos [39].

ARAMIS transmite resultados precisos e apropriados. Para obter os resultados são necessárias quatro etapas: preparação da amostra, aquisição das imagens, processamento da imagem e avaliação e curvas finais [39]. Nesse estudo foi realizado o sistema ARAMIS nos ensaios de tração com as amostras soldadas com o intuito de verificar os principais pontos que demonstraram maiores deformações e com isso associar com as propriedades mecânicas da junta soldada.

Para isso, em todos os corpos de prova foi utilizado um padrão regular que foi aplicado sobre a superfície da amostra, de acordo com a figura 4.8. O primeiro passo foi pintar a amostra com tinta branca, e após a secagem, borrifar pontos de tinta preta por toda a superfície. Sendo assim, o corpo de prova é levado ao ensaio de tração e é realizado o ensaio normalmente, porém existe duas câmeras focadas na amostra as quais foram utilizadas retirando inúmeras fotos do corpo de prova durante o início do ensaio até o momento em que a amostra fraturou. A câmera ARAMIS tem a capacidade de detectar diferença de cores (branca e preta) e consegue mensurar em todos esses pequenos pontos as deformações locais, resultando em um mapeamento conforme figura 4.9 A. E por fim, o próprio sistema gera curvas e vídeos que demonstram o desempenho do material durante o ensaio (Figura 4.9 B).

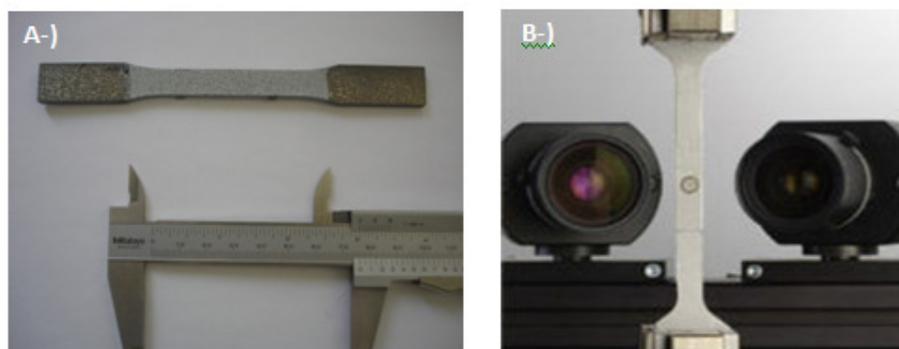


Figura 4.8 A-) Amostra padronizada e B-) Aquisição de várias imagens durante o ensaio.

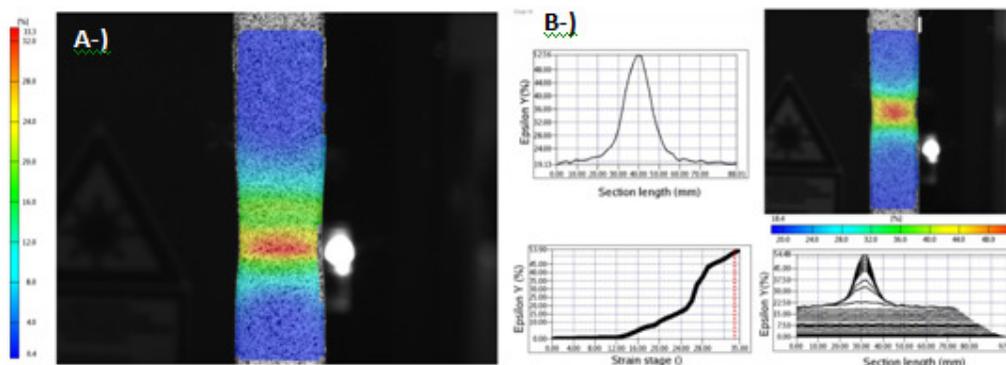


Figura 4.9 A-) Mapeamento da deformação do material e B-) Relatório demonstrativo, com as curvas finais.

4.5.5 Ensaio de Tração Usando Micro-Amostras

Amostras para o ensaio de tração com micro-amostras (*microflat test*) com espessura de 0,5mm foram precisamente extraídas por eletroerosão das placas soldadas por FSW, mais especificamente localizadas ao longo da junta soldada. A figura 4.10 representa a forma e o local onde foram retiradas as amostras, evidenciando que as amostras foram obtidas das diferentes zonas microestruturais e do material de base. Este ensaio permite uma caracterização detalhada das propriedades mecânicas locais ao longo da junta soldada.

Os ensaios de tração com micro-amostras foram realizados usando uma INSTRON modelo 1195, sendo que a carga máxima foi de 1kN com uma velocidade de ensaio de 0,2mm/min. Os ensaios foram monitorados por um extensômetro a laser FOEPS 50, acoplado a um sistema de gravação dos deslocamentos. A fim de obter um L_0 de 8 mm, tiras brancas foram pintadas na superfície da amostra, fazendo com que o sistema a laser pudesse medir o alongamento. Os valores medidos foram registrados e analisados com o software LQ/CFG 1.8. As dimensões das amostras foram extraídas conforme a figura 4.11. Ao contrário dos ensaios convencionais de tração no material de base, o ensaio de tração utilizando de micro-amostras obtém os corpos de prova na direção de laminação das placas.

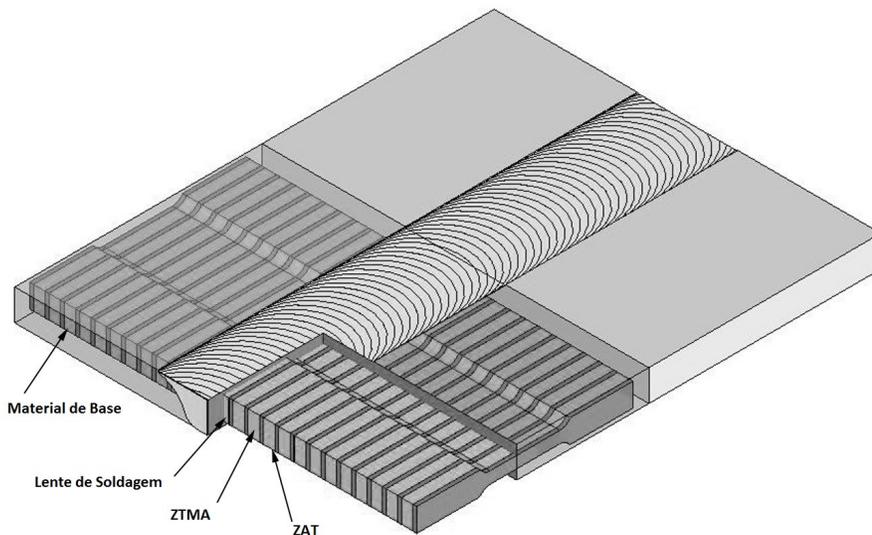


Figura 4.10 Ilustração esquemática da forma que as amostras foram extraídas da placa soldada.

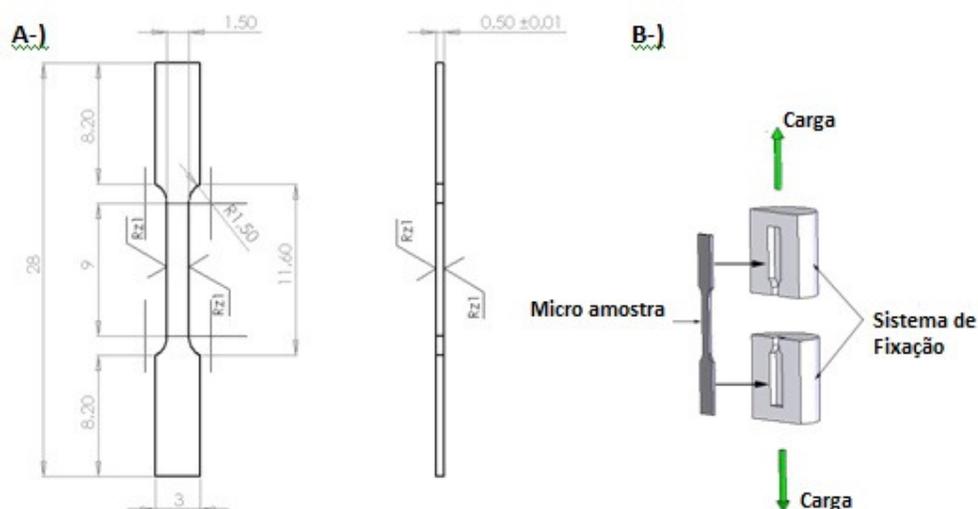


Figura 4.11 A-) Dimensões dos corpos de provas obtidos por eletroerosão (dimensões em mm). B-) Método que os corpos de prova foram fixados durante o ensaio.

4.6 Caracterização Microestrutural

Caracterização metalúrgica foi realizada com o intuito de entender os efeitos dos ciclos térmicos e da deformação produzidos pelo processo FSW na ligas de alumínio AA2139 nas diferentes condições de tratamentos térmicos, correlacionado-a com os ensaios mecânicos. A avaliação metalúrgica foi alcançada através de Microscopia Ótica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV) e Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET).

4.6.1 Caracterização Macroestrutural

A preparação metalográfica para todas as soldas foram realizadas para revelar a macroestrutura e para verificar a presença de defeitos ou outros efeitos resultantes do processo de soldagem. As amostras foram cortadas perpendicularmente a região soldada e preparadas de acordo com a norma de processos metalográficos, ASTM E3-95 [37] e ASTM E340-95 [38]. As amostras foram lixadas e polidas em uma máquina automática Buehler Motopol

2000, usando lixas (240/320/600/800/1000/1200/2400) durante 2 minutos em cada etapa com uma velocidade de 300rpm sendo abastecida de água durante todo o processo. Na sequência as amostras foram polidas usando panos Struers Mol-Tuch com pasta com suspensão de diamante de 3 μ m a uma rotação de 150 rpm durante 4 minutos utilizando de lubrificante Struers vermelho. O último passo do polimento foi realizado com panos Struers Chem-Tuch com solução alcalina SiO₂, OP-S 0,05 μ m, durante 4 minutos a uma velocidade 150 rpm com água como lubrificante. Após a preparação metalográfica, as amostras foram atacadas quimicamente a frio com o reagente Kroll (96 ml de água, 6 ml de ácido nítrico e 2 ml de HF) durante 8-10 segundos.

A avaliação macroestrutural foi concluída pela análise das imagens produzidas da região soldada usando microscópio Olympus MPG 3 com a câmera CCD acoplada, a qual também foi utilizada para a caracterização microestrutural usando luz polarizada.

4.6.2 Caracterização Microestrutural

A caracterização microestrutural foi realizada para investigar a evolução microestrutural das soldas nas diferentes condições de soldagem (tamanho de grão, morfologia, etc), assim como a microestrutura do material de base da liga de alumínio nos dois tratamentos térmicos estudados (T3 e T8).

Fundamentalmente, os processos metalográficos usados para a investigação microestrutural são os mesmos daqueles usados para preparar as amostras na caracterização macroestrutural. Imagens foram tiradas aproximadamente na metade da espessura da seção transversal da solda, evidenciando que o centro da solda se encontra a lente de soldagem, logo ao lado se encontra a ZTMA (interface de grãos recristalizados e não recristalizados), e enfim a ZAT (grãos coalescidos). A microestrutura do material de base não foi alterada durante o processo.

A análise microestrutural utilizando MEV foi conduzida através de um microscópio ZEISS modelo DSM 962 em BSE (“Back Scattered Electron”) e SE

(“Secondary Electrons”), com o intuito de observar os aspectos microestruturais que exigem elevada magnificação, como estruturas de grãos particulares e dispersoides. As amostras foram preparadas conforme descrito na caracterização macroestrutural, porém as amostras não sofreram ataque químico e uma resina condutora (DemoTec 70) foi usada com a finalidade de obter um adequado contato elétrico entre a amostra (cátodo) e o suporte de amostra do MEV (ânodo).

As características subestruturais, particularmente aquelas relacionadas ao fenômeno de precipitação e estrutura de discordâncias foram investigadas via MET. A preparação das finas lâminas para a análise via MET foi feita extraíndo discos de 2,3 mm de diâmetro da parte superior dos corpos de prova do ensaio com microamostras na região da lente de soldagem e também no material de base, como ilustrado nas figuras 4.12 e 4.13. Nas regiões em que foram retirados os discos, não ocorreu deformação durante o ensaio de tração, mantendo as características prévias da liga, isso ocorre porque a geometria do sistema de fixação permite que a carga atue diretamente na região de interesse, diferentemente dos sistemas convencionais com garras. Após isso, as amostras foram enviadas ao laboratório de microscopia da UFSCar a qual ficou encarregada em terminar de preparar as amostras, ou seja, realizando o polimento eletrolítico e produzindo o pequeno furo para a geração das imagens.

O microscópio eletrônico utilizado na geração das imagens foi um Carl Zeiss – EM 912 OMEGA FILTER STEM PEELS trabalhando a uma voltagem de 80kV, com capacidade de realizar imagens “bright-field/dark-field”. Além disso, os elementos químicos presentes nas partículas de segunda fase foram determinadas usando um Espectrômetro de Energia Dispersiva equipado com um detector de Si(Li).

Discordâncias e a evolução dos precipitados foram investigadas ao longo da seção transversal das juntas e dos materiais de base. Alguns aspectos microestruturais como estrutura dos grãos e partículas de segunda fase também foram observados por MET. Imagens *dark-field* foram geralmente

usadas para verificar a morfologia, tamanho e disposição dos dispersóides e dos precipitados endurecedores que estavam alocados na matriz de alumínio.

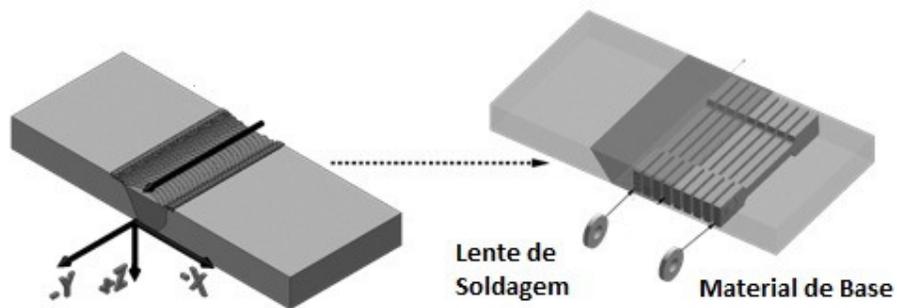


Figura 4.12 Esquema da placa de alumínio AA2139 soldada por FSW, e o local em que foi feita a retirada das amostras para análise via MET.

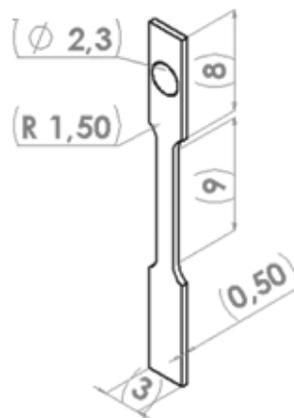


Figura 4.13 Dimensões em mm do corpo de prova do ensaio de tração com micro-amostras e local onde foi removido o disco de 2,3mm de diâmetro.

5. RESULTADOS E DISCUSSÃO

Ligas de alumínio endurecidas por precipitação quando estão sujeitas a ciclos térmicos e altos níveis de deformação podem passar por transformações metalúrgicas as quais conferem a liga propriedades mecânicas particulares, e este fato ocorre nas ligas AA2139 T3 e T8 quando estas são soldadas pelo processo *Friction Stir Welding* – FSW. Neste capítulo, serão apresentados os resultados provenientes da parte experimental descrita na seção anterior focando sempre nos objetivos apresentados no capítulo 3. O sub-capítulo 5.1 será voltado para a caracterização da liga AA2139 na condição de tratamento térmico T3, em que tanto o material de base quanto a região soldada foram estudadas. Por outro lado, a seção 5.2 terá a mesma análise, porém a condição de têmpera estudada será a T8. E por fim, a seção 5.3 irá tratar de análises críticas relacionadas com as ligas com mesmos parâmetros de soldagem e os diferentes tratamentos térmicos, T3 e T8.

5.1 Soldagem por FSW – Liga de Alumínio AA2139-T3

Conforme indicado na tabela 2.2, a liga de alumínio AA2139 tratada termicamente na condição T3 foi soldada por FSW em dois conjuntos de parâmetros de soldagem diferentes, sendo a primeira soldada com velocidade de soldagem de 250 mm/min e 600 rpm de velocidade de rotação e a segunda soldada com velocidade de soldagem de 1000 mm/min e 1800 rpm de velocidade de rotação, sendo denominadas de 250/600 T3 e 1000/1800 T3, respectivamente.

Na figura 5.1 é possível verificar através de uma primeira análise visual que os parâmetros de soldagem 250/600 fizeram o material responder de forma positiva, em que a microestrutura não apresentou defeitos visuais causados pela combinação de parâmetros de soldagem durante o processo. Em uma análise mais aprofundada via microscopia ótica, esta constatação de ausência de defeitos também foi observada. No entanto, a comprovação de uma junta soldada de qualidade precisa ser melhor analisada através de ensaios mecânicos os quais serão mostrados ainda neste tópico.

Já na figura 5.2 a qual representa a macrografia do parâmetro 1000/1800 T3 foram constatados defeitos visuais identificados tanto no lado de avanço quanto no de retrocesso, evidenciados na parte inferior da solda. Defeitos em túnel só podem ser caracterizados deste modo caso os mesmos estejam presentes ao longo da solda, fato que foi comprovado pelas as macrografias retiradas do início, meio e fim da chapa soldada, em que todas apresentaram os defeitos na mesma região. Devido a esses defeitos evidentes da liga AA2139 T3 soldada a 1000/1800, é esperada uma alta deterioração das propriedades mecânicas quando comparada as características do metal de base, já que estes defeitos atuarão como concentradores de tensão durante uma solicitação.

Conforme descrito na metodologia, foi realizado análise das temperaturas durante o ensaio, e as temperaturas máximas atingidas no *backing bar* durante a soldagem foram anotadas para cada parâmetro de soldagem utilizado. Na tabela 5.1, temos descritos esses valores, assim como o *weld pitch (WP)* que é a velocidade de rotação dividida pela velocidade de soldagem. O WP avalia de um modo grosseiro o aporte térmico o qual o material foi submetido durante a soldagem, ou seja, quanto maior o WP maior o calor produzido pela ferramenta para soldar o material e conseqüentemente, maior temperatura serão alcançadas durante a soldagem. Em outras palavras, quanto menor a velocidade de soldagem e maior a velocidade de rotação, mais calor será gerado ao material já que a ferramenta ficará por mais tempo em um determinado espaço gerando um atrito mais intenso e o contrário gera um menor WP e conseqüente menos calor a junta soldada. Na tabela 5.1,, o conjunto de parâmetros que gerou maior WP foi o 250/600 e por isso a temperatura gerada durante a soldagem foi maior do que a 1000/1800 que possui um WP menor.

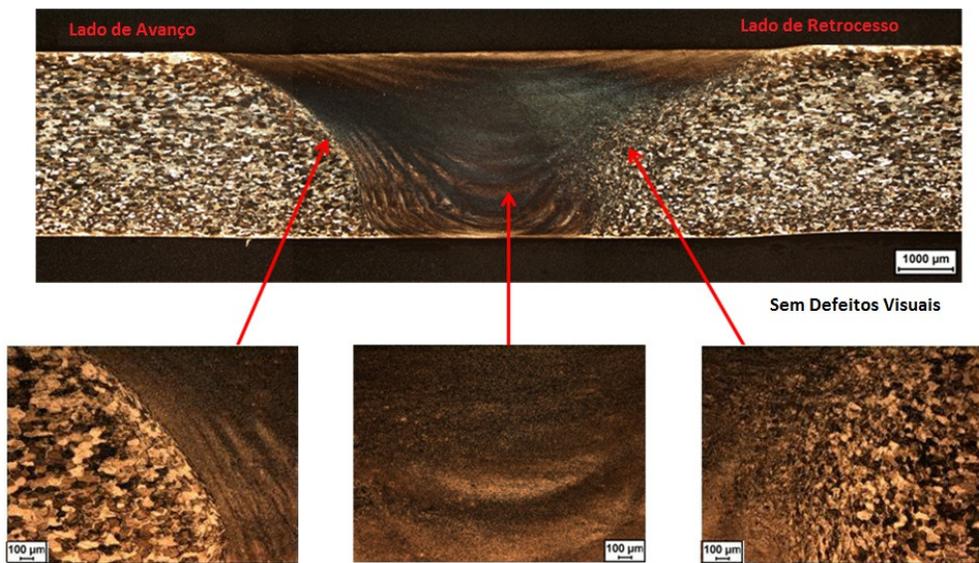


Figura 5.1 Macro e microestrutura da lida de alumínio AA2139 T3 soldado com velocidade de soldagem de 250mm/min e 600 rpm de velocidade de rotação.

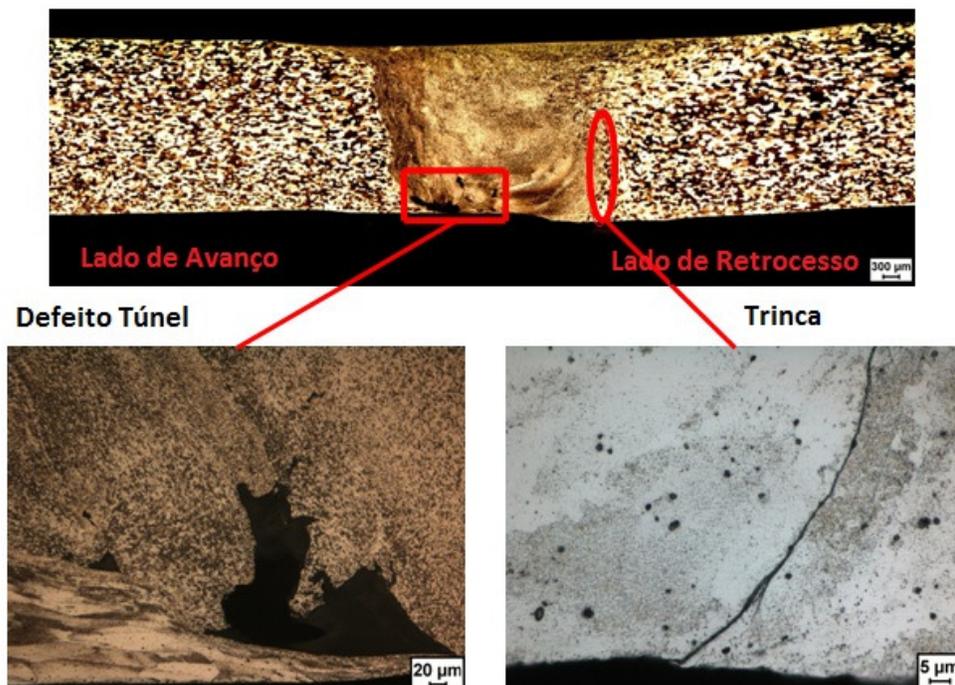


Figura 5.2 Macro e microestrutura da liga de alumínio AA2139 T3 soldado com soldado com velocidade de soldagem de 1000mm/min e 1800 rpm de velocidade de rotação.

Tabela 5.1 *Weld pitch* e temperatura máxima atingida durante a soldagem para a liga AA2139 T3.

Liga	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de rotação (rpm)	Weld Pitch	Pico de temperatura (°C)
AA2139 T3	250	600	2,4	331
AA2139 T3	1000	1800	1,8	243

A fim de comparar as duas microestruturas geradas depois da soldagem nos dois conjuntos de parâmetros analisados, foram colocadas lado a lado na figura 5.3 as duas micrografias obtidas através de MEV utilizando nessa análise a mesma ampliação. Na figura é possível verificar uma estrutura de grãos recristalizados a qual pode contribuir positivamente para a resistência do material assim como para a sua tenacidade. Nessa imagem, é possível verificar que a condição 250/600 apresentou grãos mais refinados (ordem de 1 a 2 μ m) do que a 1000/1800 (cerca de 10 μ m), o que geralmente resulta em melhores propriedades mecânicas já que a baixas temperaturas os contornos de grão atuam como barreiras à movimentação das discordâncias promovendo aumento no número de obstáculos que uma discordância deverá atravessar durante o seu deslocamento [15].

Nisto pode-se observar que com a diminuição do tamanho dos grãos e conseqüente aumento na área de contorno de grão por unidade de volume os quais servem de ancoradouro das discordâncias resultará em um aumento da resistência a tração do metal [15]. No entanto, a liga de alumínio AA2139 é uma liga endurecida por precipitação, e assim, este é o principal mecanismo de endurecimento desta liga, portanto a maior contribuição para o aumento da resistência do material vem da precipitação, fazendo com que a redução do tamanho de grão por mais importante que seja, se torne secundária para esta liga. Assim sendo, uma liga de alumínio endurecida por precipitação sofre mais influência da dispersão, da quantidade e da forma dos precipitados do que do

refino do tamanho de grão, ainda que o segundo seja também considerável [15].

A presença de partículas de segunda fase coalescidas e dispersóides foi constatada durante a análise via MEV. Ambas foram reconhecidas por se tratar de pontos brancos na matriz de alumínio conforme apresentado na figura 5.3. Com o intuito de identificar essas partículas de segunda fase, utilizou-se um detector de análise quantitativa acoplado ao MEV, o qual denomina-se espectrografia de energia dispersiva de raios-X (EDS). A figura 5.4 demonstra as quatro análises feitas na lente de soldagem, na qual todas resultaram em proporções distintas dos elementos químicos Al, Cu, Mn e Fe (imagem da direita na figura 5.4), o que sugere a presença de $\text{Al}_{12}(\text{Fe}, \text{Mn})_3$, Al_7CuFe e $\text{Al}_6(\text{Fe}, \text{Cu})$. Estes tipos de partículas geralmente são bastante estáveis e não se dissolvem a altas temperaturas, principalmente devido à baixa solubilidade do Fe e Mn na matriz de alumínio. Além disso, estas partículas são incoerentes com a matriz, e assim não contribuem para o endurecimento da liga. Dispersóides observados ao longo das zonas microestruturais são atribuídas às partículas ricas em Mn, e pode-se sugerir que são $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$ [17, 18, 40, 41]. Na figura 5.4 foi apresentada apenas a amostra 250/600 T3, porém pode-se fazer as mesmas afirmações acima para a liga AA2139 1000/1800 T3, já que em ambas a resultado do EDS foram bem parecidos.

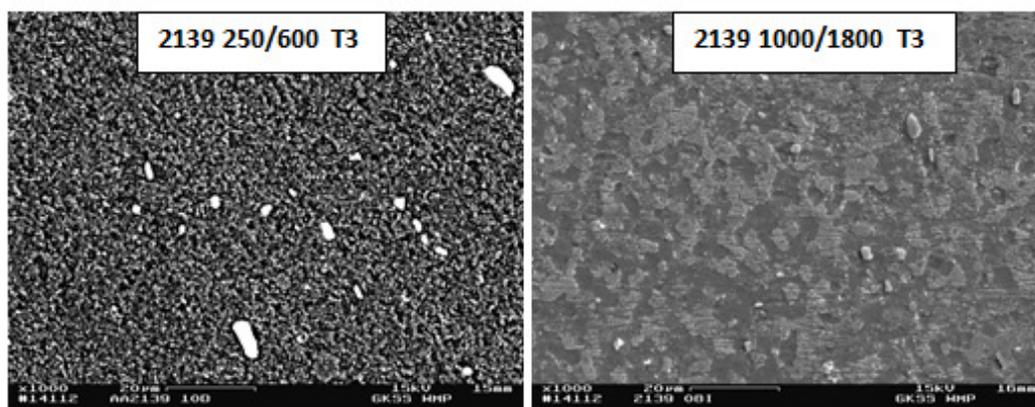


Figura 5.3 Diferença microestrutural entre as duas lentes de soldagem (250/600 e 1000/1800).

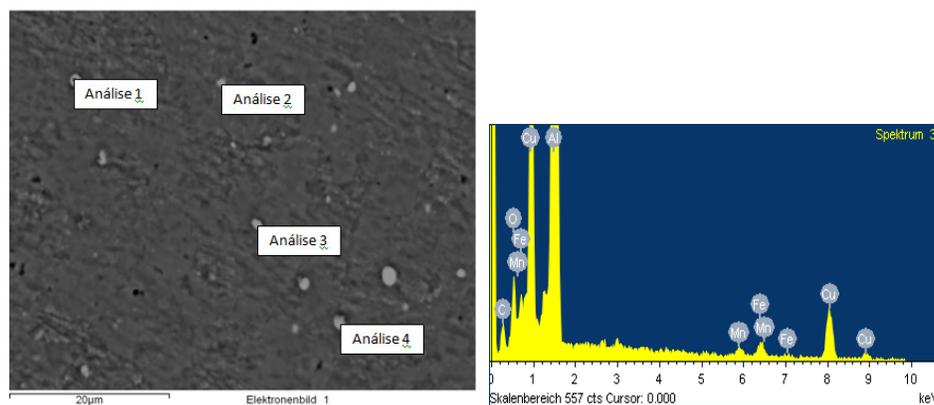


Figura 5.4 Análise via EDS das partículas de segunda fase da liga AA2139 250/600 T3.

A análise via Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) foi realizada visando identificar os principais precipitados assim como a dispersão dos mesmos, tanto no material de base quanto na junta soldada. Na figura 5.5, é possível verificar a análise via MET para a liga de alumínio AA2139 T3 antes de passar pelo processo de soldagem, ou seja, do material de base. Nessa figura pode-se visualizar precipitados de 100 até 600 nm em formato de ripas (Ω) e de nódulos (θ e S) [18, 21, 23]. Conforme a literatura, [18-24], a liga AA2139 apresenta como principais precipitados endurecedores o Ω e o θ , os quais estão orientados coerentemente com a matriz e contribuem significativamente para o aumento da resistência mecânica do material. Também é possível perceber pela figura 5.6, que os precipitados estão dispersos de forma homogênea pela matriz de alumínio, ou seja, não estão ancorados nos contornos de grão, e/ou outros pontos de grande energia.

Com o intuito de analisar as transformações metalúrgicas que aconteceram nos dois aportes térmicos diferentes, foram postas lado a lado na figura 5.7 as imagens da análise via MET nas duas condições de parâmetros de soldagem estudadas neste trabalho, 250/600 e 1000/1800. Conforme mostrado na tabela 5.1, a condição 250/600 apresentou um *weld pitch* maior em relação à condição 1800/1000, ou seja, na primeira atingiu-se uma temperatura maior (331 °C) durante a soldagem por *Friction Stir Welding* quando comparamos com a segunda (243 °C), entretanto, segundo a literatura

em que foram realizados ensaios com esse objetivo, o precipitado Ω , consegue ser estável até temperaturas poucos superiores a 250 °C [23,24].

Analisando a figura 5.7 é possível constatar que as imagens foram tiradas na mesma magnitude e a condição 250/600 apresenta uma quantidade superior de partículas de segunda fase coalescidas do que a condição 1000/1800. Esse fenômeno ocorreu devido aos parâmetros de soldagem escolhidos os quais fizeram a condição de maior aporte térmico (250/600) atingir uma temperatura tão alta que os precipitados não conseguem mais serem estáveis e passam a coalescer e a serem incoerentes com a matriz. Além disso, a temperatura chegou a um valor na qual alguns precipitados foram dissolvidos na matriz, fazendo com que as propriedades mecânicas da liga fossem deterioradas.

Já na condição 1000/1800 (menor aporte térmico) a temperatura de pico foi um pouco inferior a 250 °C, e por isso os precipitados da liga AA2139 se apresentaram de forma mais estável e sem grandes variações de tamanho, dispersão e estrutura. No entanto, como foi visto na figura 5.2, essa combinação de parâmetros de soldagem não foi muito efetiva para a solda de modo geral, já que a junção das duas chapas apresentou defeitos visuais característicos de uma solda em que o calor gerado não foi suficiente para que o material ficasse plastificado o bastante para que o fluxo durante a soldagem fosse satisfatório.

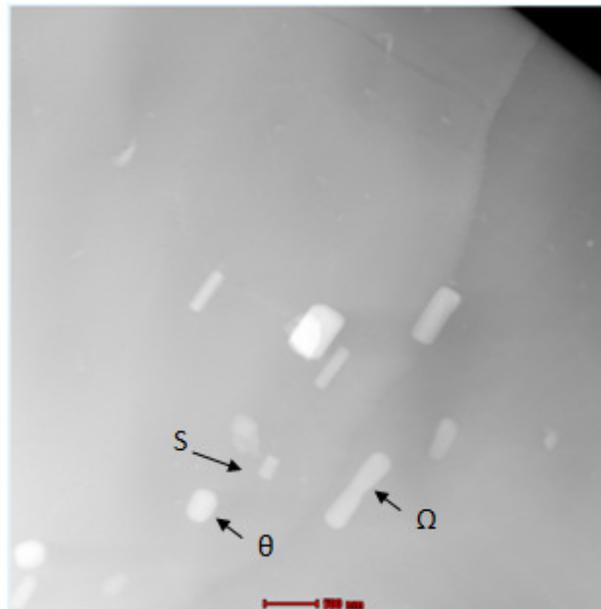


Figura 5.5 Análise via MET do material de base da liga AA2139 T3, indicando os precipitados endurecedores.

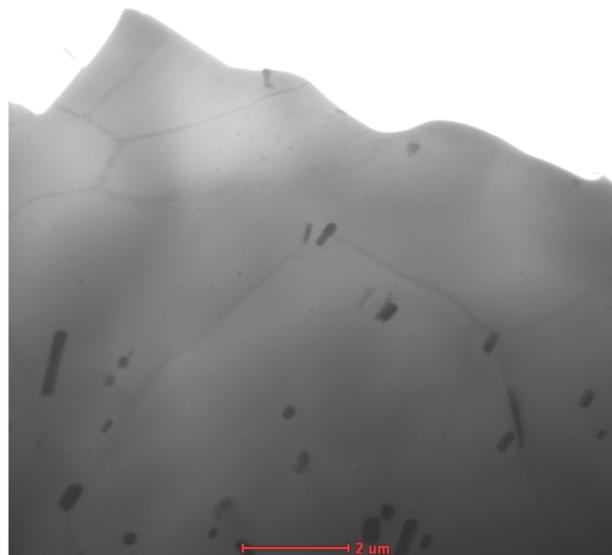


Figura 5.6 Análise via MET do material de base da liga AA2139 T3, indicando a dispersão dos precipitados.

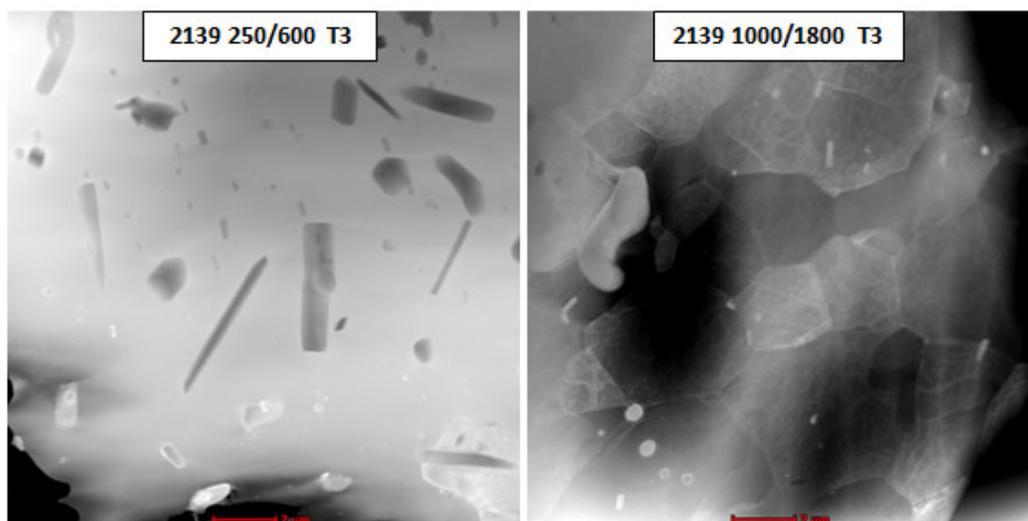


Figura 5.7 Análise via MET da lente de soldagem da liga AA2139 T3, nos diferentes parâmetros de soldagem FSW.

As análises visuais das microestruturas ao longo dessa seção indicam que a amostra 250/600 apresentou boas propriedades mecânicas já que não apresentou defeitos, no entanto, para a amostra 1000/1800 o oposto se aplica já que esta amostra apresentou grandes quantidades de defeitos como em forma de túnel e trincas. Sendo assim com o intuito de verificar as propriedades mecânicas das ligas soldadas, o primeiro ensaio realizado foi o de tração para as duas diferentes condições de soldagem e também para o material de base, conforme descrito na seção 4.5.3.

Na figura 5.8 é mostrado o gráfico de tensão-deformação para a liga AA2139 T3, sendo a curva azul representada pelo material de base, a curva vermelha, sendo o material soldado com a condição de 250/600 e por fim a estreita curva verde representando a liga soldada com o conjunto de parâmetros 1000/1800.

Como era de se esperar, a condição 1000/1800 apresentou baixa ductilidade devido aos defeitos visuais que atuaram como concentradores de tensão, e quando uma solicitação é realizada, estes pontos tendem que a trinca pré-existente se propague rapidamente causando a fratura do material. Neste ensaio é muito difícil associar as características metalúrgicas da liga com as

características mecânicas, já que a liga apresentou defeitos (trincas e defeitos de túnel) que dificultam essa correlação.

No entanto, o conjunto de parâmetros de soldagem 250/600 utilizado na liga AA2139 T3, apresentou um bom desempenho já que nos 4 corpos de provas ensaiados nesta condição fraturaram a aproximadamente 5 mm da região soldada conforme mostrado figura 5.9. Nessa figura, a amostra está apresentada depois do ensaio de tração para a condição 250/600 e em todas as amostras a fratura ocorreu no material de base ao invés do usual no material soldado, sendo a região mais clara da imagem representada pela solda. Esse resultado mostrou que mesmo com o decaimento da ductilidade e de resistência mecânica como pode ser visto no gráfico da figura 5.8, os resultados obtidos foram satisfatórios, demonstrando que este parâmetro de soldagem utilizado para a liga AA2139 resultou em uma solda de boa qualidade.

Este decaimento da ductilidade e da resistência mecânica da liga acontece justamente devido as características metalúrgicas apresentadas acima, ou seja, a dissolução de alguns precipitados somada ao coalescimento de outros fizeram com que a resistência mecânica e a ductilidade da liga fossem deterioradas. No entanto, o material apresentou grande redução do tamanho de grão (cerca de 5 vezes a menos) o que de certa forma ajudou em tenacidade e resistência mecânica, porém conforme avaliado anteriormente a liga de alumínio AA2139 é endurecida por precipitação e este é o mecanismo de endurecimento prioritário.

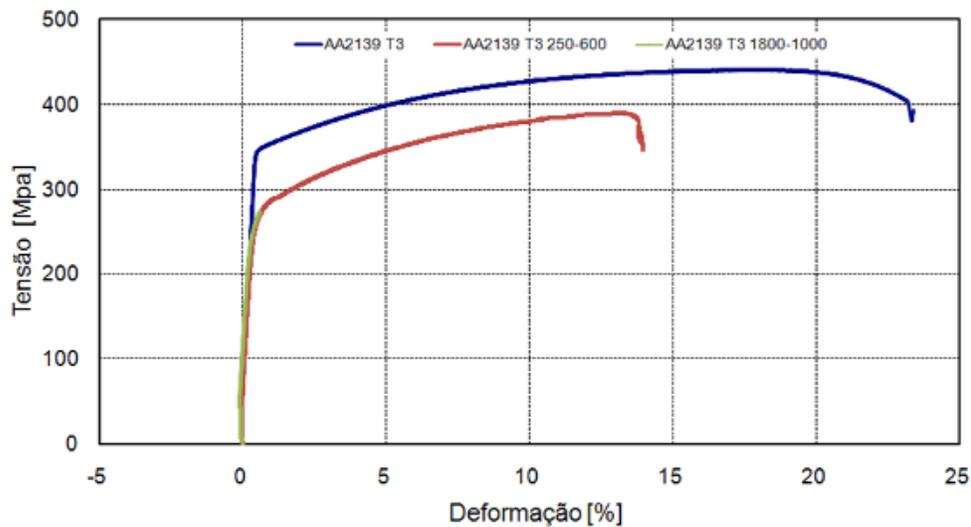


Figura 5.8 Análise comparativa entre os diferentes parâmetros de solda com o material de base.

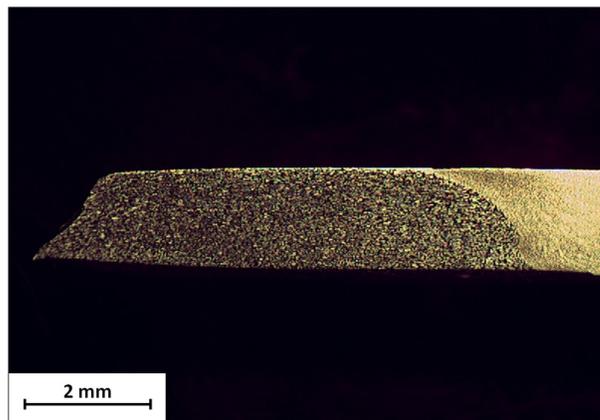


Figura 5.9 Local de fratura do corpo de prova da liga AA2139-T3 utilizando o conjunto de parâmetros 250/600.

Com o objetivo de auxiliar no entendimento da distribuição da deformação do material ao longo da amostra de tração, foi utilizado o sistema de análise ótica, ARAMIS. Este sistema permite a visualização através da diferença de cores e por meio de gráficos do gradiente de deformação que o material suporta durante o ensaio de tração.

Na figura Figura 5.10 são exibidos três gráficos e uma foto de análise ótica de deformação, segundos antes de a amostra fraturar, relativo à amostra

soldada com o parâmetro 250/600. Com o intuito de facilitar o entendimento, os gráficos abaixo foram numerados de 1 a 3.

Nessa figura, o primeiro gráfico (1), apresenta três picos de deformação, porém o maior de todos é representado pelo lugar que representa as cores quentes (amarelo e vermelho) na foto ao lado, ou seja, o local na amostra em que o corpo de prova fraturou. Esse gráfico varia no decorrer do ensaio já que indica a deformação local e instantânea da amostra naquele momento que foi tirada a foto, em outras palavras, se fosse tirada a foto alguns segundos antes, o gráfico estaria com outro formato, já que nesse momento teríamos um diferente gradiente de deformação na amostra. As coordenadas neste gráfico significam que o eixo X representa o corpo de prova “deitado”, ou seja, é como se a foto ao lado do gráfico 1 estivesse deitada sobre o eixo x, e a região mais alta da amostra na foto fosse o comprimento 0,00mm e a região mais baixa da amostra fosse o comprimento máximo, para esta amostra, aproximadamente 96,04 mm. Por outro lado, o eixo Y representa a porcentagem de deformação atingida pela amostra durante o ensaio.

O segundo gráfico (2) demonstra uma situação diferente. Este gráfico é estático durante o ensaio, e apenas a linha vermelha que se move assim que o ensaio inicia até o término. Como pode ser visto, a linha vermelha está praticamente no final do ensaio, isso significa que o ensaio está prestes a terminar e a amostra irá se romper em poucos segundos. Para a construção deste gráfico foi determinado um ponto específico para a análise, o ponto escolhido foi exatamente na região em que ocorreu o empescoçamento, e os valores tanto em X quanto em Y representam a quantidade de deformação que aquele ponto pré-determinado atingiu durante o ensaio. Para esta amostra o corpo de prova chegou a deformar mais que 50% na região de empescoçamento, mostrando que o material tem uma boa ductilidade.

Por fim, o ultimo gráfico (3) apresenta a mesma informação do primeiro, mas esse gráfico é estático durante o ensaio, isso significa que o mesmo mostra todos os estágios de deformação ocorridos no corpo de prova ao longo de todo o teste de tração. O corpo de prova nos primeiros segundos de ensaio, ainda não lida com quase nenhuma deformação, e por isso a curva não

apresenta nenhum pico formado, e com o decorrer do ensaio, com a movimentação das discordâncias e o ancoramento das mesmas, começa a ser produzidas bandas de deformação as quais com o aumento da sollicitação chegam até um ponto em que o material não suporta mais e rompe.

Para tratar da solda da liga AA2139 T3 com os parâmetros 250/600, foi inserido duas imagens diferentes, sendo a figura 5.10 representada por segundos antes da fratura do material, e logo após na figura 5.11, a imagem e os gráficos segundos antes do empescoçamento do material. Na figura 5.10, é possível visualizar que a amostra está prestes a fraturar na região com as cores vermelhas e amarelas, sendo que exatamente no meio da amostra, é o local onde se encontra a solda, caracterizando que o ponto de maior deformação foi fora da solda como já foi informado anteriormente. No gráfico 1 da figura 5.11, pode ser visto três picos de deformação, isso significa que o material está sendo deformado de forma homogênea. Entretanto, esse material irá fraturar na região de maior pico, que no caso não seria a região central (região soldada) e sim na parte de baixo da amostra, denominada material de base. Esses pontos podem ser facilmente identificados na foto ao lado pelas cores quentes (verdes), no meio da amostra é o lugar onde a junta está localizada. Pode-se dizer que no ensaio dessa amostra (250/600) tivemos um pico de deformação na região soldada, porém a amostra não apresentou maior fragilidade neste ponto, e sim no material de base, região a qual o material sofreu a fratura.

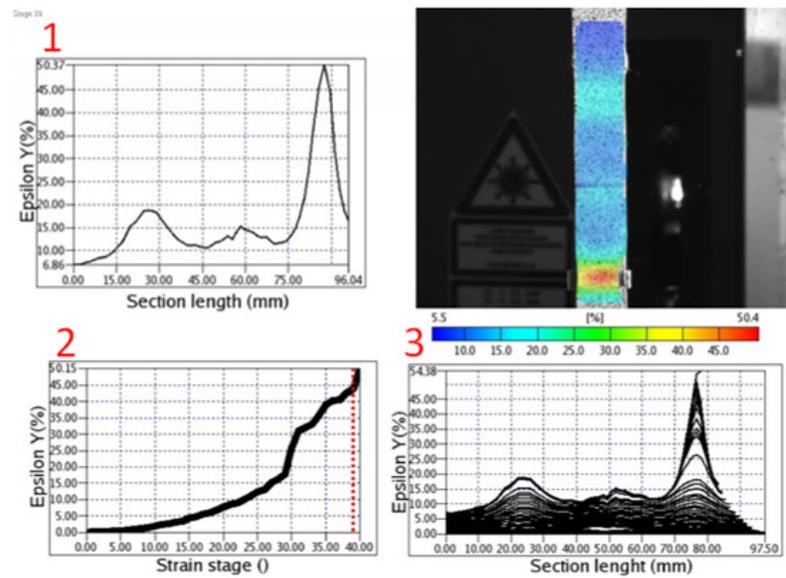


Figura 5.10 ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600: segundos antes de ocorrer à fratura do material.

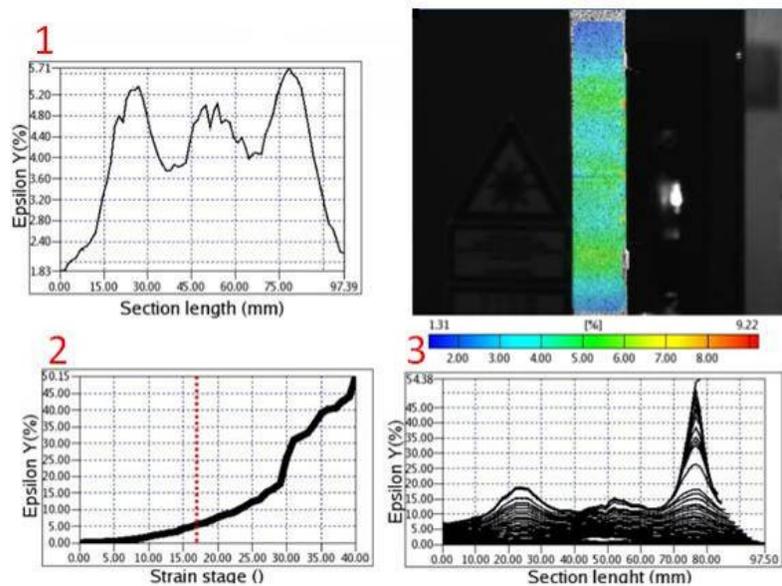


Figura 5.11 ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600 - segundos antes do empescoamento.

Como foi mostrada na figura 5.8, a amostra com os parâmetros 1000/1800 teve baixa ductilidade devido aos defeitos apresentados

anteriormente, e por isso que a análise de deformação via ARAMIS será reduzida apenas a figura 5.12, a qual será suficiente para entender como que ocorreu a fratura. Pode-se dizer que os gráficos da figura 5.12 foram inconclusivos, pois como a amostra tinha defeitos significativos, o ensaio durou poucos segundos desde o começo do ensaio, até a fratura do material. Além disso, pode ser visto pela linha vermelha do gráfico 2, que o ensaio estava bem próximo da fratura, e que o corpo de prova não apresentou nenhum empescoçamento, nem deformação na região da fratura. Utilizando dos recursos do ARAMIS foi possível constatar que o ponto de deformação que teve maior deformação possível foi da magnitude de 1,1%, ou seja, comparado ao 50% do conjunto de parâmetros 250/600, foi praticamente nulo. Os gráficos que mostrariam possíveis picos de deformação (1 e 3), estão inconclusivos, já que os picos estão desnorteados e não é possível verificar uma tendência. De qualquer forma, todos os ensaios de tração resultaram em amostras fraturadas exatamente na região soldada, mais especificamente nos pontos em que se encontravam os defeitos de túnel.

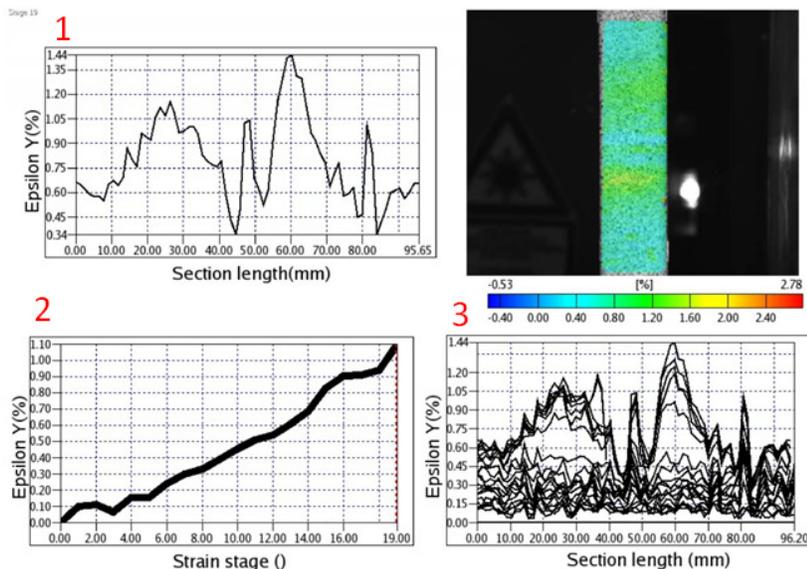


Figura 5.121 ARAMIS da amostra AA2139 T3 1000/1800 - segundos antes da fratura.

Com a finalidade de confirmar os resultados descritos e avaliar melhor as propriedades mecânicas da liga AA2139 T3 250/600 soldada por FSW foi feito um perfil das propriedades mecânicas de tração da liga ao longo da seção transversal da amostra soldada usando de micro amostras. Esse ensaio conforme descrito na seção 4.5.5, é realizado com corpos de provas extraídos longitudinalmente da região soldada, assim, obtendo amostras com 100% das características metalúrgicas e mecânicas da região em que foram extraídas. Esse ensaio é muito importante para ligas soldadas, pois fornece as características mecânicas de cada região soldada, ou seja, desde o material de base, passando localmente pelas regiões termicamente afetada (ZTA), zona termomecanicamente afetada (ZTMA) e a lente de soldagem.

Na figura 5.13, o gráfico mostra o perfil da liga soldada (250/600 T3) apresentando limite de ruptura (curva azul), limite de escoamento (curva preta) e porcentagem de alongamento (curva vermelha). Com este gráfico foi possível constatar que a curva de tensão de ruptura (curva azul) não exibe variação significativa entre o metal de base e as regiões soldadas; isso significa que o material pode fraturar em qualquer parte da amostra quando essa é submetida a algum tipo de solicitação, do mesmo jeito que a análise via ARAMIS demonstrou em um padrão de deformação homogênea. Esse ensaio consegue mostrar que a liga AA2139 T3 soldada com 250/600 apresentou propriedades mecânicas muito similares ao material de base, comprovando que a solda de ótima qualidade realizada pelo processo Friction Stir Welding. Este ensaio não foi realizado para a amostra 1000/1800 T3, devido aos defeitos presentes.

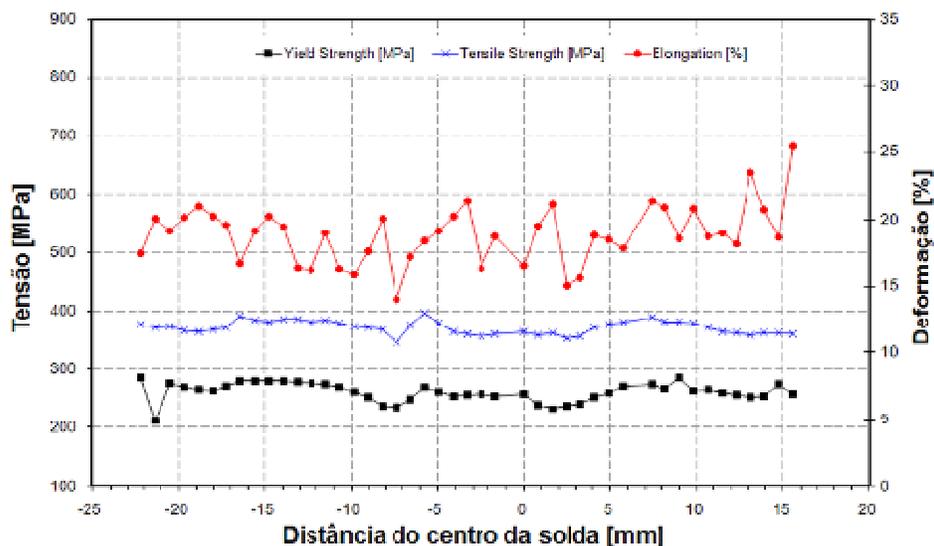


Figura 5.13 Perfil do ensaio de tração usando micro amostras da liga AA2139-T3 soldada por FSW.

O ensaio de microdureza foi realizado ao longo da seção transversal das ligas soldadas por FSW em dois diferentes parâmetros de soldagem, de acordo com o procedimento descrito na seção 4.5.2. As figuras 5.14 e 5.15 apresentam os perfis de microdureza das amostras AA2139 250/600 T3 e AA2139 1000/1800 T3, respectivamente. O lado de avanço corresponde ao lado esquerdo do diagrama e o lado de retrocesso corresponde ao lado direito nas figuras abaixo. A fim de obter uma confiabilidade maior de resultados e para verificar se havia discrepâncias muito elevadas ao longo da espessura foram traçados três perfis ao longo da seção sendo uma no topo da amostra outra no meio e por fim na base da amostra. A típica forma em “W” do perfil de microdureza encontrado geralmente em ligas de alumínio soldadas por FSW não foi encontrada em nenhuma das condições abaixo, ou seja, nesta liga com este TT e estes parâmetros de processo, não obteve melhoria na dureza do material no centro da solda.

Analisando os resultados da figura 5.14, na liga 250/600 T3 mesmo no metal de base, a microdureza apresentou algumas variações, provavelmente devido a heterogeneidades da microestrutura. Adicionalmente a isso, observa-

se que nas zonas termicamente afetada e termomecanicamente afetada não ocorreu decréscimo das propriedades mecânicas, pelo contrário, nota-se um leve aumento da mesma nessas regiões. Esse aumento de resistência mecânica mostra que os precipitados endurecedores não foram dissolvidos nem coalescidos durante o processo de soldagem na ZTA e ZTMA, dando a idéia de que os mesmos sofreram re-precipitação, melhorando suas propriedades mecânicas. Além disso, o encruamento nessa região também contribui para o aumento da microdureza. Nota-se também que na região soldada, há um declínio da microdureza obtida no metal de base, esse decaimento não é tão acentuado representando uma perda de menos de 10% da dureza em comparação com o material de base. Para a liga AA2139 ainda não se encontra muita bibliografia, principalmente na área de soldagem, por isso, para a análise, foi tomado como base ligas de alumínio similares a AA2139, como a 2024, por exemplo. De acordo com a literatura [2-4, 7, 13, 30-32], o decaimento da dureza da liga AA2139 T3 na região soldada era esperado, já que com a alta deformação durante a soldagem associado com os ciclos térmicos gerados pelo atrito da ferramenta com o material, resultam em perda da coerência das partículas endurecedoras (Ω e θ) com a matriz. A temperatura atingida durante a soldagem (341 °C) é suficiente para que alguns precipitados sejam dissolvidos e coalescidos e as partículas de intermetálicos sejam quebradas devido à alta deformação, ou até dissolvidas ou dispersas homogeneamente [13]. Conforme já mencionado anteriormente os precipitados Ω são estáveis até temperaturas poucos superiores a 250 °C, e como a temperatura atingida foi alta, chegando a um pico de 341 °C então pode-se dizer que ocorreu a dissolução e o coalescimento de alguns precipitados da liga conforme analisado nas imagens de MET, resultando no declínio da dureza do material na região soldada.

Por outro lado, a figura 5.15, correspondente da amostra 1000/1800 T3 mostrou um comportamento diferente, em que mesmo após a soldagem não foi constatado variações significativas na dureza do material ao longo da seção transversal quando comparado ao material de base. Os valores de microdureza observados na lente de soldagem são decorrentes da combinação de

fenômenos de amaciamento, super envelhecimento e recristalização, ou seja, devido ao tempo e ciclo térmico, o endurecimento promovido pela reprecipitação induzida e a diminuição do tamanho de grão pela recristalização mantém a dureza nos mesmos níveis do material de base. Além disso, a temperatura atingida durante a soldagem não foi tão alta (243°C), e por isso que os precipitados endurecedores não sofreram modificações tão significativas, e conseqüentemente não afetando a dureza do material.

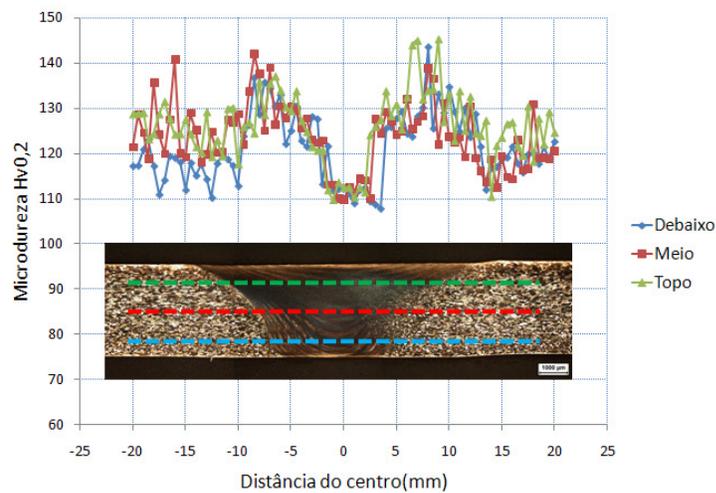


Figura 5.14 Perfil de microdureza da amostra AA2139 250/600 T3 soldada por FSW.

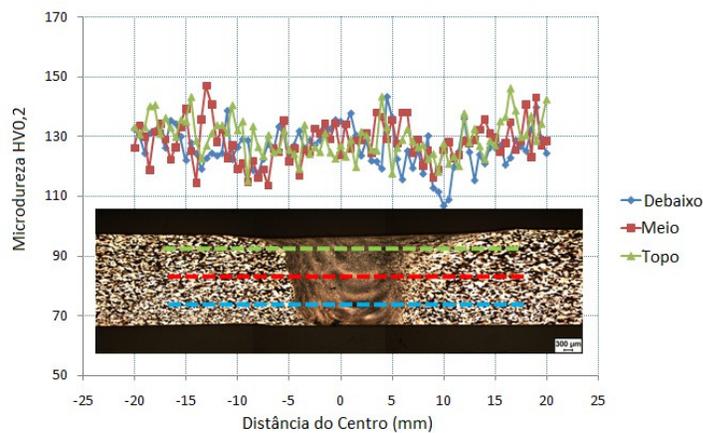


Figura 5.15 Perfil de microdureza da amostra AA2139 1000/1800 T3 soldada por FSW.

5.2 Soldagem por FSW da Liga de Alumínio AA2139-T8

Conforme indicado na tabela 2.2, a liga de alumínio AA2139 tratada termicamente na condição T8 foi soldada por FSW em dois conjuntos de parâmetros de soldagem diferentes, sendo a primeira soldada com velocidade de soldagem de 250 mm/min e 600 rpm de velocidade de rotação e a segunda soldada com velocidade de soldagem de 1000 mm/min e 1800 rpm de velocidade de rotação, sendo denominadas de 250/600 T8 e 1000/1800 T8, respectivamente.

Na figura 5.16 e 5.17, é possível verificar que não foram encontrados defeitos visuais nas macrografias das amostras soldadas pelo processo de soldagem FSW em 250/600 e para 1000/1800 quando a liga AA2139 passou pelo tratamento térmico T8. Se compararmos com o tratamento T3, pode se constatar que as ligas apresentaram comportamentos distintos entre si, já que com os mesmos parâmetros apresentaram características metalúrgicas e mecânicas opostas, fato esse que será discutido com maiores detalhes na seção 5.3.

Conforme descrito na metodologia, foi realizada análise das temperaturas durante o ensaio, e as temperaturas máximas atingidas no *backing bar* durante a soldagem foram anotadas para cada parâmetro de soldagem utilizado. Na tabela 5.2, estão descritos esses valores, assim como o *weld pitch (WP)*. Nessa tabela, como era esperado, o conjunto de parâmetros que gerou maior WP foi o 250/600 e por isso a temperatura gerada durante a soldagem foi maior do que a 1000/1800 que possui um WP menor.

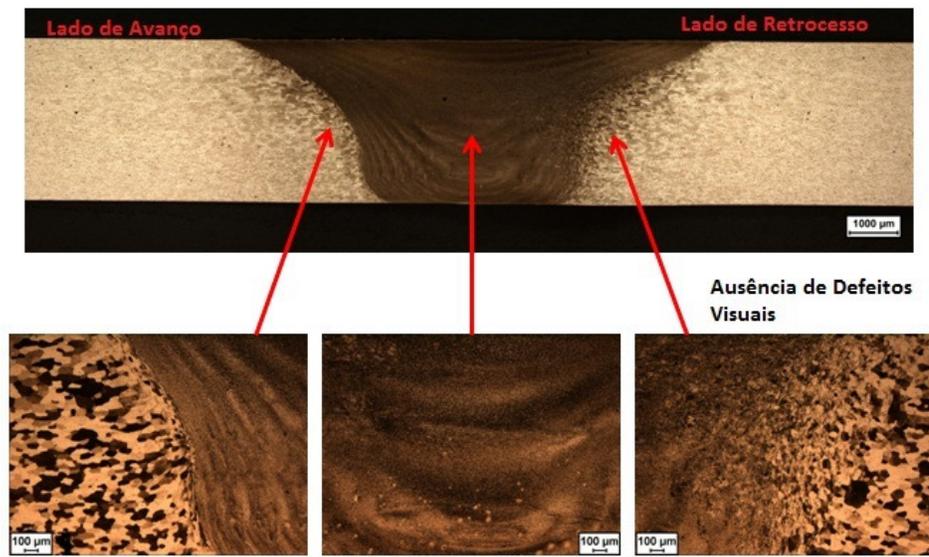


Figura 5.16 Macrografia da seção transversal da amostra 250/600 T8.

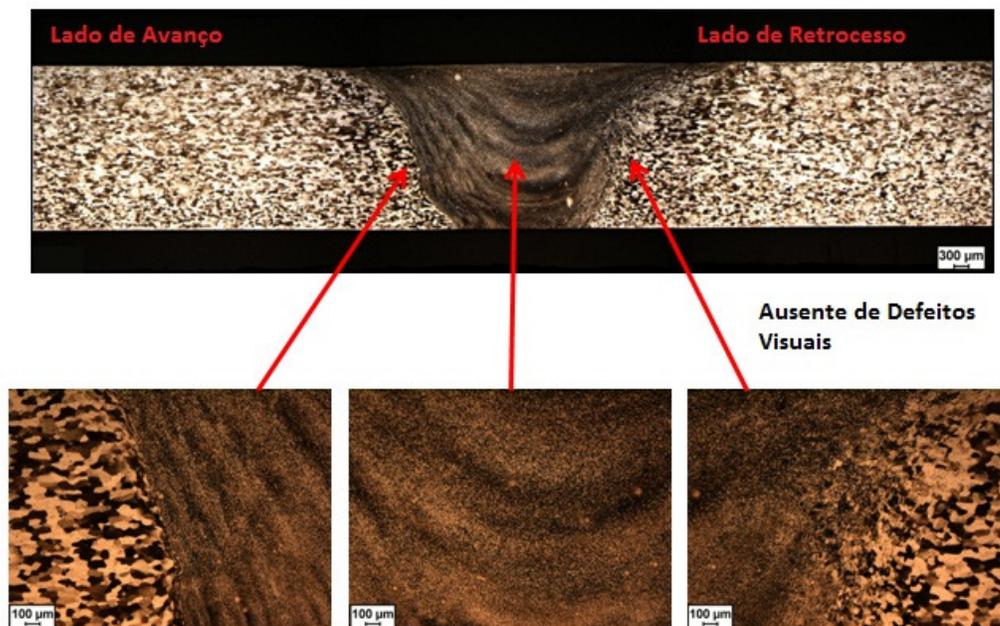


Figura 5.17: Macrografia da seção transversal da amostra 1000/1800 T8.

Tabela 5.2 – “Weld pitch” e temperatura máxima atingida durante a soldagem para a liga AA2139 T8.

Liga	Velocidade de soldagem (mm/min)	Velocidade de rotação (rpm)	Weld Pitch	Pico de temperatura (°C)
AA2139 T8	250	600	2,4	397
AA2139 T8	1000	1800	1,8	286

A imagem da figura 5.18 representa a diferença microestrutural entre as regiões ZTMA, ZTA e a lente de soldagem. Nesta figura está sendo mostrado o lado de avanço o qual geralmente possui uma transição mais estreita entre as diferentes zonas microestruturais resultantes da soldagem. O lado esquerdo da figura é a região da lente de soldagem, o qual tem uma estrutura bem refinada e com grãos totalmente cristalizados, já na região central da imagem temos os grãos rotacionados em quase 90° e parcialmente cristalizados representando a Zona Termomecanicamente Afetada, e por fim a do lado direito da figura aparecem a Zona Termicamente Afetada, em que os grãos estão crescidos, devido os efeitos diretos da temperatura, e possivelmente com os precipitados dissolvidos e/ou coalescidos.

Com o intuito de facilitar o entendimento das diferentes regiões resultantes da soldagem FSW, foi separado na figura 5.19 quatro imagens as quais representam as diferentes zonas microestruturais. Nesta figura, diferentemente da figura 5.18, a representação é do lado de retrocesso, o qual possui uma transição da lente de soldagem até o material de base mais branda. Não foi visto como necessário mostrar estas fotos para todas as ligas com tratamentos térmicos e parâmetros de soldagem diferentes, já que os fenômenos, as características e as explicações dadas são as mesmas para todas as condições. Assim, as afirmações feitas para as figuras 5.18 e 5.19 foram realizadas para a amostra 2130 T8 1000/1800, mas se estende as demais, inclusive para as amostras da liga AA2139 T3.

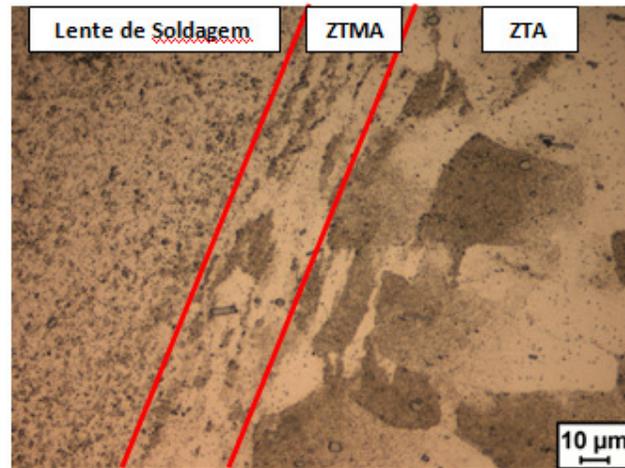


Figura 5.18 Imagem da transição da lente de soldagem até a zona termicamente afetada, passando pela ZTMA da amostra AA2139 1000/1800 - T8.

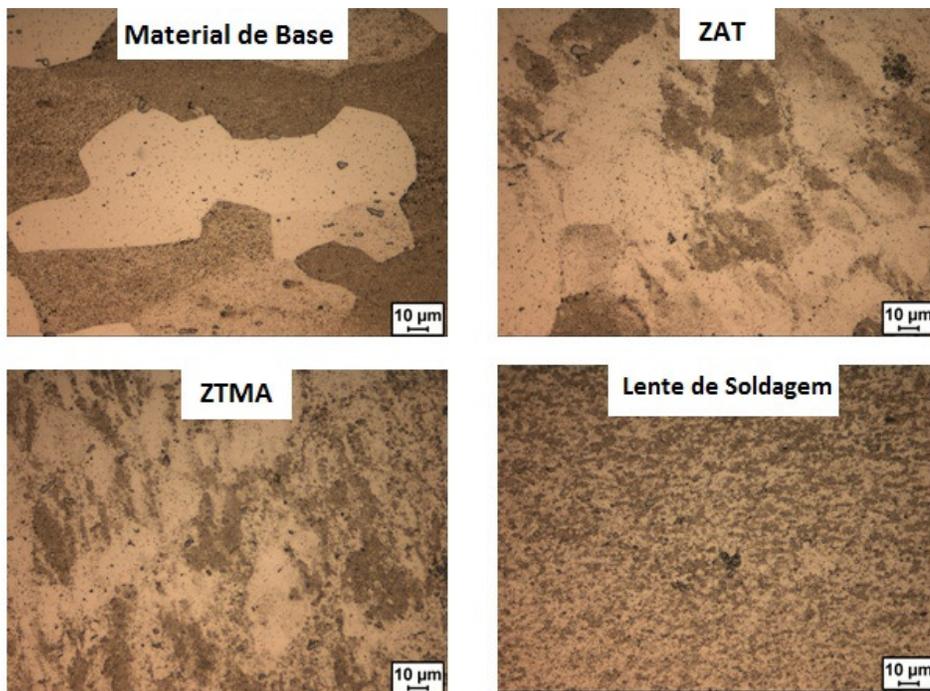


Figura 5.19 Diferentes zonas microestruturais encontradas em ligas de alumínio soldadas por FSW da amostra AA2139 1000/1800 -T8.

Com o intuito de comparar as microestruturas geradas depois da soldagem na liga AA2139-T8 nos dois conjuntos de parâmetros analisados (250/600 e 1000/1800), foram colocados lado a lado na figura 5.20 as duas micrografias obtidas por MEV com a mesma ampliação. Conforme apresentado anteriormente, a estrutura de grãos recristalizados pode contribuir simultaneamente para o aumento da resistência do material assim como o aumento da tenacidade. Nessa imagem, novamente é possível verificar que a condição 250/600 apresentou grãos mais refinados do que a 1000/1800, do mesmo modo que aconteceu no tratamento T3. No entanto, a liga de alumínio AA2139 seja esta tratada termicamente por T3 ou por T8 sempre será uma liga endurecida por precipitação, e assim, este é o principal mecanismo de endurecimento desta liga, sendo a maior contribuição para o aumento da resistência do material resulte deste modo de endurecimento, fazendo com que a redução do tamanho de grão seja secundária.

A presença de partículas de segunda fase também foi estudada para condição T8, e constatarem-se semelhanças com a condição T3, assim do mesmo modo as análises químicas via espectrografia de energia dispersiva de raios-X (EDS) resultaram em proporções distintas dos elementos químicos Al, Cu, Mn e Fe, o que sugere a presença de $Al_{12}(Fe, Mn)_3$, Al_7CuFe e $Al_6(Fe, Cu)$. Estes tipos de partículas geralmente são bastante estáveis e não se dissolvem a altas temperaturas, principalmente devido à baixa solubilidade do Fe e Mn na matriz de alumínio. Além disso, estas partículas são incoerentes com a matriz, e assim não contribuem para o endurecimento da liga. Dispersóides observados ao longo das zonas microestruturais são atribuídas às partículas ricas em Mn, e pode-se sugerir que são $Al_{20}Cu_2Mn_3$ [17, 18, 40, 41].

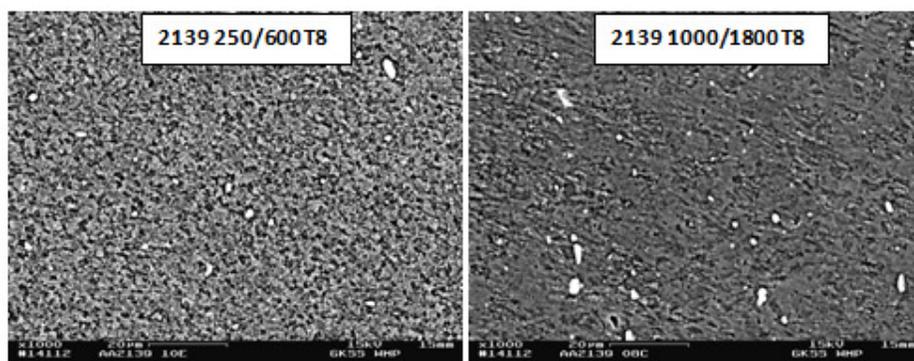


Figura 5.20 Diferença microestrutural entre as duas lentes de soldagem (250/600 e 1000/1800).

A análise via Microscopia Eletrônica de Transmissão (MET) também foi realizada para a condição T8, visando identificar os principais precipitados assim como a dispersão dos mesmos, tanto no material de base quanto na junta soldada. Na figura 5.21, é possível verificar a análise via MET para o material de base da liga de alumínio AA2139 T8. Nessa figura observa-se uma quantidade expressiva de precipitados, em que os tamanhos variam na ordem de 200 até 400nm em formato de ripas (Ω) e de nódulos (θ e S) [18, 21]. Conforme a literatura, [18-24], a liga AA2139 apresenta como principais precipitados endurecedores o Ω e o θ , os quais estão orientados coerentemente com a matriz e contribuem significativamente para o aumento da resistência mecânica do material. O mesmo padrão em relação aos precipitados encontrado na condição T3 foi encontrado na condição T8, porém com uma ressalva importante, a quantidade de precipitados encontrados em T8 foi muito maior do que em T3. Além disso, a forma de dispersão encontradas em ambas foi diferente, sendo que na condição T3 foi constatada uma dispersão homogênea dos dois principais precipitados (Ω e θ), e na condição T8 conforme ilustra a figura 5.21, os precipitados Ω estão dispersos de forma homogênea, e os precipitados θ , apresentam uma dispersão orientada, em que provavelmente estão ancorados no contorno de grão do material.

Na figura 5.22, foram postas lado a lado as imagens da análise via MET nas duas condições de parâmetros de soldagem estudadas neste trabalho,

250/600 e 1000/1800. Conforme mostrado na tabela 5.2, a condição 250/600 apresentou um *weld pitch* maior em relação à condição 1800/1000, ou seja, na primeira atingiu-se uma temperatura maior (397°C) durante a soldagem por *Friction Stir Welding* quando comparamos com a segunda (286°C), entretanto, segundo a literatura em que foram realizados ensaios com esse objetivo, o precipitado Ω , consegue ser estável até temperaturas poucos superiores a 250°C [23,24].

Analisando a figura 5.22 é possível constatar a diferença microestrutural das imagens da lente de soldagem nos dois conjuntos de parâmetros estudados (250/600 e 1000/1800) para a liga AA2139 T8 neste trabalho. Nesse caso, devido a essa diferença não foi possível colocar fotos com a mesma magnitude. A condição 250/600 apresenta claramente uma morfologia diferenciada das partículas de segunda fase coalescidas do que a condição 1000/1800. Esse fenômeno ocorreu devido aos parâmetros de soldagem escolhidos os quais fizeram a condição de maior aporte térmico (250/600) atingir uma temperatura tão alta que os precipitados não conseguem mais serem estáveis e perdem sua morfologia inicial (ripas) e coalescem na forma nodular e passam a ser incoerentes com a matriz, fato que não melhora as propriedades mecânicas do material. Além disso, a temperatura chegou a um valor que fez com que alguns precipitados fossem dissolvidos na matriz, fazendo com que as propriedades mecânicas da liga sejam ainda mais deterioradas.

Já a condição 1000/1800 (menor aporte térmico) atingiu uma temperatura de pico superior a 250°C, e por isso os precipitados da liga AA2139 se apresentaram de forma um pouco mais estável do que a condição 250/600, porém as altas deformações acrescidas do calor gerado pela ferramenta fizeram com que alguns precipitados crescessem consideravelmente, os quais são mostrados na figura 5.22, que geraram partículas de tamanhos até 6 μ m.

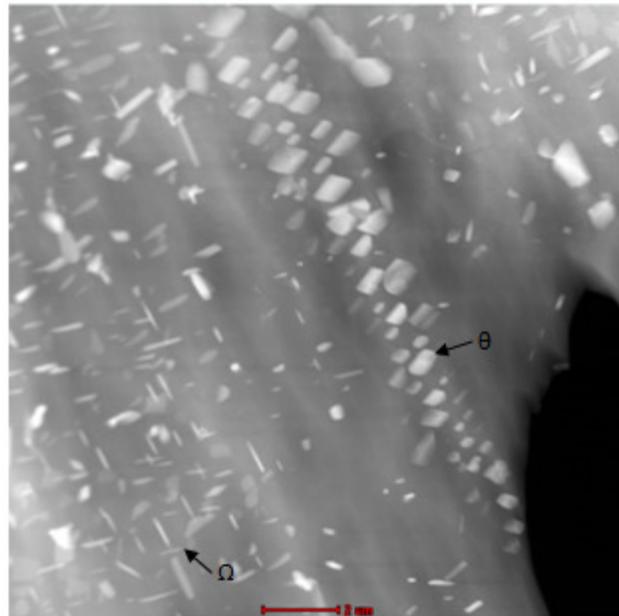


Figura 5.21 Análise via MET do material de base da liga AA2139 tratada termicamente na condição T8.

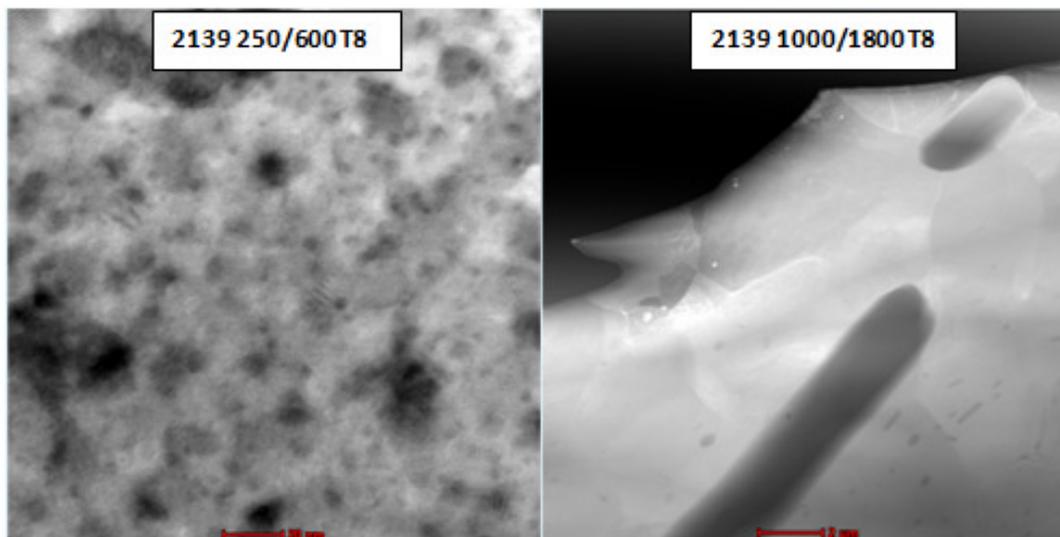


Figura 5.22 Análise via MET do material de base da liga AA2139 T8 soldadas no conjunto de parâmetros 250/600 e 1000/1800.

As análises metalúrgicas apresentadas indicam que as propriedades mecânicas das ligas nas regiões soldadas apresentem uma deterioração para ambos os parâmetros estudados (250/600 e 1000/1800), isso porque as

alterações metalúrgicas ocorridas durante a soldagem, como o coalescimento e dissolução de alguns precipitados, afetam negativamente o desempenho do material soldado. Sendo assim, o primeiro ensaio realizado foi o de tração para as duas diferentes condições de soldagem e também para o material de base. Todos os ensaios de tração foram realizados conforme descrito na seção 4.5.3.

Na figura 5.23 é mostrado o gráfico de tensão-deformação para a liga AA2139 T8, sendo a curva azul representada pelo material de base, a curva vermelha, sendo o material soldado com a condição de 250/600 e por fim a estreita curva verde representando a liga soldada com o conjunto de parâmetros 1000/1800.

Mesmo com evoluções microestruturais diferentes as ligas soldadas apresentaram comportamentos bastante similares, sendo a condição 1000/1800 levemente superior no que diz respeito à resistência mecânica, já que a ductilidade do material em ambos os parâmetros estudados apresentaram valores praticamente iguais. Pode-se ainda observar perda de ductilidade da liga do material de base (cerca de 14,5% de alongamento) em comparação com o material soldado (cerca de 6,5% de alongamento), isso ocorre pois nas regiões soldadas existem precipitados coalescidos e incoerentes com a matriz, os quais não contribuem diretamente para o aumento da ductilidade do material.

De qualquer forma, é possível avaliar que ambos os conjuntos de parâmetros de soldagem 250/600 e 1000/1800 utilizados na liga AA2139 T8, apresentam bons desempenhos para uma liga soldada. Isso mostrou que as ligas apresentaram resultados satisfatórios mesmo com o decaimento da ductilidade e de resistência mecânica a qual acontece justamente devido à dissolução e coalescimento de alguns precipitados endurecedores.

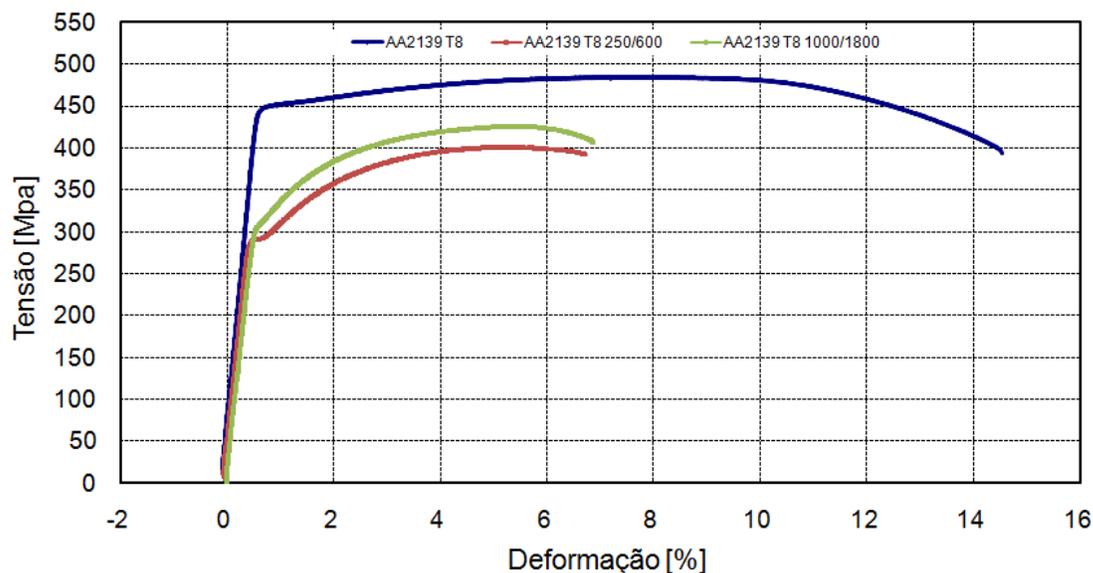


Figura 5.23 Ensaio de tração realizado para o material de base assim como para as ligas soldadas no conjunto de parâmetros 250/600 e 1000/1800.

Com o objetivo de auxiliar no entendimento da distribuição da deformação do material ao longo da amostra de tração, foi utilizado o sistema de análise ótica, ARAMIS.. Para a liga AA2139-T8, o modelo e os gráficos utilizados foram os mesmos descritos na seção anterior sobre como funciona o ARAMIS e para que serve cada um dos gráficos.

Do mesmo modo que o comportamento foi semelhante no ensaio de tração, os comportamentos na distribuição de deformação também foram parecidos. Como é possível ver nas figuras 5.24 e 5.25, ambas mostraram dois picos de deformação sendo um deles a região central da solda e o segundo a Zona Termomecanicamente Afetada (ZTMA). Em ambos os casos todos os corpos de prova se romperam na região central da solda, sendo este o ponto mais fraco da amostra.

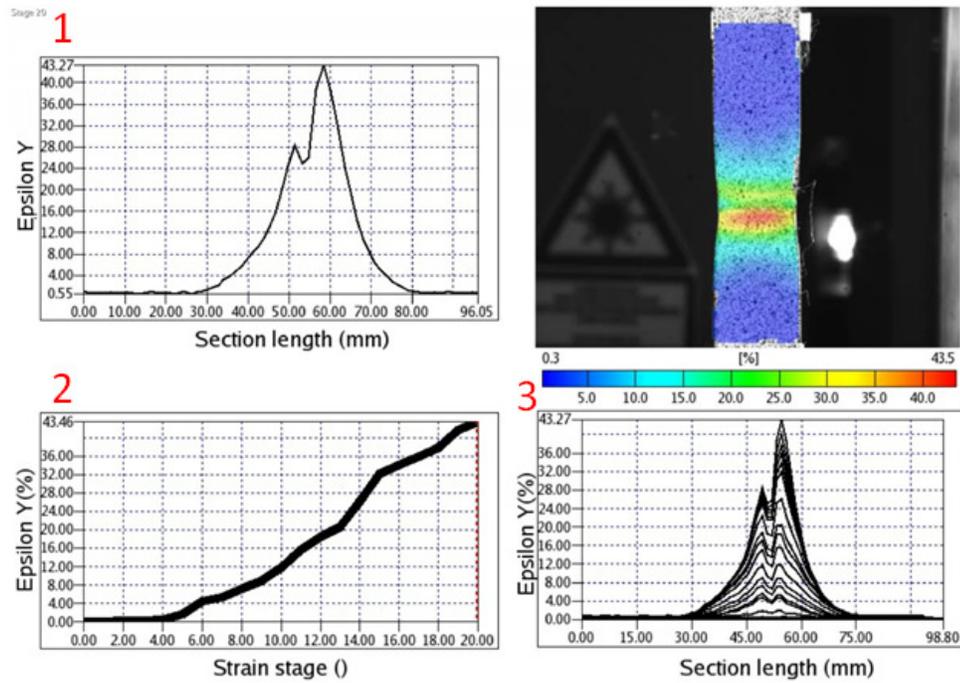


Figura 5.24 ARAMIS da amostra AA2139-T3 250/600: segundos antes de ocorrer a fratura do material.

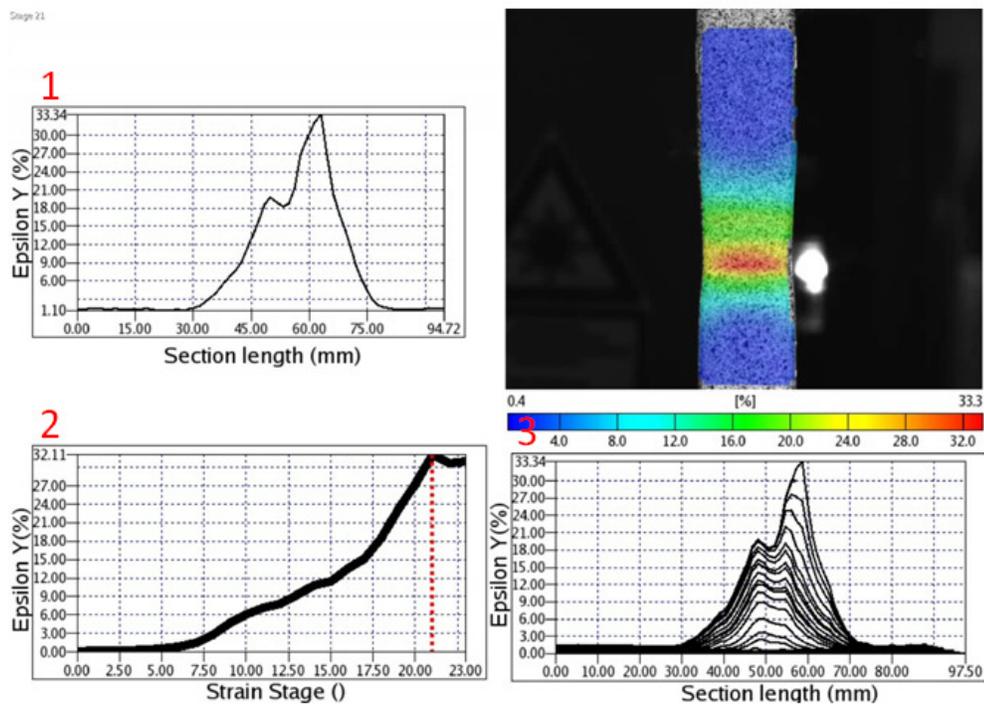


Figura 5.25 ARAMIS da amostra AA2139-T8 1000/1800 - segundos antes de ocorrer à fratura do material.

Do mesmo modo que foi realizado na liga AA2139 T3 com o parâmetro 250/600, para a liga AA2139 T8 com o mesmo parâmetro também foi realizado o ensaio de tração utilizando de micro amostras. Isso tudo para procurar o melhor entendimento da qualidade da junta soldada e de que forma a mesma responde a solicitações mecânicas. O comportamento demonstrado para a liga AA2139-T3 não foi o mesmo do que para a liga AA2139-T8. Conforme visto na seção anterior, o ensaio para a liga AA2139 T3 demonstrou um comportamento homogêneo durante toda a seção transversal da amostra, ou seja, não apresentou grandes diferenças em relação à resistência mecânica e isso resultou na fratura de todos os corpos de prova de tração no material de base. Já para a liga AA2139-T8, o comportamento foi diferente, e pelo próprio ensaio de tração convencional já era esperado um desempenho inferior, já que os corpos de prova fraturaram na lente de soldagem.

Na figura 5.26, é possível verificar pela linha azul (resistência mecânica máxima) que na região soldada (região central do gráfico) ocorreu um leve decaimento da tensão máxima a qual é suficiente para fazer com que o material frature na região soldada. Esse decaimento ocorreu devido ao coalescimento dos precipitados assim como sua modificação de forma conforme visto na figura 5.22, sendo que essa modificação estrutural faz com que os precipitados os quais são os principais responsáveis pelo endurecimento do material fiquem incoerentes com a matriz e isso causa o decaimento visto no gráfico da figura 5.26.

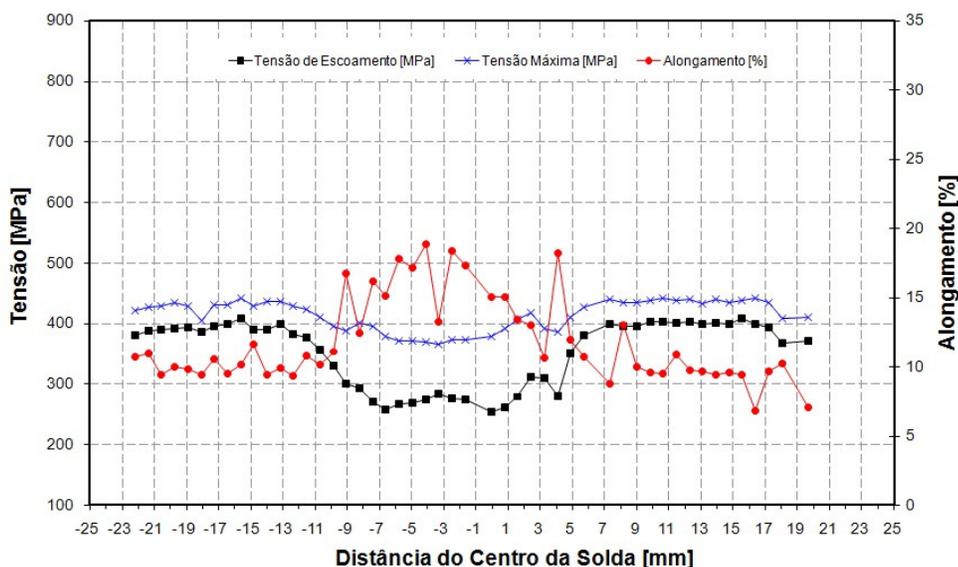


Figura 5.26 Ensaio de tração usando micro amostras, da liga AA2139-T8 soldada com o parâmetro 250/600.

O ensaio de microdureza foi realizado ao longo da seção transversal das ligas soldadas por FSW em dois diferentes parâmetros de soldagem, de acordo com o procedimento descrito na seção 5.5.2. As figuras 5.27 e 5.28 apresentam os perfis de microdureza das amostras AA2139 250/600 T8 e AA2139 1000/1800 T8, respectivamente. O lado de avanço corresponde ao lado esquerdo do diagrama e o lado de retrocesso corresponde ao lado direito das figuras abaixo. A fim de obter uma confiabilidade maior de resultados e para verificar se havia discrepâncias muito elevadas ao longo da espessura foram traçados três perfis ao longo da seção sendo uma no topo da amostra outra no meio e por fim a última na base da amostra. Em todas as amostras analisadas tanto para a liga AA2139-T3 quanto para a AA2139-T8 não foi constatado em nenhuma uma variação significativa da microdureza entre o topo e a base da amostra.

Analisando os resultados da figura 5.27, na região soldada da liga 250/600 T8 há um declínio da microdureza obtida no metal de base, esse decaimento representa uma perda de mais de 27% da dureza em comparação com o material de base. O decaimento da dureza do material era esperado, já que com a alta deformação durante a soldagem associado com os ciclos

térmicos gerados pelo atrito da ferramenta com o material, resultam em perda da coerência das partículas endurecedoras (Ω e θ) com a matriz. A temperatura atingida durante a soldagem (397°C) é suficiente para que alguns precipitados sejam dissolvidos e coalescidos e as partículas de intermetálicos sejam quebradas devido à alta deformação, ou até dissolvidas ou dispersas homoganeamente [13]. Conforme já mencionado anteriormente os precipitados Ω são estáveis até temperaturas poucos superiores a 250°C , e por isso, que a temperatura atingida de 397°C , foi alta o suficiente para termos um decréscimo das características metalúrgicas da liga, o que resultou no declínio da dureza do material na região soldada.

Do mesmo modo, a figura 5.28, correspondente da amostra 1000/1800 T8 mostrou comportamento similar a da amostra 250/600 T8, em que a liga também apresentou o decaimento de resistência mecânica no centro da solda pelos mesmos motivos apresentados para a condição 250/600. Porém nota-se que o decaimento foi menor, em torno de um pouco mais que 17%, isso pelo fato de a temperatura atingida durante a soldagem (286°C) foi muito menor do que a atingida para a condição 250/600 acarretando assim, em propriedades mecânicas levemente superiores.

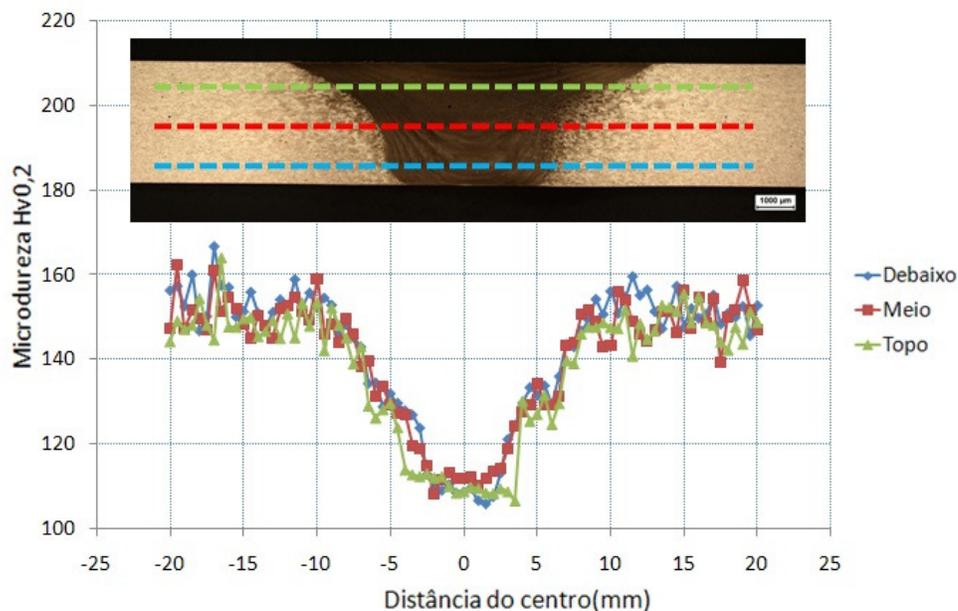


Figura 5.27 Ensaio de microdureza da liga AA2139-T8 soldada com os parâmetros 250/600.

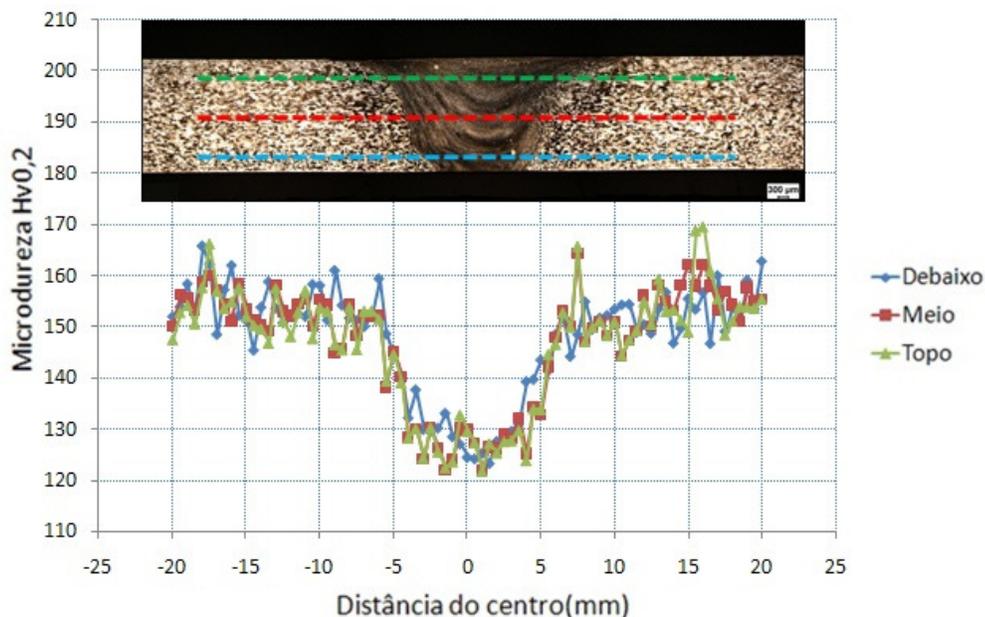


Figura 5.28 Ensaio de microdureza da liga AA2139-T8 soldada com os parâmetros 1000/1800.

5.3 Análise da influência dos tratamentos térmicos

O intuito desse capítulo é fazer um breve comparativo entre os parâmetros utilizados neste estudo, porém agora focado nos dois conjuntos de parâmetros separadamente (250/600 e 1000/1800), sendo o tratamento térmico a única diferença entre as amostras. Na seção 5.3.1 irá ser tratado apenas as amostras AA2139-T3 250/600 com a AA2139-T8 250/600, e por outro lado a seção 5.3.2 tratará das amostras AA2139-T3 1000/1800 com AA2139-T8 1000/1800. Nesses capítulos não serão inseridos novamente todas as fotos e gráficos mostrados nas seções acima, porém algumas serão colocadas lado a lado, caso seja oportuno a comparação.

5.3.1 Conjunto de Parâmetros 250/600 (T3 e T8)

Conforme analisado na seção 5.1, a amostra AA2139 T3 com os parâmetros 250/600 respondeu muito bem ao processo de soldagem *Friction Stir Welding*, em que a amostra nos ensaios mecânicos apresentou um bom desempenho principalmente no ensaio de tração onde todos os corpos de prova fraturam longe da junta soldada, ou seja, a solda apresentou uma qualidade superior ao material de base, e isso se deve ao fato dos ciclos térmicos assim como a deformação provida da ferramenta ter sido favorável a transformação microestrutural que a solda atravessou. Ao mesmo tempo, as altas temperaturas atingidas durante a soldagem fizeram com que os principais precipitados endurecedores acabassem se dissolvendo ou coalescendo durante a união das chapas, e isso prejudica as propriedades mecânicas, porém de qualquer forma a temperatura atingida de 331 °C foi alta o suficiente para reprecipitar alguns precipitados, e fazer com que a liga soldada apresentasse boas características metalúrgicas e mecânicas.

Na seção 5.2 a amostra AA2139 T8 com os parâmetros de soldagem 250/600 foi apresentada em suas características metalúrgicas e mecânicas. Para este caso não foi obtido o mesmo sucesso que a liga AA2139 T3, porém ainda pode-se afirmar que o resultado foi satisfatório, baseando-se em trabalhos anteriores [29-33], mesmo com as alterações metalúrgicas ocorridas durante a soldagem, como dissolução, coalescimento e também alteração de forma dos principais precipitados. Na figura 5.29, estão expostas lado a lado as imagens via MET da região soldadas das duas amostras discutidas neste tópico. É possível constatar que as ligas responderam de forma bem diferente a soldagem FSW, já que tivemos duas subestruturas bem diferentes nos dois casos. O principal ponto que deve ser observado é a temperatura atingida em ambos as soldagens com os parâmetros 250/600 nas duas ligas AA2139 T3 e T8, utilizando das mesmas ferramentas de soldagem, para a liga AA2139 T3 chegou a um pico de 331 °C e para a liga AA2139 T8 o pico foi de 397 °C, isso mostra que a liga AA2139 T8 por apresentar uma resistência mecânica maior do que a liga AA2139 T3, faz com que a ferramenta durante a soldagem exerça

um calor maior ao material durante a soldagem, fato o qual prejudica os precipitados endurecedores.

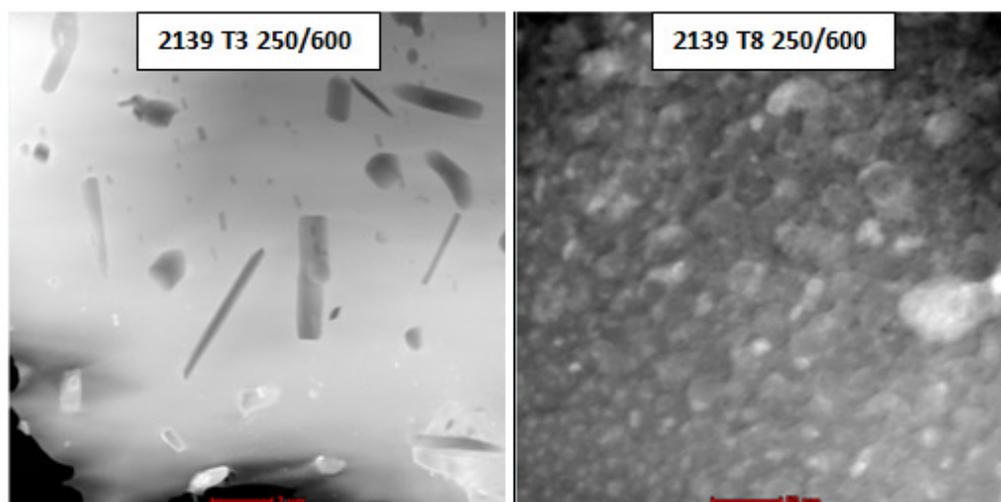


Figura 5.29 Microestrutura via MET das amostras AA2139 soldada no conjunto de parâmetros 250/600 nos dois tratamentos térmicos, T3 e T8.

5.3.2 Conjunto de Parâmetros 1000/1800 (T3 e T8)

Para o conjunto de parâmetros 1000/1800 nas ligas AA2139 T3 e AA2139 T8 foram observadas diferenças microestrutural e nas propriedades mecânicas. Lembrando que para todas as soldas, as ferramentas, a força axial, os ângulos de inclinação assim como o sistema de fixação foram os mesmos e por isso as únicas variáveis são a velocidade de rotação e a velocidade de soldagem, além do tratamento térmico.

A liga AA2139 T3 soldada com 1000/1800 obteve bons resultados metalúrgicos, apresentando poucos precipitados dissolvidos e/ou coalescidos. Conforme apresentado no ensaio de microdureza não tivemos perda de dureza na região soldada, o que indica que a temperatura atingida (243°C) durante a soldagem não foi alta o suficiente para prejudicar os precipitados endurecedores. No entanto, se por um lado a baixa temperatura atingida durante a soldagem foi bom (questões metalúrgicas), do outro acabou

prejudicando a mistura do material durante a soldagem, ou seja, a temperatura máxima atingida durante a soldagem não foi suficiente para que o material atingisse a plasticização necessária para uma boa mistura durante a soldagem, resultando em defeitos em túneis que afetam negativamente as propriedades mecânicas.

Já a liga AA2139 T8 soldada com os parâmetros 1000/1800 obteve resultados metalúrgicos e mecânicos mais satisfatórios para uma liga soldada. Nesse caso, o mesmo conceito que foi utilizado na seção 5.3.1 é válido, no qual a liga AA2139 T8 possui uma resistência maior do que a T3, e por isso quando é realizada uma soldagem mecânica como a FSW, o calor que a ferramenta exerce para realizar a soldagem também é maior. Assim, a temperatura atingida na liga AA2139-T8 (286 °C) não foi tão “baixa” como a da liga AA2139 T3 (243 °C), e por isso que a soldabilidade da liga respondeu de forma mais positiva, ou seja, a mistura do material acabou ficando facilitada com o aumento da temperatura e resultou em uma mistura mais apropriada. No entanto, quando avaliada a questão metalúrgica, esse aumento de temperatura ocasionou na perda de resistência mecânica máxima da liga assim como ductilidade, estando isso relacionado com o coalescimento dos principais precipitados endurecedores, os quais depois de certo tamanho acabam se tornando incoerentes com a matriz de alumínio. Na figura 5.30 são apresentadas as micrografias via MET das duas condições de tratamento térmico, T3 e T8, no conjunto de parâmetros 1000/1800, ambas com o mesmo aumento.

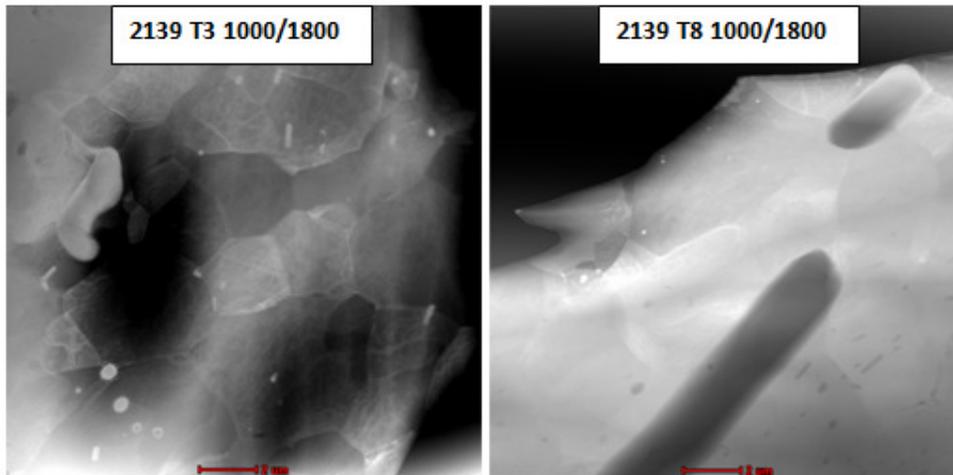


Figura 5.30 Microestrutura via MET das amostras AA2139 soldada no conjunto de parâmetros 1000/1800 nos dois tratamentos térmicos, T3 e T8.

6. CONCLUSÕES

A primeira amostra analisada foi a liga de alumínio AA2139-T3 250/600 a qual apresentou a melhor combinação de parâmetros de soldagem dentre as quatro analisadas neste estudo, isso porque os parâmetros mencionados conseguiram atingir uma temperatura durante a soldagem a qual foi suficiente para manter a resistência mecânica da liga na região soldada. Esse fato foi comprovado no ensaio de tração usando de micro amostras, onde não foi percebido variações na resistência máxima a tração ao longo da seção transversal da amostra. Por outro lado, a amostra apresentou precipitados Ω coalescidos na forma de ripas, os quais não contribuem para a melhoria das propriedades mecânicas da liga.

Já na liga AA2139 T3 1000/1800, um aporte térmico mais baixo foi alcançado, e com isso melhores resultados metalúrgicos foram atingidos, onde os principais precipitados endurecedores praticamente continuaram estáveis durante a soldagem, e no ensaio de microdureza a região soldada não apresentou declínio da dureza em relação ao material de base. No entanto, essa queda de aporte térmico foi alta demais para esta liga, já que mesmo com as boas características metalúrgicas apresentadas, a liga apresentou defeitos visuais em forma de túnel e trincas, isso devido à falta de temperatura durante a soldagem a qual foi insuficiente para realizar a completa mistura do material.

Em resumo para a liga AA2139-T3, por mais que o conjunto de parâmetros 250/600 (aporte térmico mais alto que o 1000/1800) apresentou um bom desempenho, é provável que ainda possa melhorar, essa conclusão veio através da análise da amostra com 1000/1800, a qual possui um aporte térmico mais baixo e com isso atingiu melhores características metalúrgicas. Sendo assim, o conjunto de parâmetros ideal para esta liga provavelmente deve estar entre os aportes térmicos das duas amostras soldadas.

A liga AA2139-T8 foi soldada por FSW com dois conjuntos de parâmetros, 250/600 e 1000/1800, em ambos as propriedades mecânicas atingidas foram similares, sendo há primeira um pouco inferior devido ao aporte térmico ser mais alto, e isso fez com que mais precipitados coalescessem e/ou dissolvessem do que na liga AA2139-T8 1000/1800. Nas duas ligas soldadas,

pode-se dizer que mesmo com o declínio das propriedades mecânicas na região soldada, o resultado foi considerado bom quando comparadas a ligas soldadas na literatura [29-33]. Vale ressaltar que a amostra com menor aporte térmico (AA2139-T8 1000/1800) apresentou melhores resultados metalúrgicos e mecânicos, e por isso, com o intuito de atingir ainda resultados melhores, deve-se diminuir ainda mais o aporte térmico nestas ligas, sempre objetivando uma temperatura suficiente para realizar mistura do material, evitando defeitos de túneis como ocorreu na liga AA2139 T3 1000/1800.

Quando comparamos as ligas com tratamentos térmicos diferentes, a condição T3 após soldada apresentou proporcionalmente melhores características mecânicas e metalúrgicas que a T8. Um fato que comprometeu diretamente as propriedades mecânicas das ligas AA2139-T8 foi que essas ligas são mais resistentes do que as que passaram por envelhecimento natural (T3), e por isso durante a soldagem FSW, a qual é termo-mecânica, a ferramenta transmite uma quantidade maior de calor ao material e isso influencia diretamente na evolução microestrutural da liga soldada. Neste trabalho foi percebido que os aportes térmicos atingidos foram muito altos para esta liga (com exceção da liga AA2139-T3 1000/1800) e que um estudo voltado a aporte térmicos mais baixos deve ser levado em consideração.

Por fim, quando falamos em ligas com tratamentos térmicos diferentes não podemos dizer que os mesmos parâmetros utilizados para uma liga servem para outra mais resistente. No caso, mesmo utilizando exatamente os mesmos parâmetros, como no caso do 1000/1800 para ambas as ligas (T3 e T8) e a mesma ferramenta tivemos resultados completamente opostos, ou seja, um com defeitos visuais consideráveis e com um desempenho mecânico lastimável, e outro com um comportamento considerável bom para ligas soldadas. Isso devido justamente ao calor que a ferramenta transmite ao material que no caso de ligas mais resistentes a força que ela exerce é maior e conseqüentemente o atrito desta com o material aumenta o que gera mais calor, fato que influencia as características metalúrgicas e mecânicas do material.

E o mais interessante a ser verificado na análise entre a liga AA2139 soldadas por FSW com tratamentos térmicos diferentes são as figuras 5.8 (AA2139 T3) e 5.23 (AA2139 T8) as quais são exibidos os gráficos de tensão x deformação. Na figura 5.8 vemos que a condição 250-600 T3 apresentou quase 400MPa de limite de resistência a tração, 290MPa de limite de escoamento e 13% de alongamento. Já na figura 5.23, vemos que a condição com a melhor qualidade de soldagem foi a 1000-1800 T8 com cerca de 420MPa de limite de resistência a tração, 300MPa de limite de escoamento e 6,5% de alongamento, ou seja, após a soldagem FSW, na liga AA2139 T3 conseguiu-se atingir propriedades de resistência mecânica tão altas quanto as da condições T8, e ainda com uma ductilidade muito maior, mostrando que a tecnologia FSW foi muito mais eficaz na liga AA2139 com tratamento térmico T3 do que na T8.

7. SUGESTÕES PARA FUTUROS TRABALHOS

Como sugestões para trabalhos futuros, pode-se destacar dois tipos de estudos. O primeiro focado na liga AA2139 T3, em que devido aos resultados obtidos, sugere um estudo mais aprofundado para chapas soldadas com aportes térmicos entre os estudos nesse caso, ou seja, maior do que o conjunto 1000/1800 e menor do que 250/600. Isso provavelmente revelará um conjunto de parâmetros com uma relação de propriedades mecânicas assim como propriedades metalúrgicas melhor que os apresentados neste estudo.

Por outro lado, na liga AA2139 T8 foi possível ver uma tendência de melhoria com a redução do aporte térmico, sendo assim, vale um estudo em que o aporte térmico seja menor que os utilizados nesse estudo, já que a liga sendo mais resistente, mostrou um pico de calor maior do que nas ligas AA2139 T3. Nesse caso, provavelmente também teríamos uma melhoria das propriedades mecânicas e nas características metalúrgicas.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE ALUMÍNIO. Disponível em: <<http://www.abal.org.br/industria/historia.asp>>. Acesso em: 08 abr. 2009.
- [2] FIORAVANTI, A. S. **Soldagem por FSW de ligas de alumínio ALCLAD AA2024-t3 e AA7075-t6**. 2008. 93 p. Dissertação (Mestrado em Processos de Fabricação) - Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2009.
- [3] JÚNIOR, A. R. **Estrutura integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding – FSW – Requisitos básicos para o projeto estrutural**. 2003. 247f. Dissertação (Mestrado em Mecânica dos Sólidos e Estruturas) - Instituto Tecnológico de Aeronáutica, São José dos Campos, 2003.
- [4] STROMBECK, A. et al. Fracture Toughness Behaviour of FSW Joints in Aluminium Alloys. In: 1ST INTERNACIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 1., 1999, Califórnia. **Proceedings...** Thousands Oaks, 1999.
- [5] THE WELDING INSTITUTE (TWI). **Materials joining technology home page**. Disponível em: <www.twi.co.uk>. Acesso em: 14, 15 e 16 mar. 2007.
- [6] KALEE, S.; MISTRY, A. Friction Stir Welding in automotive body in white production. In: INTERNATIONAL SYMPOSIUM ON FRICTION STIR WELDING, 1., 1999, Califórnia. **Proceedings...** Thousands Oaks: 1999, p. 1-12.
- [7] OLEA, C.A.W. **Influence of energy input in friction stir welding on structure evolution and mechanical behavior of precipitation-hardening in aluminium alloys (AA2024-T351, AA6013-T6 and Al-Mg-Sc)**. 2008. 149 p. Tese de Doutorado – Institute of Materials Research, Ruhr – Universität Bochum, Bochum, Alemanha, 2008.
- [8] ASM Specialty Handbook, **Aluminium and Aluminium Alloy**. Estados Unidos. Dezembro 1993. 794 p.
- [9] International Aluminium Institute. Disponível em: <<http://www.world-aluminium.org/>>. Acesso em: 17 nov. 2008.

- [10] WEBELEMENTS. Disponível em: <<http://www.webelements.com/aluminium/>>. Acesso em: 24 jan. 2009.
- [11] POLMEAR, I. J. Physical metallurgy of aluminum alloys - Wrought aluminum alloys. **Light Alloys**, Nova Iorque, n, p. 18-144, 1989.
- [12] AIRBUS Letter. Agosto de 2005. p. 1-45, 2008 **Publicação interna**.
- [13] THREADGILL, P. L. Friction Stir Welding – the state of the art. **Publicação do TWI**, Relatório 678., Inglaterra, p. 1-99, 1999.
- [14] ASKELAND, D. R. **The Science and Engineering of Materials**. 2ª ed. London: Chapman and Hall, 1998. 863 páginas
- [15] CALLISTER, W. D. **Fundamentals of Materials Science and Engineering**. 5 ed. New York: John Wiley & Sons, Inc. 2001. 952 páginas
- [16] SONG, M.; CHEN, K.; HUANG, L. Effects of Ag addition on mechanical properties and microstructures of Al-8Cu-0.5Mg alloy. **Transactions of Nonferrous Metals Society of China**, Changsha - China, v. 16, n. 4, p. 776-771, ago. 2005.
- [17] GABLE, B.M. et al. Assessment of the aluminum-rich corner of the Al-Cu-Mg-(Ag) phase diagram. **Calphad**, Charlottesville - EUA, v. 32, n. 2, p. 256-267, jun. 2008.
- [18] RINGER, S. P.; SAKURAI, T.; POLMEAR, I. J. Origins of hardening in aged Al-Cu-Mg-(Ag) alloys. **Acta Materialia**, Clayton - Austrália, v. 45, n. 9, p. 3731-3744, set. 1997.
- [19] SUN, L. et al. First-principles investigation of the structure and synergistic chemical bonding of Ag and Mg at the Al | X interface in a Al-Cu-Mg-Ag alloy. **Acta Materialia**, Raleigh-EUA, v.57, n.12, p. 3522-3528, jul. 2009.

- [20] RINGER, S.P. et al. Nucleation of Precipitates in Aged Al-Cu-Mg-(Ag) Alloys with High Cu:Mg Ratios. **Acta Materialia**, Clayton - Austrália, v. 44, n. 5, p. 1883-1898, 1996.
- [21] BAKAVOS, D. et al. The effect of silver on microstructural evolution in two 2xxx series Al-alloys with a high Cu: Mg ratio during ageing to a T8 temper. **Materials Science and Engineering: A**, Manchester - UK, v. 491, n. 1-2, p. 214–223, 2008.
- [22] VURAL, M.; CARO, J. Experimental analysis and constitutive modeling for the newly developed AA2139-T8 alloy. **Materials Science and Engineering: A**, Chicago - EUA, v. 520, n. 1-2, p. 56–65, 2009
- [23] HUTCHINSON, C. R. et al. On the Origin of the High Coarsening Resistance of Plates in Al–Cu–Mg–Ag Alloys. **Acta Materialia**, Charlottesville - EUA, v. 49, n. 14, p. 2827–2841, 2001.
- [24] CHO, A.; BES, B. Damage Tolerance Capability of an Al-Cu-Mg-Ag Alloy (AA2139). **Materials Science Forum**, Ravenswood – EUA, v. 519-521, p. 603-608, 2006.
- [25] KEY TO METALS NONFERROUS. Disponível em: <www.key-to-nonferrous.com>. Acesso em: mar. 2009.
- [26] L.A. ALUMÍNIOS. Disponível em: <<http://www.la-aluminios.com>>. Acesso em: fev. 2009.
- [27] METALMUNDI.COM. Disponível em: <<http://www.metalmundi.com>>. Acesso em: abr. 2009.
- [28] MATHERS, G. **The welding of aluminium and its alloys**. 1. ed. Inglaterra: Woodhead Publishing LTDA, 2002. 236 páginas
- [29] ROSALES, M.J.C. **Variações do *backing bar* no estudo da transferência de calor em ligas aeronáuticas de alumínio quando soldadas por *friction stir welding* (FSW)**. São Carlos: UFSCar/DEMA, 2009. 29 p. Qualificação para Defesa de Mestrado.

- [30] PINELLI, J.A. **Avaliação microestrutural da liga Al 380 soldada pelo processo Friction Stir Welding - FSW.** São Carlos: UFSCar/DEMa, 2006. 39 p. Trabalho de Iniciação Científica.
- [31] CARLETTI, C.B. **Propriedades mecânicas de juntas sobrepostas da liga Al 6061 soldadas por FSSW.** 2002. 83 p. Dissertação (Mestrado em Metalurgia) – Centro de Ciências Exatas e Tecnologia, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 2002.
- [32] KIM, Y.G. et al. Three defects types in friction stir welding of aluminum die casting alloy. **Materials Science and Engineering: A**, v. 415, n.1-2, p. 250-254, 15 jan. 2006. Disponível em: < <http://www.sciencedirect.com/>>. Acesso em: out. 2008.
- [33] CHO, A. et. al. **Development and processing Improvement of Aerospace Aluminum Alloys.** Hampton, Virginia: Dezembro/2007. 227 p. Relatório Técnico da NacionaI Aeronautics and Space Administration (NASA).
- [34] THE ALUMINUM ASSOCIATION. **Teal Sheets 2009.** Disponível em: < <http://www.aluminum.org/>>. Acesso em: ago. 2009.
- [35] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E384-99 Standard Test Method for Microindentation Hardness Materials.** Philadelphia: Annual Book of ASTM Standards, 2000. p. 199-205.
- [36] EUROPEAN COMMITTEE FOR STANDARDIZATION (CEN). **DIN EN 895 Destructive Tests on Welds in Metallic Materials – Transverse Tensile Test.** Brussels: 1995. p. 199-205.
- [37] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E 3-95 Standard Practice for Preparation of Metallographic Specimens.** Philadelphia: Annual Book of ASTM Standards, 2000. p. 1-18.
- [38] AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS (ASTM). **ASTM E 340-95 Standard Test Method for Macroetching Metals and Alloys.** Philadelphia: Annual Book of ASTM Standards, 2000. p. 385-395.

[39] GOM: optical measures techniques. Disponível em: <<http://www.gom.com> >. Acesso em: mai. 2008.

[40] SHUKLA, A.K.; Baeslack III, W.A. Process-Property Relationships and Microstructure evolution in Friction Stir Welded thin sheet 2024 –T3 Aluminum Alloy. In: 7TH INTERNATIONAL CONFERENCE ON TRENDS IN WELDING RESEARCH, 7., 2005, USA **Proceedings...** Georgia-USA: 2005. p. 16-20.

[41] SHUKLA, A.K.; Baeslack III, W.A. Effect of process conditions on microstructure evolution and mechanical properties of friction stir welded thin sheets 2024-T3. In: 6th International Symposium on Friction Stir Welding, 6., 2006, Canadá. **Proceedings...** 2006. p. 6-13