

UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO
ESCOLA DE ENGENHARIA DE SÃO CARLOS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS E MANUFATURA

EVANDRO MENASSI SIQUEIRA

Avaliação microestrutural de juntas similares e dissimilares de chapas de alumínio – lítio soldadas por fricção-mistura, com destaque para o comportamento da propagação de trincas por fadiga na liga AA2198-T851 de junta similar tanto em ar quanto em meio salino.

São Carlos, São Paulo

Junho de 2020

EVANDRO MENASSI SIQUEIRA

Avaliação microestrutural de juntas similares e dissimilares de chapas de alumínio – lítio soldadas por fricção-mistura, com destaque para o comportamento da propagação de trincas por fadiga na liga AA2198-T851 de junta similar tanto em ar quanto em meio salino.

Trabalho de conclusão de curso apresentado ao Departamento de Engenharia de Materiais, da Escola de Engenharia de São Carlos, da Universidade de São Paulo, como parte dos requisitos necessários para conclusão de curso de Graduação em Engenharia de Materiais e Manufatura.

Área de concentração: Engenharia de Materiais

Orientadora: Profa. Dra. Lauralice de Campos F. Canale

São Carlos, São Paulo

Junho de 2020.

AUTORIZO A REPRODUÇÃO TOTAL OU PARCIAL DESTA
TRABALHO, POR QUALQUER MEIO CONVENCIONAL OU ELE-
TRÔNICO, PARA FINS DE ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CI-
TADO A FONTE. ESTUDO E PESQUISA, DESDE QUE CITADA A
FONTE.

Ficha catalográfica elaborada pela Biblioteca Prof. Dr. Sérgio Rodrigues Fontes da
EESC/USP com os dados inseridos pelo(a) autor(a).

Menassi Siqueira, Evandro

MM93aa Avaliação microestrutural de juntas similares e
dissimilares de chapas de alumínio - lítio soldadas
por fricção-mistura, com destaque para o comporta-
mento da propagação de trin-cas por fadiga na liga
AA2198-T851 de junta similar tanto em ar quanto em
meio salino. / Evandro Menassi Siqueira; orientador
Lauralice de Campos F. Canale. São Carlos, 2020.

Monografia (Graduação em Engenharia de Materi-
ais e Manufatura) -- Escola de Engenharia de São
Carlos da
Universidade de São Paulo, 2020.

1. Solda fricção-mistura; . 2. Ligas de alu-
mínio. 3. Liga AA2198-T851. 4. Caracterização mi-
croestrutural.

Eduardo Graziosi Silva - CRB - 8/8907

FOLHA DE AVALIAÇÃO

Candidato: Evandro Menassi Siqueira

Título: Avaliação microestrutural de juntas similares e dissimilares de chapas de alumínio - lítio soldadas por fricção-mistura, com destaque para o comportamento da propagação de trincas por fadiga na liga AA2198-T851 de junta similar tanto em ar quanto em meio salino.

Trabalho de Conclusão de Curso apresentado à
Escola de Engenharia de São Carlos da Universidade
de São Paulo Curso de Engenharia de Materiais e Ma-
nufatura.

BANCA EXAMINADORA

Profa. Dra. Lauralice de Campos F. Canale

Instituição: SMM-EESC - USP

Nota atribuída: 10,0 (dez)



Prof. Dr. Haroldo Cavalcante Pinto

Instituição: SMM-EESC - USP

Nota atribuída: 10,0 (dez)

Prof. Dr. José Benedito Marcomini

Instituição: SMM-EESC - USP

Nota atribuída: 10,0 (dez)

Média: 10,0 (dez)

Resultado: Aprovado

Data: 19/06/2020

Este trabalho tem condições de ser hospedado no Portal Digital da Biblioteca da EESC.

SIM [X] NÃO [] Visto do orientador



RESUMO

MENASSI SIQUEIRA, E. **Avaliação microestrutural de juntas similares e dissimilares de chapas de alumínio – lítio soldadas por fricção-mistura, com destaque para o comportamento da propagação de trincas por fadiga na liga AA2198-T851 de junta similar tanto em ar quanto em meio salino.** Trabalho de Conclusão de Curso – Departamento de Engenharia de Materiais e Manufatura – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, São Carlos, 2020.

Este estudo busca analisar as características microestruturais de chapas de alumínio – lítio soldadas por fricção e mistura (friction stir welding – FSW). Por se tratar de um processo de união relativamente novo e com potenciais vantagens de aplicação, maior compreensão se mostra imprescindível visando validar o uso em aeronaves como alternativa ao processo de rebitagem. Assim sendo, os estudos se basearam em Microscopia Óptica (MO), Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), Difractometria de Elétrons Retroespalhados (EBSD), perfil de dureza em juntas similares e dissimilares em diversas ligas de alumínio e em ensaios de propagação de trincas por fadiga para a liga AA2198-T85, foco deste trabalho. Como resultado, destaca-se a relação entre o adequado ajuste dos parâmetros de soldagem e os tipos de precipitados formados pós soldagem que podem dificultar o crescimento de trincas durante a sollicitação mecânica de um dado componente.

Palavras chave: 1. Solda fricção-mistura; 2. Ligas de alumínio; 3. Liga AA2198-T851; 4. Caracterização microestrutural.

ABSTRACT

MENASSI SIQUEIRA, E. **Microstructural evaluation of similar and dissimilar joints of the aluminum-lithium sheets welded by friction stir welding, with emphasis on the behavior of fatigue crack propagation in AA2198-T851 alloy of the similar joint in air and in the saline environment.** São Carlos School of Engineering, University of São Paulo, 2020.

This study seeks to analyze the microstructural characteristics of the aluminum-lithium sheets welded by friction stir welding (FSW). As it is a relatively new joining process and with potential application advantages, greater understanding is essential in order to validate the use in aircraft as an alternative to the riveting process. Therefore, the studies were based on Optical Microscopy (MO), Scanning Electron Microscopy (SEM), Backscattered Electron Diffractometry (EBSD), hardness profile in similar and dissimilar joints in several aluminum alloys and tests of fatigue crack propagation for alloy AA2198-T85, the focus of this work. As a result, the relationship between the appropriate adjustment of the welding parameters and the types of precipitates formed after welding can be highlighted, which can hinder the growth of cracks during the mechanical request of a given component.

Key-words: 1. Friction Stir Welding; 2. Aluminum alloys; 3. Alloy AA2198-T851; 4. Microstructural characterization.

SUMÁRIO

1. INTRODUÇÃO.....	1
2. OBJETIVOS.....	2
3. JUSTIFICATIVA DO PROJETO	3
4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA	3
4.1. Desenvolvimento das ligas alumínio – lítio	3
4.2. Classificação das ligas de alumínio	5
4.2.1. Ligas trabalhadas mecanicamente (“wrought alloy”).....	5
4.3. Ligas de alumínio da série 2XXX.....	9
4.3.1. Al – Cu – Li.....	9
4.3.2. Liga de alumínio AA2198	10
4.3.3. Liga de alumínio AA2524	11
4.3.4. Liga de alumínio AA2050	12
4.4. Ligas de alumínio da série 7XXX.....	13
4.4.1. Liga de alumínio AA7050	14
4.5. Processo de soldagem por FSW (“Friction Stir Welding”)	15
4.6. Regiões da junta soldada	18
4.7. Processo termomecânico associado com a FSW.....	20
4.8. Parâmetros da FSW	21
4.8.1. Geometria da ferramenta	22
4.8.2. Parâmetros de soldagem	23
4.9. Fadiga em componentes mecânicos	24
4.9.1. Vida em fadiga	25
4.9.2. Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN versus ΔK).....	27
5. MATERIAIS E MÉTODOS.....	30
5.1. Chapas da liga de alumínio – lítio utilizadas	30
5.2. Processo de soldagem	31
5.3. Projeto da ferramenta de soldagem	33
5.4. Caracterização metalográfica.....	37
5.4.1. Análise de microscopia.....	37
5.4.2. Análise de microdureza	37
5.4.3. Análise EBSD (“electron back scatter diffraction”).....	38

5.5. Ensaio de propagação de trinca por fadiga e corrosão-fadiga	38
5.5.1. Corpos de prova utilizados	40
5.5.2. Projeto da câmara para ensaio no meio salino	41
6. RESULTADOS E DISCUSSÕES	43
6.1. Testes realizados para ajustar os parâmetros de soldagem e o projeto do ferramental de soldagem	43
6.1.1. Solda – Teste 1	43
6.1.2. Solda – Teste 2	47
6.1.4. Solda – Teste 4	52
6.2. Análise microestrutural por microscopia ótica	53
6.2.1. Análise microestrutural das juntas similares da AA2198-T851	53
6.2.2. Análise microestrutural das juntas similares da AA2524-T3	56
6.2.3. Análise microestrutural da junta dissimilar da AA2050-T84 - AA7050-T7451 ..	58
6.3. Microdureza	60
6.3.1. Microdureza das chapas AA2198-T851	60
6.3.2. Microdureza das chapas AA2524-T3	63
6.3.3. Microdureza da junta dissimilar	64
6.4. Estudo de EBSD	65
6.4.1. EBSD das chapas AA2198-T851	65
6.4.2. EBSD das chapas AA2524-T3	68
6.4.3. EBSD da junta dissimilar	70
6.5. Propagação de trinca por fadiga	75
7. CONCLUSÃO	77
8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	79
ANEXO I – Ferramenta projetada	83
ANEXO II – Pino projetado	84
ANEXO III – Camisa para o pino	85
ANEXO IV – Pino projetado	86

1. INTRODUÇÃO

A indústria aeronáutica tem buscado por novas alternativas de processamento e de materiais, visando assegurar a melhoria da integridade estrutural, aperfeiçoar o desempenho, reduzir custos de produção e manutenção, além de diminuir as incidências de falhas que possam colocar a vida de muitas pessoas em risco. Como exemplo desse progresso técnico e científico, destacam-se as ligas de alumínio – lítio, cuja a microestrutura garante boa resistência à corrosão e à propagação de trinca por fadiga em peças cada mais leves e com elevado módulo de elasticidade. Estudos mostram que a chave para compreender o mecanismo de propagação de trinca está, de modo geral, no entendimento dos fatores que afetam o movimento das discordâncias, como, por exemplo, a presença de precipitados de segunda fase, tamanho e contornos de grãos e ângulo entre os mesmos [1, 2 e 3]. Isso se justifica pelo fato de sempre na ponta de uma trinca existe um processo de deformação plástica, processo este que, para existir, dependerá da movimentação das discordâncias. Dessa forma, a deformação plástica pode ser usada como um parâmetro de controle na vida em fadiga. Assim sendo, qualquer característica microestrutural que concentre tensões locais e grandes quantidades de discordâncias (as quais tenderão a se movimentar dentro dos sistemas de escorregamento preferencial), serão consideradas indesejáveis e poderão contribuir com o processo de nucleação de trincas, além de acelerar a perda de propriedades mecânicas que ocorrem em função da natural interação entre o meio e o metal. O segredo para entender essa influência nas ligas de alumínio comerciais está na compreensão dos precipitados cisalhantes (PC) e zonas livres de precipitados (ZLP) [3]. Estes, por sua vez, tendem a não oferece consideráveis barreiras ao movimento das discordâncias e/ou atuam como concentradores de tensões nos pontos triplos dos contornos de grãos. Deste modo, dependendo do tratamento de envelhecimento que a liga de alumínio foi exposta, as condições de tensões aplicadas no material, a distribuição dos tamanhos de grãos, a presença de precipitados que estarão coerentes ou não com a matriz, dentre outros, poderão atuar positivamente contra os movimentos das discordâncias e elevando a vida em fadiga do material.

Por outro lado, numa visão com menos enfoque na microestrutura, sabe-se que nas aeronaves as chapas da fuselagem ainda são unidas por rebiteagem, que pode resultar em problemas, como a redução das propriedades mecânicas (devido aos furos por onde

passam os rebites), aumento do peso estrutural e o surgimento de um mecanismo de falha que causa a aceleração da trinca por fadiga [4]. Como proposta de solução, pode-se citar a soldagem por fricção e mistura (*Friction Stir Welding* ou simplesmente FSW), visto que proporciona uma melhora na eficiência estrutural, elevando a vida em fadiga e intervalos, além de promover excelente acabamento superficial. É válido destacar que este processo foi desenvolvido na década de 90 pelo TWI (*The Welding Institute*) no Reino Unido.

O grande diferencial da FSW consiste no fato de o atrito da ferramenta gerar calor suficiente a ponto de amolecer o material sem fundi-lo, evitando a formação da fase líquida. Em função disso, a FSW é adequada para materiais difíceis de serem unidos por meios convencionais a arco, tais como as ligas de alumínio endurecidas por precipitação. Deve-se ressaltar que esta técnica de soldagem é capaz também de juntar materiais dissimilares, além de produzir juntas de baixa distorção, de pouca porosidade e praticamente sem trincas de solidificação.

Por se tratar de uma técnica relativamente recente, assuntos como tensões residuais, fadiga e corrosão-fadiga ainda necessitam de maiores esclarecimentos. A influência da microestrutura do material soldado é uma forma de compreender melhor o comportamento de tais fenômenos e de buscar explicações para os inúmeros problemas relacionados à FSW. Assim sendo, a validação desta técnica depende de muitos estudos que possam explicar e prever o comportamento mecânico das regiões unidas por este processo.

2. OBJETIVOS

Este estudo tem por objetivo realizar a caracterização microestrutural do metal base e da região das soldas similares e dissimilares realizadas pelo processo de fricção e mistura (FSW) em ligas Al - Li (AA2198, AA2524, AA2050 e AA7050) de uso aeronáutico com foco na AA2198-T851. Os resultados deste estudo serão associados aos comportamentos em fadiga, numa tentativa de fornecer maiores entendimentos do efeito da orientação cristalográfica no caminho da trinca de fadiga.

3. JUSTIFICATIVA DO PROJETO

Até o momento o processo FSW apresenta-se como uma das alternativas mais viáveis no que diz respeito a soldagem de ligas de alumínio, visto que se trata de um processo derivado da soldagem por fricção, sendo que a união ocorre sem atingir a temperatura de fusão. Portanto, a soldagem acontece no estado sólido, eliminando assim defeitos típicos das soldas tradicionais. Em adição, o processo FSW apresenta grande potencial de aplicação para grandes volumes de produção no ambiente da indústria aeronáutica, automobilística e naval, pois proporciona a obtenção de soldas de boa qualidade e com baixo índice de rejeição. Além disso, as propriedades mecânicas são, de modo geral, iguais ou superiores as obtidas pelos processos convencionais de união por fusão ou por aquela que usa rebites, permitindo a redução de peso e o consumo de combustível.

Em adição, o uso de ligas de Al-Cu-Li vem atraindo o interesse da indústria aeronáutica por apresentar combinação de uma mais baixa densidade e boas propriedades mecânicas e de corrosão, tornando-se viável e competitiva na confecção de partes aeronáuticas.

4. REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

4.1. Desenvolvimento das ligas alumínio – lítio

Procurando resolver a limitação da resistência mecânica do alumínio puro e aproveitando a sua baixa densidade, Alfred Wilm, em 1902 na Alemanha, descobriu o fenômeno de endurecimento por envelhecimento (mais conhecido como envelhecimento por precipitação). Dando continuidade aos seus estudos, pequenas quantidades de magnésio e manganês foram adicionados à sua liga inicial, resultando no desenvolvimento de um material com boas propriedades mecânicas, que ficou conhecido como duralumínio [4].

Em 1919, Merica e seus colegas conduziram pesquisas a respeito do duralumínio de Wilm e concluíram que a causa do endurecimento por envelhecimento era a precipitação a partir de uma solução sólida supersaturada. Segundo as explicações fornecidas na época, a chave para tal fenômeno seria a redução da solubilidade dos elementos de liga

com a redução da temperatura a partir do estado líquido, especulando também a respeito da possibilidade de se obter fina dispersão de partículas na matriz, introduzindo o conceito de tamanho crítico de partícula capaz de contribuir com a melhoria da resistência mecânica das ligas de alumínio [4].

Em paralelo com as descobertas realizadas por Merica e seus colegas, estudos na Alemanha começaram a explorar cada vez mais as propriedades apresentadas nas ligas de Al-Li em função da elevada solubilidade do lítio no alumínio em altas temperaturas. Desta forma, a primeira liga comercial de alumínio contendo lítio foi fabricada na Alemanha a qual foi nomeado como “Scleron”, contendo a seguinte composição química: Al – 12 Zn – 3 Cu – 0,6 Mn – 0,1 Li. Esse material se destacou em função da sua considerável resistência ao intemperismo, elevada resistência à tração e corrosão, sendo superiores a qualquer outra liga de alumínio trabalhada a frio [4].

Deve-se destacar que interesse pelo uso do lítio em ligas de alumínio se deve ao grande potencial de produção de peças com elevada resistência e baixa densidade. Isso só possível pois a cada 1% de Li, em peso, adicionado ao Al, a densidade do produto final reduz em 3%, sendo que o módulo de elasticidade pode ser elevado em até 6%, além de contar com a formação de uma matriz marcada por precipitados endurecedores [5].

Assim sendo, conforme dito anteriormente, as primeiras ligas de Al - Li foram desenvolvidas na década de 1920 e apenas nos anos 50 passaram a ter aplicações na indústria aeroespacial com a liga 2020 (Al – 1.21 Li – 4.45 Cu – 0.51 Mn – 0.20 Cd, em %p), dando início a primeira geração das ligas Al – Li. Na década de 80 a segunda geração foi desenvolvida, com destaque para a liga 8090 (Al – 2.5 Li – 1.11 Cu – 1.16Mg – 0.16 Zr, em %p). Em geral, as ligas da segunda geração apresentaram melhorias, como a redução da densidade, aumento no módulo elástico e na vida em fadiga [5].

Em contrapartida, as duas primeiras gerações apresentavam problemas de ductilidade e considerável anisotropia nas propriedades de tração. Para contornar esses e outros defeitos, foram desenvolvidas novas ligas de alumínio – lítio, acarretando na terceira geração dessa mesma classe de ligas, as quais ficaram conhecidas também pela elevada tolerância ao dano. Essa nova geração de ligas Al-Li é produzida com reduzidas concentrações de Li (entre 0,75 ~ 1,8 %p) e apresentam melhor resistência a corrosão, boa combinação entre resistência e tenacidade e compatibilidade com os processos convencionais [5].

4.2. Classificação das ligas de alumínio

A classificação das ligas de alumínio se dá em função dos elementos de liga presentes e pelo método de processamento utilizado, ou seja, se a matéria prima é fundida (“cast alloy”) ou se a peça assume sua forma final por meio de deformações plásticas (“wrought alloy”). A classificação utilizada segue os parâmetros definidos pela *The Aluminum Association* (A.A), segundo as Especificações AAH35.1 – 2000 [6]. Neste trabalho, o destaque será dado apenas para as ligas trabalhadas mecanicamente (“wrought alloy”).

4.2.1. Ligas trabalhadas mecanicamente (“wrought alloy”)

O sistema de classificação baseia-se no uso de 4 dígitos, sendo o primeiro responsável por indicar o elemento de liga em maior quantidade. O segundo, por sua vez, está relacionado com as modificações da liga original ou com os seus limites de pureza. Se este é zero, tem-se uma liga originalmente desenvolvida, enquanto que quando ocorrem alterações de composição, os números de 1 a 9 são adicionados. Por fim, os dois últimos dígitos evidenciam as diferentes ligas dentro de cada grupo ou seus níveis de pureza [6,7]. A tabela 1, indicada a seguir, mostra a nomenclatura convencionada pela Aluminum Association.

Tabela 1: Nomenclatura convencionada pela Aluminum Association para as ligas de alumínio na forma de chapa e placas trabalhadas mecanicamente. Adaptado de [6].

Elementos presentes	Classificação
Alumínio com pureza mínima de 99%	1XXX
Cobre	2XXX
Manganês	3XXX
Silício	4XXX
Magnésio	5XXX
Magnésio e silício	6XXX
Zinco	7XXX
Outros elementos	8XXX
Série não utilizada	9XXX

É válido ressaltar as seguintes observações deste sistema [7]:

- Um elemento de liga é considerado qualquer elemento químico intencionalmente adicionado para qualquer propósito, exceto como refinador de grãos;
- As ligas 2XXX a 8XXX são rotuladas de acordo com o elemento de liga presente em maior quantidade. A exceção ocorre na situação em que a liga é anteriormente registrada numa série, e posteriormente modificada;
- Os últimos dois dígitos presentes na série 1XXX, alumínio puro, indicam a porcentagem mínima do alumínio presente;
- As ligas experimentais também são classificadas por intermédio deste sistema, porém utiliza-se o prefixo X. Este prefixo não é mais empregado no momento em que esta liga já é disponível comercialmente.

Dito isto e seguindo o conteúdo apresentado pela tabela 1, tem-se a seguir uma breve descrição de cada uma dessas séries.

Série 1XXX: corresponde ao alumínio com elevado grau de pureza, com pelo menos 99% de Al. Esta liga é marcada pela excelente resistência à corrosão, elevada condutividade elétrica e térmica, além de ser facilmente trabalhada a frio em função das baixas propriedades mecânicas. Elementos como, por exemplo, ferro, silício e zinco podem ser intencionalmente adicionados [7].

Série 2XXX: está serie contém cobre e a fase CuAl_2 e/ou magnésio (fase CuMgAl_2) como elementos de liga. A grande vantagem dessa classe é a melhoria das propriedades mecânicas após tratamento térmico de envelhecimento natural ou artificial, os quais podem propiciar valores de limites de escoamento superiores aos dos aços estruturais de médio teor de carbono. Em contrapartida, tais ligas não têm um bom desempenho quando o assunto é corrosão, visto que, quando expostos a elevadas temperaturas, sofrem corrosão intergranular [7].

Série 3XXX: é umas das séries que não são tratáveis, em outras palavras, não há aumento das propriedades mecânicas via tratamento térmico. Em adição, o manganês é elemento de liga principal e as ligas desta série são marcadas pelas elevadas propriedades mecânicas quando comparadas com as da série 1XXX [7].

Série 4XXX: o silício é o principal elemento de liga desta série, na qual em quantidade máxima de 12% produz uma gradual diminuição da temperatura de fusão quando fundida. As ligas Al-Si também não são tratáveis termicamente e, da mesma forma que as ligas da série 3XXX, suas propriedades mecânicas só podem ser melhoradas pelo trabalho a frio, visando obter um endurecimento por deformação (o encruamento) [7].

Série 5XXX: essa série também não é tratada termicamente, sendo necessário passar por um trabalho a frio, conforme dito anteriormente. Agora tem-se o magnésio como o principal elemento de liga, sendo muito eficiente para elevar a dureza em relação ao alumínio puro, isso quando o teor daquele for superior a 0,8%. A excelente soldabilidade e a resistência à corrosão em meio salino é o grande destaque deste tipo de material. Em oposição, caso os teores de magnésio sejam maiores que 3,5%, as ligas desta série estarão sujeitas à corrosão sob tensão a partir de temperaturas superiores as 65 °C [7].

Série 6XXX: as ligas são tratáveis termicamente e são caracterizadas pela combinação dos elementos de liga magnésio e silício na matriz de alumínio. No envelhecimento artificial, nota-se a formação de grandes quantidades de precipitados de silicato de

magnésio (Mg_2Si), sendo que sua distribuição e quantidade podem ser utilizados para analisar a eficiência do tratamento térmico e ditarão o desempenho das propriedades mecânicas [7].

Série 7XXX: o zinco é o elemento de liga predominante, sendo encontrado na faixa de 1 ~ 8%. Quando o zinco é combinado com o magnésio (0,1 ~ 3,0%) o resultado é uma liga tratável termicamente de maiores propriedades mecânicas possíveis, o que poderia justificar os consideráveis valores de tenacidade à fratura e a extensa aplicação em estruturas primárias e secundárias de aeronaves. Outros elementos de ligas podem ser adicionados em pequenas quantidades, como, por exemplo, cobre e cromo [7].

Série 8XXX: são as ligas formadas por vários elementos químicos não destacados na tabela, como ocorre com as ligas de alumínio com elementos de terras raras e metais de transição [7].

Além disso, pode-se acrescentar que a necessidade de se produzir componentes mecânicos aeronáuticos cada vez mais leves e com bom desempenho fez com que novas ligas, tratamentos térmicos e métodos de conformação fossem desenvolvidos. Conforme destacado anteriormente, melhorias nas propriedades mecânicas das ligas de alumínio podem ser obtidos, por exemplo, por meio da adição de elementos de liga, tais como o cobre, magnésio, manganês e também pela combinação de todos. Incrementos adicionais também podem ser alcançados por tratamentos térmicos de solubilização, têmpera, envelhecimento ou trabalho de deformação a frio. Entretanto, nem todas as ligas, conforme mencionado, podem ser tratadas termicamente, resultando também na seguinte classificação, conforme as Especificações A.A. H35.1 [6,7].

O tratamento térmico a ser realizado segue alguns estágios. O primeiro consiste na formação de uma estrutura endurecida por precipitação é promover um tratamento térmico de solução (“solution heat treatment”, ou simplesmente **SHT** “). O **SHT** corresponde a etapa de alta temperatura em que as chapas são submetidas para se obter uma condição de solução sólida monofásica (“single-phase solid-solution condutcion”). Em seguida, as peças passam pela têmpera para obter uma solução sólida supersaturada, que irá se decompor para formação de duas fases: a matriz e os precipitados. Essa decomposição pode ocorrer em temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou quando as peças são expostas a temperaturas elevadas para promover a decomposição (envelhecimento artificial) [8]. A formação destes precipitados atua também como barreiras para o movimento das

discordâncias, promovendo a melhoria da dureza e das demais propriedades mecânicas, como, por exemplo, a tensão de escoamento. A seguir tem-se a designação dos tratamentos comuns das ligas de alumínio [8]:

- **T3:** SHT + trabalho a frio + envelhecimento natural;
- **T4:** SHT + envelhecimento natural;
- **T6:** SHT + envelhecimento artificial;
- **T8:** SHT + trabalho a frio + envelhecimento artificial;
- **T7:** SHT + envelhecimento artificial além dos tempos máximos de envelhecimento.

4.3. Ligas de alumínio da série 2XXX

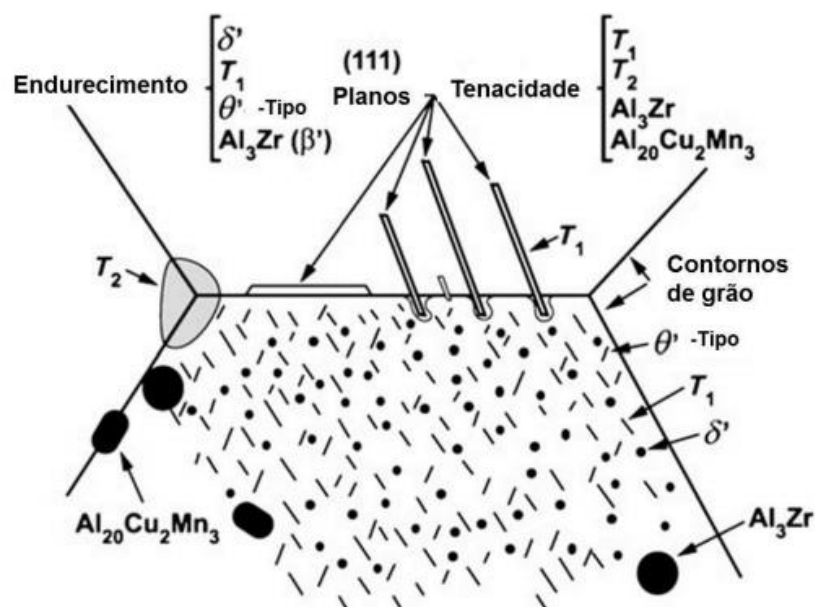
Nas ligas de alumínio da série 2XXX o aumento da resistência é proporcionado pela adição dos elementos cobre (Cu) e magnésio (Mg). Além do aumento da resistência mecânica, o Cu melhora as propriedades em fadiga e aumenta a resistência a elevadas temperaturas das ligas na qual está presente [9]. Entretanto, a presença de cobre na liga afeta negativamente a sua resistência a corrosão, pois o cobre tem tendência a se depositar nos contornos de grão, tornando o metal muito susceptível a corrosão por pite, intergranular e sob tensão [10].

4.3.1. Al – Cu – Li

As ligas de Al – Cu – Li são submetidas ao trabalho a frio (estiramento, laminação a frio, dentre outros processos) preliminares ao envelhecimento artificial para introduzir discordâncias que proporcionem sítios de baixa energia de nucleação para precipitados endurecedores, levando a um refinamento da microestrutura dos precipitados e à prevenção da precipitação nos contornos de grãos durante o envelhecimento. A máxima resistência mecânica é atingida quando é obtida uma microestrutura composta pelos precipitados T_1 (Al_2CuLi), δ' (Al_3Li) e Θ' (Al_2Cu) finamente dispersos na matriz [7]. Os efeitos da deformação a frio antes do envelhecimento na resistência e tenacidade nos produtos de ligas de Al-Li são devido à alta tendência da fase T_1 de nuclear nas discordâncias. O trabalho a frio antes

do envelhecimento promove o aumento do número de precipitados [7]. A figura 1, indicada abaixo, evidencia os precipitados.

Figura 1: Representação da microestrutura dos precipitados nas ligas Al-Li 2198 [7].



4.3.2. Liga de alumínio AA2198

Esta liga pertence a terceira geração e é marcada pela excelente combinação de propriedades mecânicas, como, por exemplo, a tolerância ao dano. Esta liga é do tipo ternária Al -Cu -Li, que pode ser endurecida por precipitação, permitindo, deste modo, o tratamento térmico de produtos com configurações finais (“near net shape”) de elevadas resistência e tenacidade. O grande responsável pelo bom desempenho mecânico da AA2198 é a boa dispersão do precipitado da fase T_1 (Al_2CuLi) com alta razão de aspecto (cerca de 1,3 nm de espessura por 50 nm de diâmetro) [7,11]. As ligas da série 2XXX tem o cobre como principal elemento de liga, sendo a AA2198 marcada também pela presença do lítio, e como já comentado, o qual promove a redução da densidade e aumenta o módulo elástico. Na condição de tratamento térmico T8, o metal passa pela etapa de solubilização, trabalho a frio e, por fim, é envelhecido artificialmente. Quando a AA2198 é comparada com, por exemplo, a AA2024, aquela apresenta maior limite de escoamento, melhor tolerância ao dano e resistência a corrosão e fadiga, tornando-a ideal para aplicações na fuselagem de aeronaves [7].

O estado final de precipitação é obtido por meio de uma sequência complexa que envolve agrupamentos de solutos, zonas GP (Guinier-Preston), e fases T_1 , δ' e Θ' . Mesmo com a existência de outros tipos de fases, como S e Θ'/Θ'' , a T_1 é a que apresenta importância metalúrgica, visto que se encontram nos planos {111} da matriz e são eficazes no bloqueio das discordâncias. [7, 12, 13]. A tabela 2 indica a composição química da liga AA2198-T851.

Tabela 2: Composição química da liga de alumínio aeronáutico de alta resistência AA2198-T851 (GAMBONI, 2011; MORETO, 2012).

Elemento Químico	Mínimo	Máximo	2198-T851
Li	0,80	1,10	1,01
Cu	2,90	3,50	3,68
Mg	0,25	0,80	0,31
Mn	0,50	-	ND*
Zr	0,04	0,18	0,12
Ag	0,10	0,50	ND*
Si	0,08	-	0,03
Ti	0,10	-	0,03
Fe	0,10	-	0,08
Zn	0,35	-	0,01
Al	Restante	Restante	Restante

*ND- Não detectado

4.3.3. Liga de alumínio AA2524

A partir da liga de alumínio 17S/2017 a empresa ALCOA, em 1931, realizou cujo resultado final foi a liga 24S, sendo em seguida rebatizada de 2024, tornando-se a liga mais famosa da série 2XXX [8]. Constantes refinamentos nas composições químicas, em especial quanto à presença de impurezas, foram realizados pela ALCOA na liga original 24S/2024, que resultaram no surgimento das ligas 2124, 2224, 2324 e, finalmente, a 2524 no final da década de 80. Esta última liga passa por rígido controle de impurezas, como, por exemplo, ferro e silício, visando assegurar melhores propriedades mecânicas. A tabela 3, indicada a seguir, destaca a composição química desta liga.

Tabela 3: Especificação da composição química da liga de alumínio AA 2050 (% em peso) [8].

Elemento químico	Percentual em peso (%)
Cu	4,00 -4,50
Mg	1,20-1,60
Mn	0,45-0,70
Zn	0,15 máx.
Fe	0,12 máx.
Ti	0,10 máx.
Si	0,06 máx.
Cr	0,05 máx.
Outros	0,15 máx.

4.3.4. Liga de alumínio AA2050

Nas ligas AA 2050, a fase δ' precipita durante o envelhecimento da solução sólida Al-Li supersaturada que possuam Zr e Cu em sua composição. São precipitados esféricos e se formam de maneira ordenada e relação de orientação cubo sobre cubo com a matriz. Por ser coerente em relação à matriz, fase δ' é resistente ao movimento das discordâncias, o que tem como consequência aumento na resistência mecânica da liga. Além das fases δ' , adições de Cu favorecem a formação das fases θ' também metaestável e Ω , ambas com composição Al_2Cu , porém com planos cristalográficos e morfologias diferentes: a fase θ' apresenta-se como placas retangulares ou octogonais e planos $\{100\}$, enquanto que a fase Ω são finas placas hexagonais e planos $\{111\}$ sendo predominante em ligas com alto Cu e Mg [14].

No caso das ligas AA 2050, o tratamento térmico de super-envelhecimento tem algumas particularidades quando se trata de partículas metaestáveis δ' : o período longo necessário para esse tratamento térmico pode fazer com que a fase cresça em tamanho, deixando de ser não coerente com a matriz, além de favorecer o aumento de regiões livres de precipitados, a perda de ductilidade e diminuição da tenacidade à fratura. O controle na formação, tamanho e distribuição das fases é a chave para o desenvolvimento de ligas para

aplicações específicas. A tabela 4 a seguir indica o percentual de cada um dos elementos químicos presentes na liga AA2050.

Tabela 4: Especificação da composição química da liga de alumínio AA 2050 (% em peso). Fonte: SAE AMS 4413.

Elemento químico	Percentual em peso (%)
Li	0,70 – 1,30
Cu	3,20 – 3,90
Mg	0,20 – 0,60
Ag	0,20– 0,70
Zr	0,06 – 0,14
Mn	0,20 – 0,50
Si	0,08
Fe	0,10
Zn	0,25

4.4. Ligas de alumínio da série 7XXX

Estas ligas destacam-se pela elevada resistência mecânica, boa resistência à corrosão e elevada tenacidade. Esta série tem o zinco como principal elemento de liga, além da presença do magnésio, cobre e cromo. Na década de 1943 a liga AA7075 foi desenvolvida para ser utilizada em componentes estruturais e veículos aeronáuticos, a qual obteve grande sucesso em função de sua alta resistência e resistência à corrosão sob tensão. Mesmo com o desenvolvimento de outras ligas da série 7XXX, a AA7075 continua tendo grande importância no setor aeroespacial devido ao bom equilíbrio entre as propriedades e necessidades oriundas de sua aplicação [15].

Na década de 1970, a liga AA7475 foi desenvolvida visando combinar elevada resistência e boa tenacidade à fratura. Além disso, a resistência à propagação de trinca por fadiga e a resistência a corrosão da liga AA7475 é equivalente e, por vezes, superior quando comparada a liga AA7075 [15].

4.4.1. Liga de alumínio AA7050

A liga AA7050 é uma das ligas mais usadas na indústria aeronáutica atualmente, uma vez que possui boa combinação entre resistência, resistência à corrosão sob tensão e tenacidade [16]. Desenvolvida para ser a sucessora da pioneira AA7075, a liga AA7050 possui alto teor de cobre e zinco. A diferença entre as ligas AA7050 e AA7075 está centrada no elemento inibidor de recristalização. Na AA7075, o elemento de liga adicionado é o cromo, enquanto que na AA7050 adiciona-se zircônio. Deve-se destacar que o precipitado responsável pela melhoria da resistência das ligas AA7050 é a fase coerente η' [16]. A tabela 5, de acordo com a norma SAE AMS 4050H, apresenta a composição química da liga AA7050.

Tabela 5: Especificação da composição química da liga de alumínio AA7050 (% em peso). Fonte: SAE AMS 4050H.

Elemento químico	Percentual em peso (%)
Si	0,12
Fe	0,15
Cu	2,00 - 2,60
Mn	0,10
Mg	1,90 – 2,60
Cr	0,04
Zn	5,70 – 6,70
Ti	0,06
Zr	0,08 - 0,15
Outros	0,15

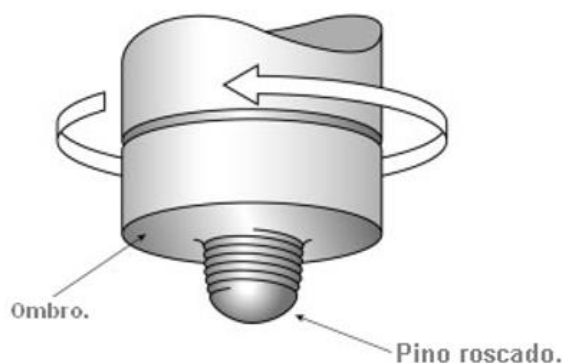
Como mencionado anteriormente, a liga 7050 é largamente empregada na indústria aeronáutica devido a elevada resistência mecânica e boa resistência a corrosão. Tais propriedades são efeito direto do alto teor de cobre, da distribuição espacial e do tamanho dos precipitados. A tabela 5 apresenta as propriedades mecânicas da liga AA7050-T7451 (SAE AMS 4050H), além do valor de tenacidade à fratura, cujo elevado valor é resultado da fração

de volume controlado de partículas intermetálicas grosseiras e estrutura de grão não cristalizado. Outro fator que contribui para a melhoria da tenacidade é o alto teor de zinco e baixo conteúdo de cobre [17].

4.5. Processo de soldagem por FSW (“Friction Stir Welding”)

Este processo é marcado pela presença de uma ferramenta rotativa formada por um ombro e um pino, sendo este último não consumível e destinado a promover calor localizado devido ao atrito com o material. A figura 2 esquematiza a ferramenta convencional usada e alguns de seus principais constituintes.

Figura 2: Ferramenta cilíndrica convencional com pino roscado e seus constituintes [18].



A ferramenta rotativa penetra lentamente na linha da junta realizando um furo inicial no material. Quando o pino interage com o corpo a ser soldado, rapidamente promove o aquecimento por atrito na região de contato, acarretando na diminuição da resistência mecânica das juntas metálicas. A temperatura atingida é inferior à de fusão e isso anulará a ocorrência de defeitos de solidificação.

Além disso, deve-se destacar que uma força é aplicada contra o material a ser soldado visando facilitar o processo de forjamento e extrusão realizado pelo pino. Quando este último se encontra em íntimo contato com a peça, o deslocamento ao longo da linha de soldagem desejada pode ser realizado, sendo que o material plastificado produzido por tal interação é comprimido pela parte frontal do perfil do pino e transportado para a linha de arraste do mesmo, provocando o forjamento do material pelo contato do perfil do pino e do ombro da ferramenta, conforme esquematizado pelas figuras 3 e 4 [18].

Figura 3: Princípio de funcionamento do processo de soldagem por fricção-mistura. Na figura A tem-se a representação geral do processo de plastificação do material durante a soldagem. A figura B evidencia como ocorre o fluxo de material na FSW [18].

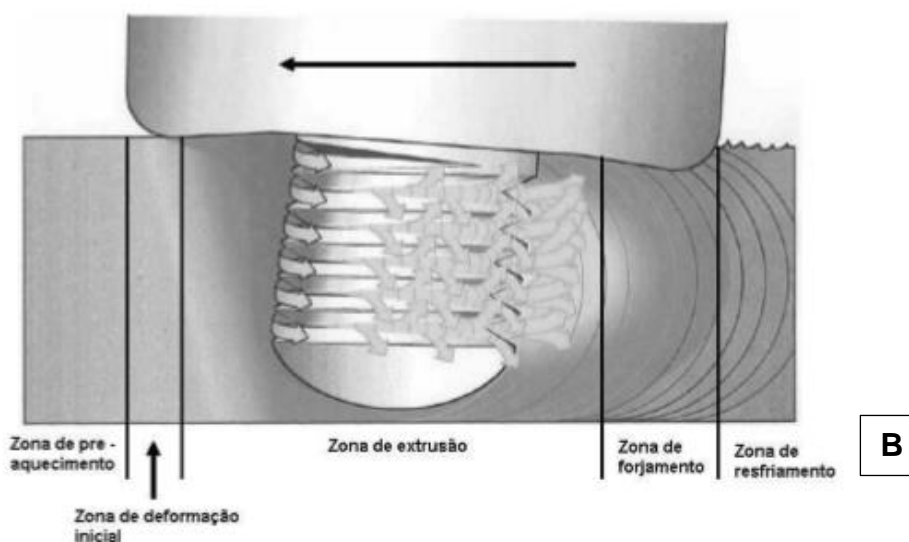
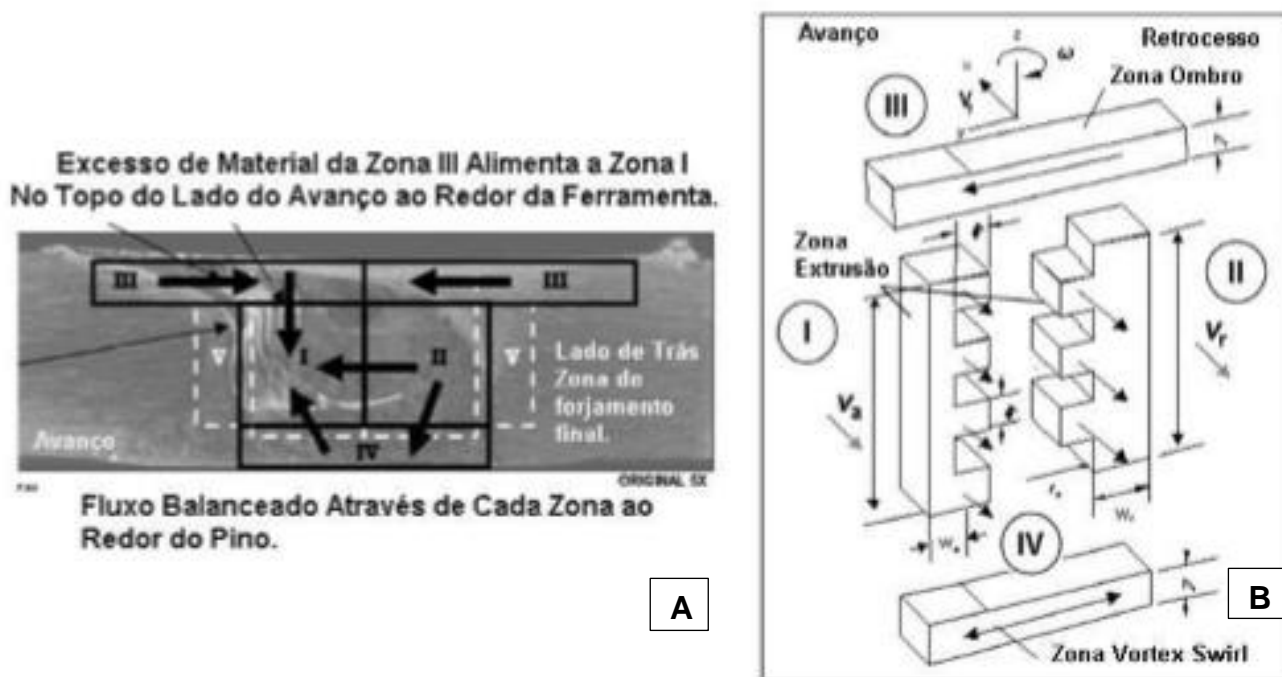


Figura 4: Fluxo de material ao redor do pino. A imagem indicada pela letra A mostra o fluxo de material no plano YZ (eixos de referência na figura à direita na imagem inferior). A figura B indica o fluxo de material no plano XZ [18].



Devido à rotação da ferramenta, enquanto ela se movimenta através da junta do material, as soldas por atrito não são simétricas em relação à linha de centro da solda. Esta assimetria está relacionada com o fluxo de material deformado durante a soldagem. O lado da solda que o sentido da rotação da ferramenta está na mesma direção do sentido da soldagem é denominado como **lado de avanço**, enquanto que o lado da solda em que o sentido da rotação da ferramenta está na direção oposta ao sentido de soldagem é nomeado como **lado de retrocesso** [18]. A figura 5 esquematiza a identificação de cada um dos lados do processo FSW.

Figura 5: Processo de soldagem FSW evidenciando os lados de avanço e retrocesso [18].

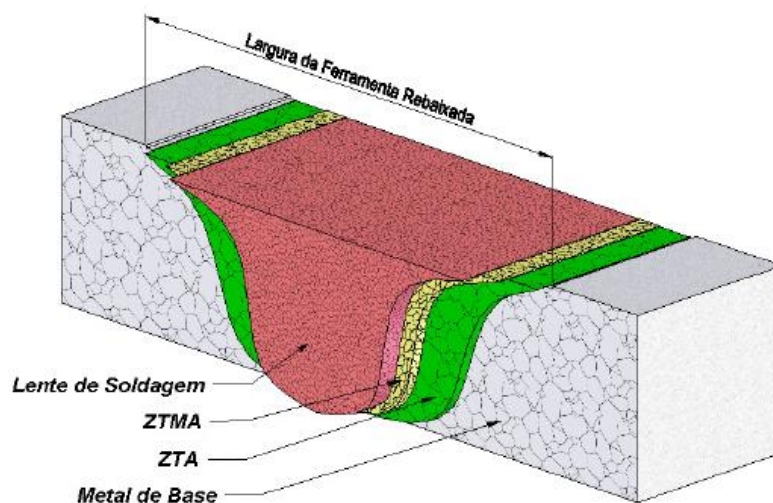


Em adição, nota-se a possibilidade de ocorrer mudanças microestruturais, uma vez que esta última é influenciada pela taxa de rotação, sentido e velocidade de avanço da ferramenta. Quando a taxa de rotação é baixa e a velocidade de avanço é constante, percebe-se que os grãos recristalizados apresentam tamanhos reduzidos. Em contrapartida, elevadas taxas de rotações promovem consideráveis aumentos de temperatura, resultando em grãos recristalizados grosseiros, além de notável crescimento de grão [18].

4.6 Regiões da junta soldada

Baseando-se na caracterização microestrutural dos tamanhos de grãos e precipitados, quatro zonas distintas se destacam: metal base, zona misturada ou lente de soldagem (corresponde ao núcleo do cordão de solda, ou simplesmente *nugget*), zona termo mecanicamente afetada (ZTMA) e zona termicamente afetada (ZTA). Em cada uma destas regiões nota-se alterações microestruturais, as quais exercem efeitos significativos nas propriedades mecânicas após a soldagem [18]. A seguir, tem-se a figura 6 ilustrando essas regiões.

Figura 6: Regiões típicas de ligas de alumínio soldadas por FSW [19].



O metal base é a região que não sofreu alterações microestruturais pela ausência dos efeitos térmicos e mecânicos, permanecendo com as mesmas características antes do processo de soldagem. No caso da ZTA, percebe-se que apenas o calor exerce influência na microestrutura, estimulando o crescimento de grãos e a formação de precipitados. Este último, por sua vez, pode ainda coalescer e acarretar na diminuição da dureza quando comparado com o metal base [19]. Deve-se salientar também que a ZTA é afetada pelos rápidos ciclos de aquecimento e resfriamento, contribuindo, deste modo, com a formação de uma microestrutura típica.

Na ZTMA o metal é fortemente deformado plasticamente ao mesmo tempo que o calor é gerado pelo atrito, resultando em recristalização parcial e recuperação dos grãos. Em adição, estes últimos são rotacionados de modo considerável em relação ao metal base, sendo que o efeito combinado de deformações plásticas e elevadas temperaturas contribuem com o decréscimo da dureza, visto que esta condição fornece energia suficiente para estimular o coalescimento de precipitados [19].

O cordão de solda ou “nugget” (indicado na figura 5 como lente de soldagem) é marcado pela recristalização total, resultando em grãos pequenos e equiaxiais com contornos de alto ângulo, os quais podem contribuir com o aumento da resistência mecânica. Entretanto, outra característica que se destaca é a ocorrência da solubilização e re-precipitação após a solda, a qual promove a queda local das propriedades mecânicas [19].

4.7. Processo termomecânico associado com a FSW

As temperaturas alcançadas na FSW, de modo geral, não ultrapassam a temperatura de fusão das juntas a serem unidas. Mesmo assim, nota-se que a distribuição de calor, longo da seção transversal das chapas soldadas, é capaz de produzir uma ampla variação de microestrutura e propriedades. Assim sendo, a seguir será realizado uma breve descrição da influência térmica ao longo de cada uma das regiões da junta soldada [8,19].

Processo termomecânico presente no nugget e na ZTMA: ambas as regiões são afetadas pela influência térmica e mecânica, sendo esta última relacionada com a deformação plástica sofrida pelo material. Nota-se também a ocorrência do processo de recristalização em ambas as regiões, conforme apresentado no item 4.6. De modo geral, as duas variáveis que determinam as propriedades do nugget são o pico de temperatura alcançado e a taxa de resfriamento (têmpera, grosso modo).

Estudos realizados mostram que o tamanho de grão no nugget, estaticamente recristalizado, é dependente, predominantemente, do pico de temperatura alcançado. Deste modo, espera-se que quanto maior for este último, maior será o tamanho de grão do nugget [8,20]. Além disso, a velocidade de soldagem, por exemplo, pode exercer certa influência, porém ainda será inferior ao efeito exercido pelo pico de temperatura, visto que o tamanho de grão (na condição de crescimento estático) é afetado exponencialmente pela temperatura e linearmente pelo tempo [8,20].

Além do processo de recristalização do nugget, outros fenômenos irão ocorrer dependendo do tipo de liga considerada. Para as ligas **não tratáveis termicamente**, tem-se que o único tratamento térmico do nugget é o ciclo de recozimento. Caso a temperatura, durante o processo de soldagem, atinja a temperatura de recozimento, espera-se que as propriedades mecânicas do nugget sejam parecidas com a do metal base. No caso das ligas **tratáveis termicamente**, as alterações no nugget são muito complexas e, dependendo da combinação entre tipo de liga e parâmetros de soldagem, o nugget pode ficar na condição de superenvelhecida [8].

Processo térmico na ZTA: essa região da solda não é afetada pela deformação mecânica, apenas pelo gradiente de temperatura em relação ao centro da solda. Portanto, espera-se que os efeitos microestruturais vão se tornando cada vez menos perceptíveis quanto mais distante estiver do centro da solda. Assim como no nugget, tem-se que as

características da ZTA serão dependentes também do tipo de liga. Além disso, as **ligas não tratadas termicamente** normalmente não sofrerão influência do gradiente térmico. O material que já é macio não terá sua dureza reduzida após o aquecimento imposto pelo processo FSW; no entanto, é possível que o gradiente de temperatura possa levar ao crescimento de grãos [8].

As ligas **tratadas termicamente**, conforme esperado, também são afetadas pela distribuição de temperatura. Para aquelas tratadas sob condição T6, T7 e T8, percebe-se a queda dos valores de dureza na ZTA em relação ao metal base, alteração justificada pela formação de precipitados mais grosseiros. Dependendo dos parâmetros de soldagem, o mínimo valor de dureza pode ser equivalente ao do nugget ou, em certos casos, menores, dependendo do ciclo termomecânico sofrido pelo centro da solda [8].

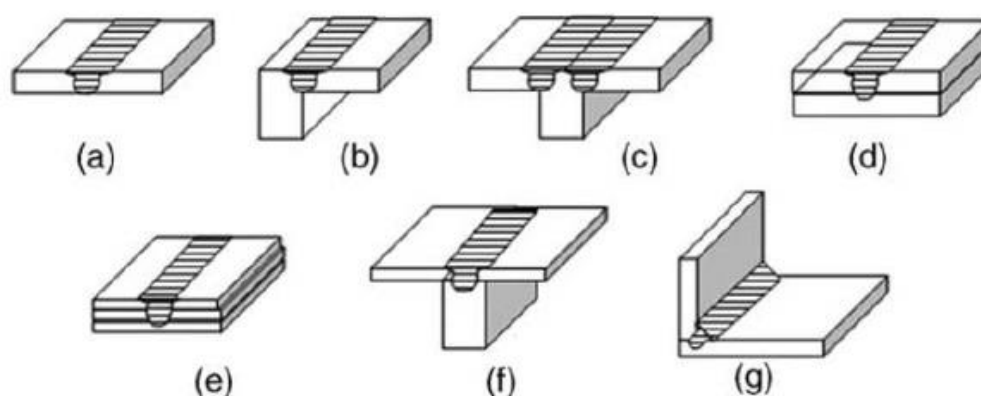
4.8. Parâmetros da FSW

É válido destacar também que o processo de soldagem por FSW depende das seguintes características: geometria da ferramenta, parâmetros soldagem e projeto da junta. O significado prático de cada um dos termos está apresentado abaixo:

- **Geometria da ferramenta:** este é um dos parâmetros mais importantes, visto que está diretamente correlacionado, por exemplo, com o tipo de fluxo de material desenvolvido na soldagem, com o aporte térmico e com o volume de material que estará em contato com o pino. No projeto do ferramental, devem ser levadas em conta o tipo de material da ferramenta, diâmetro do ombro, diâmetro do pino e a geometria do ombro e do pino [21].
- **Parâmetros de soldagem:** referem-se à velocidade de rotação do pino e avanço da ferramenta, bem como o ângulo de inclinação da ferramenta em relação a superfície plana da chapa. Além destes, a força axial e a profundidade de penetração do ombro devem ser consideradas [21].
- **Projeto da junta:** está diretamente correlacionada com a disposição relativa das chapas durante a soldagem. Dentre todas, a junta de topo, indicada pela figura 6 (a),

é mais fácil de ser executada via FSW. As demais configurações são mostradas na figura 7 [8,21]. Um dos detalhes importantes é a distância entre as chapas a serem unidas, visto que elevados espaçamentos podem dificultar o adequado forjamento, podendo acarretar em vazios. Em adição, a adequada limpeza das chapas de alumínio retira a camada de óxido superficial, evitando o aprisionamento daquele no interior do nugget, defeito este conhecido como **linha de junta remanescente** [8].

Figura 7: Configuração das juntas por FSW. (a) "Square butt". (b) "Edge butt". (c) "T-butt joint". (d) "Lap joint". (e) "Multi-ple lap joint". (f) "T-lap joint". (g) "Filet joint". [8].



A seguir serão apresentados detalhamentos a respeito da geometria da ferramenta e dos parâmetros de soldagem.

4.8.1. Geometria da ferramenta

A geometria da ferramenta é a grande responsável pelo fluxo de material, além de controlar a velocidade de processamento da solda. As duas partes principais e relevantes para o sucesso da solda FSW são: o ombro e o pino, conforme já indicado na figura 1.

O ombro atua no fornecimento de calor por atrito ao sistema, contribuindo com o processo de plastificação das peças. Em chapas finas, o ombro é o grande responsável pelo aquecimento, sendo até mais influente do que o pino. Em chapas mais grossas, essa situação é invertida. Além disso, deve-se ressaltar que o ombro impede a expulsão de material plastificado, evitando também, de certo modo, a formação de vazios [8,21]. A geometria do ombro assume um papel extremamente importante no aquecimento e confinamento

do volume de material aquecido. Quando são utilizados ombros côncavos, aconselha-se inclinar a ferramenta de $2 \sim 4^\circ$, em relação a vertical e no mesmo plano de direção de avanço da ferramenta, com intuito de assegurar adequadas forças compressivas de forjamento [8]. As bases estriadas usualmente consistem numa superfície plana caracterizada por conter estrias concêntricas, ou em espiral, direcionadas desde a extremidade até ao centro. As referidas estrias encaminham o material desde a periferia da base até ao pino, eliminando assim a necessidade de um ângulo de ataque da ferramenta [22].

Com relação ao pino, este é projetado para penetrar e trabalhar mecanicamente o material plastificado, levando-o para trás e para baixo da ferramenta, misturando as partes de cada chapa [21]. O pino pode ser cilíndrico ou cônico, liso ou roscado de extremidade plana ou convexa. Comparado aos pinos cilíndricos, os cônicos estão sujeitos a menores esforços transversais e a base do cone recebe o maior momento de carga, justamente onde o pino apresenta a maior resistência. Assim, os pinos cônicos permitem a soldagem de maiores espessuras a velocidades superiores. A presença de rosca na superfície dos pinos aumenta o transporte vertical do material. Quanto às extremidades do pino, as planas possuem em relação às convexas maiores velocidades superficiais, que junto com o atrito existente entre o pino e o material realizam a deformação. Dessa forma, os pinos que possuem base plana têm maior capacidade em afetar o material que sobre ele se encontra. Entretanto, bases convexas estão associadas a menor desgaste da ferramenta e à obtenção de soldagem com melhor qualidade da raiz [22].

4.8.2. Parâmetros de soldagem

Dentre os parâmetros citados, a velocidade de rotação está estritamente relacionada à geração de calor durante o processo de soldagem. Quanto maior a velocidade de rotação, maior será a temperatura atingida no processo devido ao aumento do aquecimento por fricção. A rotação da ferramenta resulta na agitação e mistura do material ao redor do pino [21]. Já a velocidade de avanço ou de soldagem da ferramenta está diretamente relacionada com o aporte de calor durante o processo. Para baixas velocidades de avanço observa-se um maior aporte de calor e temperaturas mais elevadas. Um estudo demonstra que a variação da velocidade de avanço implica consideravelmente nas propriedades mecânicas e microestruturais [23].

A penetração da ferramenta é importante pois irá definir a pressão exercida sobre o material na parte posterior do ferramental durante a soldagem. Este parâmetro é uma função do comprimento do pino em relação ao ângulo de inclinação adotado. Quando o pino é extremamente comprido, o ombro da ferramenta e a chapa a ser soldada apresentam pouco contato, fazendo com que a temperatura de soldagem e a pressão na parte posterior do ombro sobre a chapa diminua, resultando, na maioria das vezes, em soldas defeituosas, uma vez que a fricção entre o ombro e a chapa é a principal fonte de calor para a solda [24]. A dimensão ideal do pino é aquela que evita o contato com o suporte de fixação abaixo da chapa e, para um dado ângulo de inclinação, permite uma pressão suficiente do ombro sobre a chapa resultando em uma solda com penetração total [25].

Por último, a força axial é um parâmetro que exerce influência na geração de calor durante o processo e na formação de uma solda sem defeitos. A força axial está intimamente ligada as velocidades de rotação e avanço. Desta forma, para cada força axial exercida, existe uma velocidade de rotação e avanço apropriadas que resultam em uma solda livre de defeitos. Outro ponto importante é que quanto maior a força axial aplicada, maior é o intervalo de condições próprias para uma junta FSW livre de defeitos. Contudo, uma força axial alta também irá resultar em uma maior quantidade de rebaras [26].

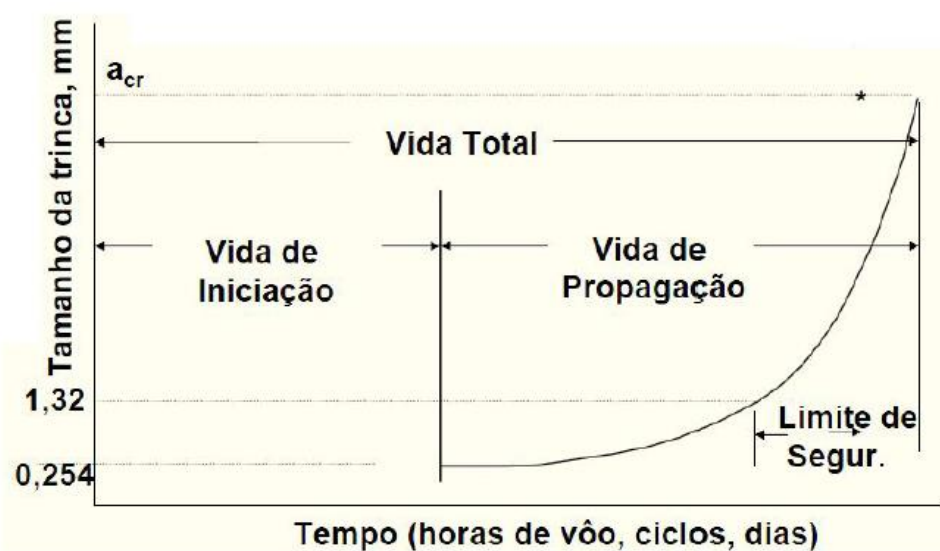
4.9. Fadiga em componentes mecânicos

De acordo com a norma ASTM E1823, tem-se que fadiga pode ser entendida como o processo de alteração estrutural permanente, localizado e progressivo que ocorre num material submetido a carregamentos que produzem tensão e deformações que variam, resultando em trincas ou na fratura completa no material exposto a esse ciclo de tensões e deformações. A falha por fadiga tem início em pontos específicos de maior solicitação (podendo ser em função da redução da quantidade de material pela presença de defeitos, os quais reduzem a seção resistente) até que a sobrecarga leve a ruptura completa. A trinca pode ser, conforme dito anteriormente, um defeito interno ou superficial, como, por exemplo, irregularidades de usinagem, vazios ou inclusões de material não metálico presente na matriz [27].

4.9.1. Vida em fadiga

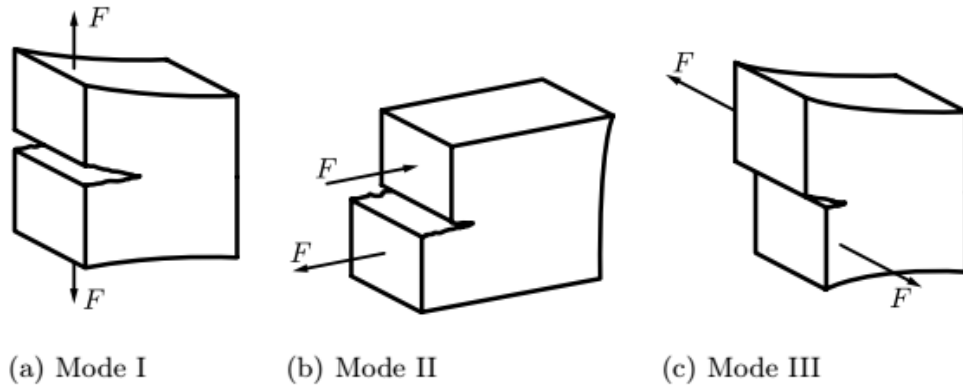
A vida em fadiga é dada pelo processo de nucleação e propagação de trinca, conforme representado pela figura 8. A vida de iniciação corresponde ao período em que a trinca é pequena o bastante para não ser detectada e também não oferece nenhum risco de falha. A transição entre a condição de iniciação e propagação é sempre desconhecido, logo dependerá dos critérios adotados no projeto e tamanho do componente. Em muitos casos, faz-se uso das regras da mecânica da fratura para estimar a vida em propagação [27].

Figura 8: Vida total em fadiga de um componente aeronáutico [27].



Para tanto, pode-se fazer uso da Mecânica da Fratura Elástica Linear (MFEL) para determinar a relação existente entre a magnitude e a distribuição de tensão presentes na vizinhança da ponta de uma trinca. A descrição desse campo de tensões é feita em função do tipo de carregamento, os quais existem três tipos básicos, conforme indicados na figura 9.

Figura 9: Tipos de carregamento da mecânica da fratura [27].



- **Modo I:** carregamento em tração, no qual a direção de deslocamento das superfícies da trinca é perpendicular entre si [27].
- **Modo II:** carregamento em cisalhamento (escorregamento), neste caso as superfícies de deslocamento são paralelas entre si e perpendiculares à frente de propagação [27].
- **Modo III:** carregamento de cisalhamento (rasgamento), sendo o deslocamento das superfícies das trincas paralelas entre si e também à frente de propagação [27].

Segundo Anderson (1995), Irwin, através de métodos analíticos desenvolvidos por Westergaard para qualificar as tensões na frente de uma trinca em materiais elásticos, definiu o fator de intensidade de tensão (K), no modo de carregamento trativo, como [27]:

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} [\sqrt{2\pi r} \cdot \sigma_{yy}] \quad \text{Para } \Theta = 0$$

Equação 1: Fator de intensidade de tensão [27].

Na equação 1 tem-se σ_{yy} como a tensão normal no plano da trinca e Θ corresponde ao ângulo entre a direção longitudinal à frente da trinca e o plano de tensão estudado. Quando os componentes em estudo apresentam dimensões finitas em comparação com o tamanho de trinca, a equação 1 pode ser reescrita da seguinte forma:

$$K_I = F \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi a}$$

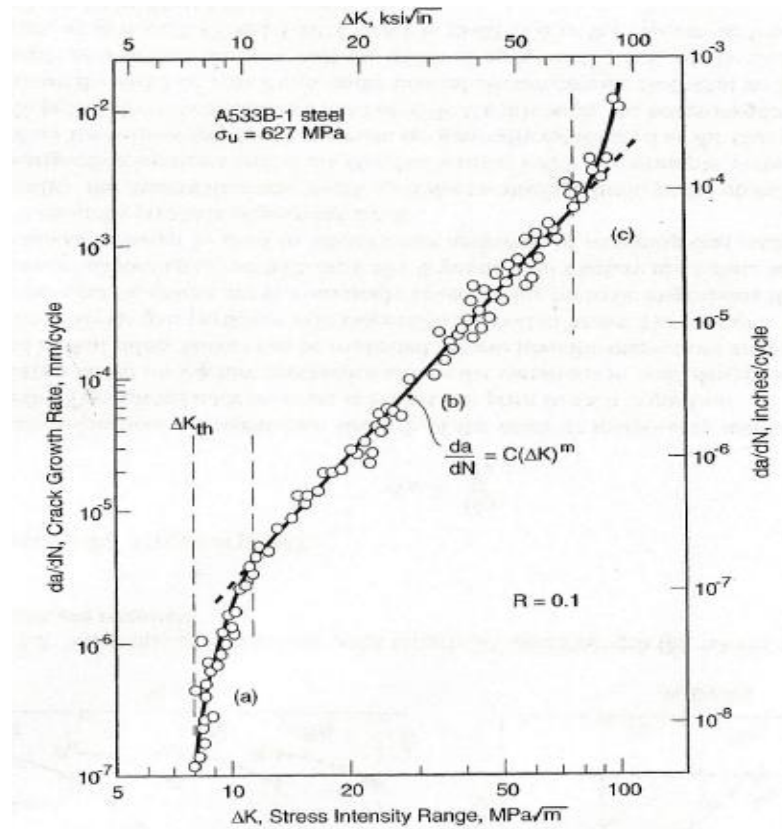
Equação 2: Fator de intensidade de tensão para corpos de tamanhos finitos em comparação com o tamanho de trinca [27].

Na equação 2, nota-se a presença da letra F , a qual representa a introdução do conceito **fator geométrico**, o qual é responsável por evidenciar a influência, grosso modo, entre o tamanho de trinca a , a geometria do componente em estudo e o modo de aplicação de carga.

4.9.2. Curvas de propagação de trinca por fadiga (da/dN versus ΔK)

Para compreender melhor os fatores que afetam o desempenho de um determinado material com defeito, pode-se fazer uso dos dados coletados de ensaios de propagação de trinca por fadiga, os quais objetivam simular as condições mais críticas de carregamento e descrever sob que circunstâncias uma trinca terá será velocidade de propagação atenuada ou aumentada. Os resultados coletados podem ser apresentados na forma de gráficos de tamanho de trinca (a) em função do número de ciclos (N), mas são geralmente evitados pelo fato de dependerem do nível de tensão aplicada. Deste modo, prefere-se plotar os dados por meio da taxa de propagação de trinca (da/dN) em função do fator de intensidade de tensão (ΔK), sendo este último responsável por unir os efeitos do tamanho do defeito com os de níveis de tensão [28]. A figura 10 evidencia a curva obtida para este último caso.

Figura 10: Taxa de propagação de trinca por fadiga pela metodologia (da/dN) em função de ΔK [29].



Conforme indicado na figura 9, a curva apresenta um formato conhecido como sigmoidal, podendo ser dividida em três regiões de comportamento bem distinto. A primeira delas é a região próxima ao fator limite (ΔK_{th}), indicando a variação de intensidade de tensão abaixo do qual uma trinca não tem energia suficiente para se propagar [28]. A segunda região do gráfico é linear, sendo conhecida por **região de Paris** e descrita pela equação 3.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m$$

Equação 3: Expressão conhecida por lei de Paris- Erdogan utilizada na região linear [28].

Na equação 3, tem-se que as constantes C e m são propriedades de cada tipo de material, além do fato de dependerem dos níveis de tensão aplicada [28]. Deve-se destacar que o crescimento de trinca nesta região é estável, sofrendo baixa influência da espessura, microestrutura e de R. A última região, por sua vez, representa a rápida propagação de

trinca, visto que é nesse estágio do ensaio em que o fator de concentração de tensão máxima (K_{max}) se aproxima do valor da tenacidade à fratura do material (K_{Ic}) [28].

Em adição, os valores de da/dN podem ser calculados tanto pelo processo de iteração quanto pelo método apresentado pela equação 4.

$$\frac{da}{dN} = \frac{a_j - a_{j-1}}{N_j - N_{j-1}}$$

Equação 4: taxa de crescimento de trinca pelo método da secante [28]

Além disso, os corpos de provas devem ser devidamente padronizados para que as condições da mecânica da fratura elástica linear possam ser aplicadas, facilitando, de certa forma, a determinação do valor de ΔK . Tal procedimento só é válido quando a zona plástica formada na frente da trinca é pequena o bastante quando comparado com as dimensões do corpo de prova. Quando tais condições são obedecidas, pode-se aplicar a equação 5 [28], indicada a seguir.

$$\Delta K = F \Delta S \sqrt{\pi a}$$

Equação 5: variação do fator de intensidade de tensão, sendo F um fator geométrico, S a tensão desenvolvida no corpo de prova e a o tamanho da trinca [28].

Tendo isso em mente, o uso de tais equacionamentos e metodologias experimentais permitem determinar a resistência dos materiais ao crescimento de trinca por fadiga, tornando possível prever qual é o tamanho de defeito tolerável, o tempo que a trinca leva para crescer a partir do tamanho detectável, qual a vida em serviço que o componente poderá apresentar sem colocar vidas em risco e qual o período de inspeções e reparos. Essas e outras vantagens tornam os custos menores, reduzem possíveis desperdícios e evitam falhas catastróficas, elevando o nível de confiabilidade dos materiais de considerável exigência.

5. MATERIAIS E MÉTODOS

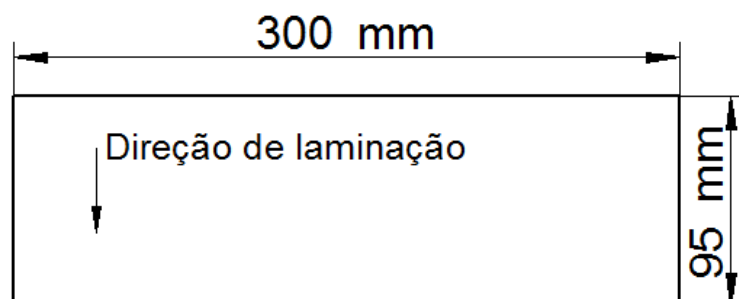
5.1. Chapas da liga de alumínio – lítio utilizadas

Neste projeto fez-se uso de chapas das seguintes ligas de alumínio – lítio: AA2198-T851, AA2524-T3, AA2050-T84 e AA7050-T7451. O material foi fornecido com 1,2 m² (de área superficial para todos os casos) por 2 mm, 1,3 mm e 6,5 mm de espessura para, respectivamente, a AA2198, AA2524 e AA2050 e AA7050.

De acordo com os trabalhos desenvolvidos no NEMAF (Núcleo de Ensaio de Materiais e Análise de Falha), liga AA2198 apresenta grãos alongados na direção longitudinal (L) devido ao processo de laminação. Além disso, a microestrutura é marcada pela presença de precipitados incoerentes contendo cobre e ferro, além de dispersóides coerentes T1(Al₂CuLi), Θ' (Al₂Cu) e S'(Al₂LiMg) e semi-coerentes [27]. Na liga AA2524-T3 é possível observar, conforme estudos microestruturais, a presença de fibramentos maiores no plano (SL) e uma texturização menor nos planos (TL) e (ST). Em adição, esta liga é marcada pela presença de partículas incoerentes (T1 e T2) [27]. Dando continuidade à discussão, as ligas AA2050-T84 e AA7050-T7451 são marcadas pela presença de pequenas inclusões não-metálicas distribuídas de modo uniforme na matriz [30, 31].

Além disso, deve-se destacar que os materiais na condição de como recebido foram então cortados, resultando em chapas de 300 mm de comprimento e 95 mm de largura, conforme ilustrado pela figura 11.

Figura 111: Dimensões das chapas cortadas e a respectiva direção de laminação (Fonte: Autor, 2017).



5.2 Processo de soldagem

A soldagem por FSW foi realizado no Centro Nacional de Pesquisa em Energia e Materiais (CNPEM) – Laboratório Nacional de Nano Tecnologia (LNNano), sendo cada um dos pares de chapas cortadas unidas por juntas de topo de material similar.

Tanto o preparo quanto os equipamentos utilizados durante o processo estão indicados na figura 12. Nela, tem-se que material a ser soldado é apoiado e posicionado, conforme indicado na imagem (A), numa base feita de cerâmica (1). Para evitar que a junta de topo (2) se movimente e resulte em descontinuidades, as peças foram fixadas entre as grapas de apoio de alinhamento, indicado por (3), em função dos elevados níveis de esforços presentes no processo. Deve-se acrescentar que cada uma destas grapas (4), presentes nas imagens (A) e (B), estão fixadas por parafusos de ajuste (5), estando posicionadas de acordo com os apoios de fixação (6). Dito isso, a imagem (A) ilustra como a soldagem foi realizada, na qual pode-se notar a ferramenta (7) rotacionando e transladando ao longo da linha de união. A imagem (B) destaca os componentes utilizados para a realização das soldas neste trabalho. A figura 13 destaca a ocorrência da soldagem.

Figura 12: Preparo da junta de topo a ser soldada. (1) Base do dispositivo. (2) Junta de topo. (3) Apoio de alinhamento. (4) Grapas. (5) Parafusos de ajuste e fixação lateral da junta. (6) Apoio de fixação das grapas. (7) Ferramenta. (Fonte: Autor, 2017).

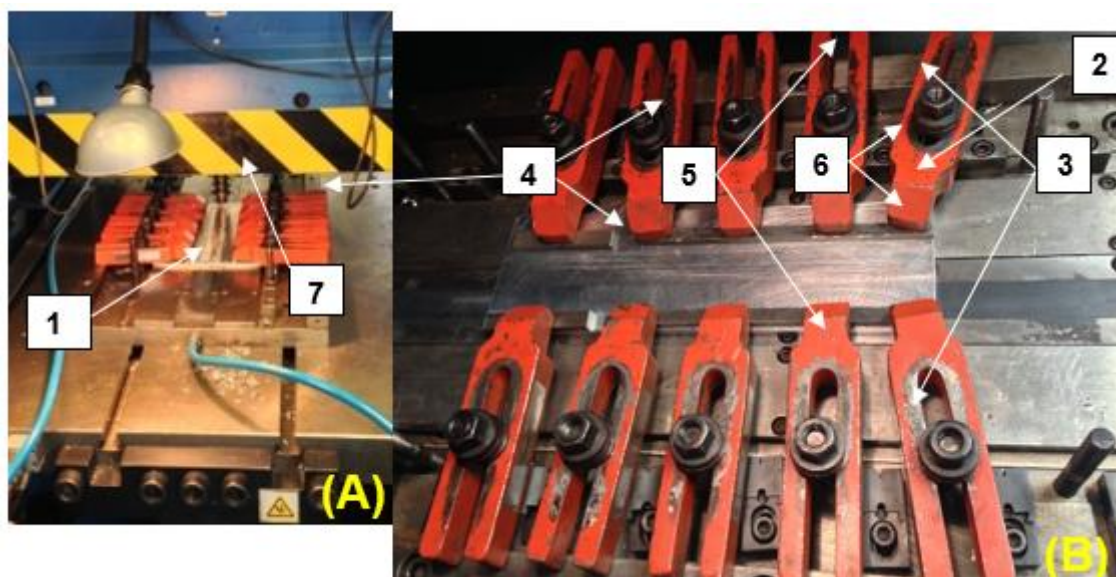
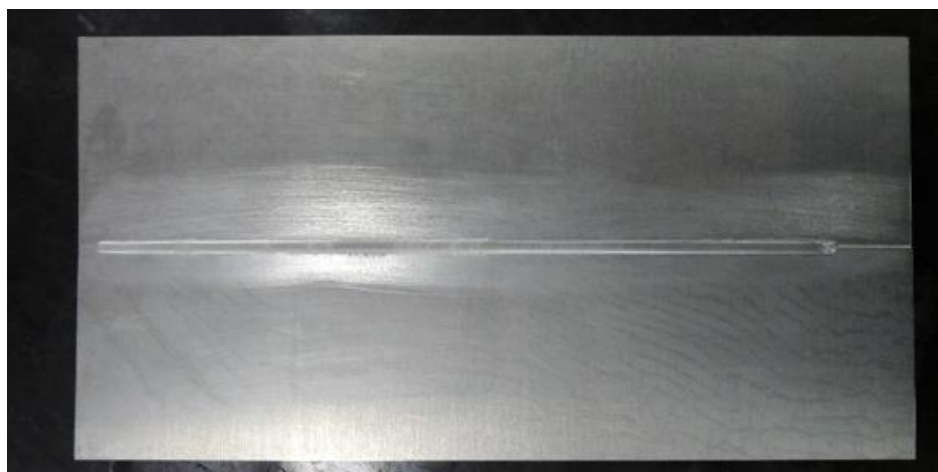


Figura 13: Soldagem FSW sendo executada na chapa da liga AA2524-T3. Foto realizada nas dependências do CNPEM – LNNano. (Fonte: Autor, 2017).



Feito tais considerações, deve-se acrescentar que as chapas foram devidamente unidas com um controle de carga de 4kN, para as peças de menor espessura, e 20kN, para aquelas de maior espessura, buscando realizar a penetração total. Além disso, o controle de carga visa também reduzir possíveis empenamentos originados pelos ciclos de esforços e aquecimentos. As soldas estão representadas pela figura 14, conforme indicado a seguir.

Figura 124: Chapa de alumínio soldadas por FSW usadas neste estudo. (Fonte: Autor, 2017)



A tabela 6 destaca as dimensões das chapas unidas após a soldagem.

Tabela 6: Dimensões das chapas após a soldagem. (Fonte: Autor, 2017).

Material	Espessura (mm)	Dimensões (mm x mm)
AA2050-T84 e AA7050-T7451	6,50	300 x 180
AA2198-T851	2,00	300 x 180
AA2524-T3	1,30	300 x 180

Vale a pena destacar que as juntas formadas, conforme indicado na tabela 6, são similares para as ligas AA2198 e AA2524, sendo apenas uniões dissimilares para as chapas grossas de 6,5 mm (AA2050 – AA7050).

5.3. Projeto da ferramenta de soldagem

Para executar tais soldas e visando assegurar excelentes resultados, isto é, bom acabamento superficial, poucas rebarbas, adequada profundidade de soldagem e ausência de poros, foi necessário projetar uma ferramenta com geometria adequada e determinar quais são melhores os parâmetros de soldagem, levando em consideração tanto o material, o tipo de junta (similar e dissimilar) e a geometria das chapas. Deste modo, foi desenvolvido uma ferramenta de aço AISI H13 com pino intercambiável, sendo que a geometria da ponta foi baseada na espessura das chapas a serem soldadas apresentando um comprimento um pouco menor que a espessura. Além disso, o diâmetro do pino é semelhante à espessura da chapa a ser soldada, enquanto que o diâmetro do ombro deverá ser três vezes maior do que o pino. A figura 15 indica as ferramentas projetadas enquanto que a tabela 7 destaca os principais parâmetros geométricos das ferramentas.

Figura 135: Ferramentas para solda FSW de ligas de alumínio. (a) Ferramenta com pino de \varnothing 6mm. (b) Ferramenta com pino de \varnothing 2mm [30].

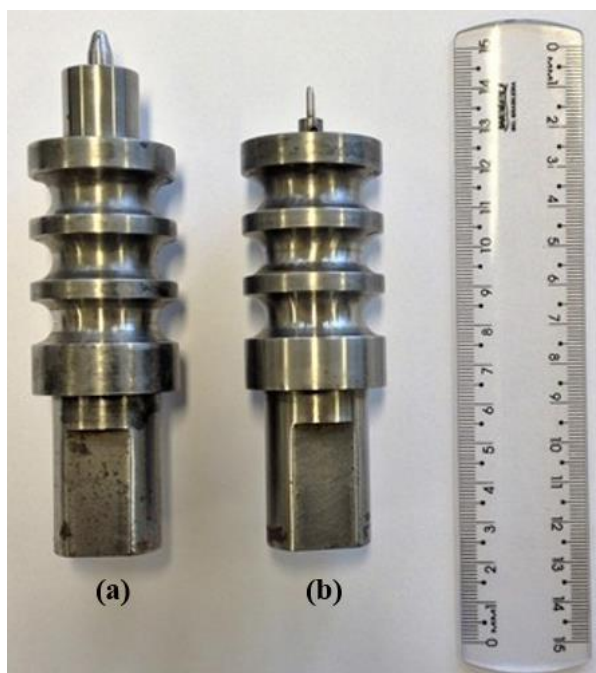


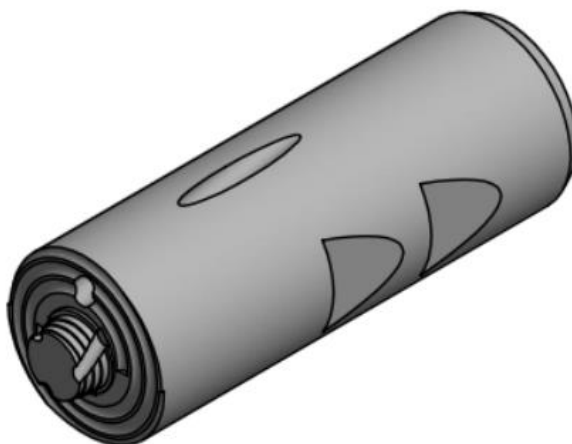
Tabela 7: Relação das dimensões da ferramenta para a soldagem por FSW em função da espessura das juntas de topo [30].

Região da Ferramenta	Para chapas com até 2 mm de espessura	Para chapas com até 6,5 mm de espessura
Diâmetro do ombro	6,00 mm	18,00 mm
Diâmetro do pino	2,00 mm	6,00 mm
Comprimento do pino	1,55 mm	6,68 mm

Foram realizados ao todo 4 testes de soldagem com o intuito de assegurar adequada qualidade e profundidade de soldagem. Resultados positivos foram rapidamente alcançados para as chapas com 6,5 mm de espessura. Entretanto, para as chapas com até 2 mm de espessura, várias tentativas foram necessárias, visto que problemas, como, por exemplo, excesso de rebarba, falta de penetração, porosidades e ruptura dos pinos, continuaram ocorrendo nos componentes feito com as ligas AA2198 e AA2524. Assim sendo, alterações

no projeto primário foram feitos, acarretando na nova ferramenta, conforme pode ser visualizado na figura 16.

Figura 16: Desenho do projeto da nova ferramenta de soldagem das chapas feitas de ligas de alumínio AA2198 e AA2524 com até 2 mm de espessura. Comprimento da ferramenta é de 50 mm e diâmetro de 10 mm.



A tabela 8 informa os principais parâmetros geométricos deste segundo projeto.

Tabela 8: Principais parâmetros geométricos da ferramenta de soldagem FSW (Fonte: Autor, 2017).

Região da ferramenta	Ferramenta para as chapas com até 2 mm de espessura
Diâmetro do ombro (mm)	10,97
Diâmetro do pino (mm)	3,80
Altura do pino (mm)	1,90* e 1,25**

*Altura do pino para as chapas de 2 mm de espessura (AA2198). ** Altura do pino para as chapas com 1,3 mm de espessura (AA2524).

Em ambos os projetos as ferramentas foram usinadas em aço AISI H13 temperado e revenido, o qual apresenta as seguintes propriedades mecânicas, conforme descrito pela tabela 9 a seguir.

Tabela 9: Propriedades do aço AISI H13 utilizado na fabricação das ferramentas. (Fonte: Autor, 2017).

Propriedades	Valores
Dureza após têmpera (HRC)	51 ~ 53
Módulo de elasticidade (GPa)	210
Impacto Charpy (J) – ASTM E23	22
Abrasão – ASTM G65 (mm ³)	460

Em função dos vários testes realizados, conseguiu-se determinar os parâmetros de soldagem para cada tipo de chapa utilizada no projeto. Para tanto, os testes eram seguidos de análises de microscopia ótica feitas na seção transversal das soldas, bem como análises de microdureza. Os parâmetros de soldagem com melhores resultados podem ser visualizados na tabela 10.

Tabela 10: Parâmetros de soldagem utilizados. (Fonte: Autor, 2017).

Parâmetros	AA2198 e AA2524	AA2050 e AA7050 (junta dissimilar)
Penetração (mm)	1,90 e 1,18	6,48
Ângulo de inclinação da ferramenta (°)	0	3
Velocidade de rotação (rpm)	800 e 1200	800
Velocidade de avanço (mm/min)	150	100
Força axial (kN)	4	20

5.4. Caracterização metalográfica

5.4.1. Análise de microscopia

Foram extraídas amostras da região das soldas de junta similar das chapas das ligas AA2198 e AA2524. Também foram retiradas amostras da solda dissimilar composta pelas ligas AA2050 e AA7050. Todas foram analisadas no microscópio ótico da marca ZEISS, modelo SCOPE A1 com objetivo de verificar as interfaces entre o metal base e o cordão de solda, o lado de avanço e de retrocesso. Para tanto, as amostras foram embutidas em baquelite e preparadas com lixas de # 800, #1200, #1500 e #2000. Posteriormente passaram pelas etapas de polimento com pasta de diamante do tipo S de 6 μ m, 3 μ m, 1 μ m e 0,25 μ m de granulometria. Tanto polimento quanto lixamento foram realizados manualmente. Para revelar os grãos, fez-se uso ácido Kroll, com imersão de 30 segundos em agitação constante. A camada de óxido formada foi removida com algodão embebido em álcool.

5.4.2. Análise de microdureza

As medições foram realizadas ao longo da seção transversal conforme as normas ASTM E384-16 e ASTM E92-16, destacando-se os seguintes parâmetros de teste: carga de 100gf, tempo de 10 segundos e distância entre indentação de 140 μ m. Os resultados de microdureza foram também usados para a construção de mapas de variação de dureza, considerando o metal e as diferentes regiões da solda. Para tanto, foi necessário a realização de três linhas de indentação (duas delas, chamadas de superior e inferior, próximas as bordas, e outra na porção central, chamada de mediano). Cada uma dessas linhas contém cerca de 90 medidas e a distância entre elas é de 500 μ m. A figura 17 ilustra como os ensaios foram executados. Para este estudo, foram utilizadas as chapas de alumínio das ligas AA2198, AA2524 e AA2050 e AA7050.

Figura 17: Ensaio de microdureza feito na liga AA2198-T851. A letra (A) indica a linha de indentação superior, a letra (B) a linha mediana e (C) a linha inferior. (Fonte: Autor, 2017).



5.4.3. Análise EBSD (“electron back scatter diffraction”)

Para este estudo, amostras da seção transversal das soldas das juntas similares, AA2198 e AA2524, foram extraídas, bem como da união dissimilar composta pelas ligas AA2050 e AA7050. Cada uma delas foram embutidas a quente em baquelite condutora com carbono ativado, com o intuito de evitar distorções indesejáveis de imagem. Após o processo de embutimento, deu-se início às etapas de lixamento e polimento, conforme descrito no item 6.4.1. A diferença encontra-se no polimento final, visto que o processo foi finalizado manualmente com uso de sílica coloidal de 0,04 μm de granulometria. As análises de EBSD foram realizadas nas dependências do LCE (Laboratório de Caracterização Estrutural), o qual pertence ao Departamento de Engenharia de Materiais da Universidade Federal de São Carlos (UFSCar).

5.5. Ensaio de propagação de trinca por fadiga e corrosão-fadiga

No caso dos ensaios de propagação de trinca por fadiga, tem-se que foram aplicados carregamentos constantes para a construção das curvas da/dN versus ΔK , seguindo as recomendações da norma ASTM 647 em ar. Para tanto, foi realizado um controle de carga, com R constante e igual a 0,1 e frequência de 15 Hz, com tipo de onda senoidal. A figura 18 indica o corpo de prova preso na máquina durante os ensaios. Para os ensaios de corrosão-fadiga, fez-se uso também da norma ASTM 647, sendo que o meio utilizado foi uma solução salina com 3,5% de NaCl, R=0,1 e frequência de 0,1 Hz, com onda do tipo senoidal. Em ambos casos, deve-se destacar que os corpos de prova foram retirados no sentido L-T, visando, grosso modo, estimular as trincas a se propagarem

perpendicularmente ao sentido dos grãos, os quais foram orientados por trabalho a frio. Além disso, a figura 19 representa a montagem para este ensaio. Ambos os tipos de estudos de propagação de trinca foram realizados no NEMAF (Núcleo de Ensaio de Materiais e Análise de Falha), pertencente ao Departamento de Engenharia de Materiais da Escola de Engenharia de São Carlos (EESC-USP). O equipamento utilizado foi a máquina servo hidráulica MTS de 100 kN de capacidade. Deve-se destacar que, para este trabalho, o material utilizado foram apenas as chapas da liga de alumínio AA2198-T851. As demais ligas estão atualmente em ensaios nas dependências do NEMAF.

Figura 18: Corpo de prova utilizado nos ensaios de propagação de trinca por fadiga em ar da liga AA2198-T851. A imagem à esquerda evidencia o corpo preso ao equipamento de ensaio, enquanto a figura à direita destaca o tipo de entalhe utilizado e a sua localização em relação ao cordão de solda, conforme destacado pelas linhas tracejadas (Fonte: NEMAF, 2017)

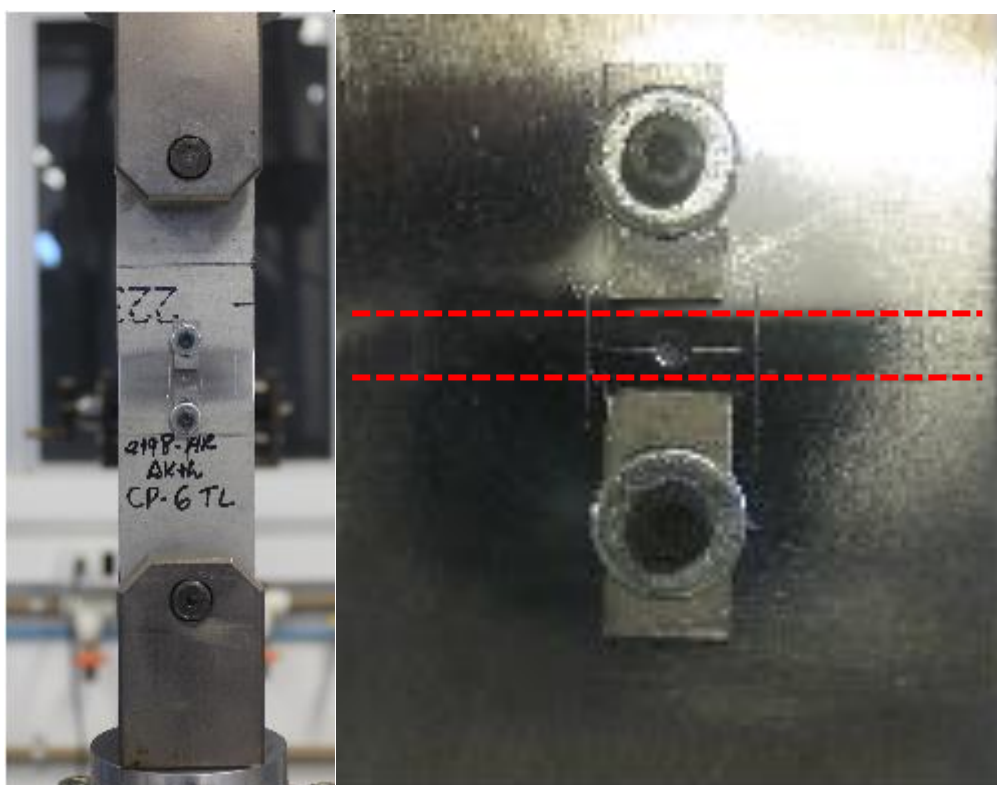
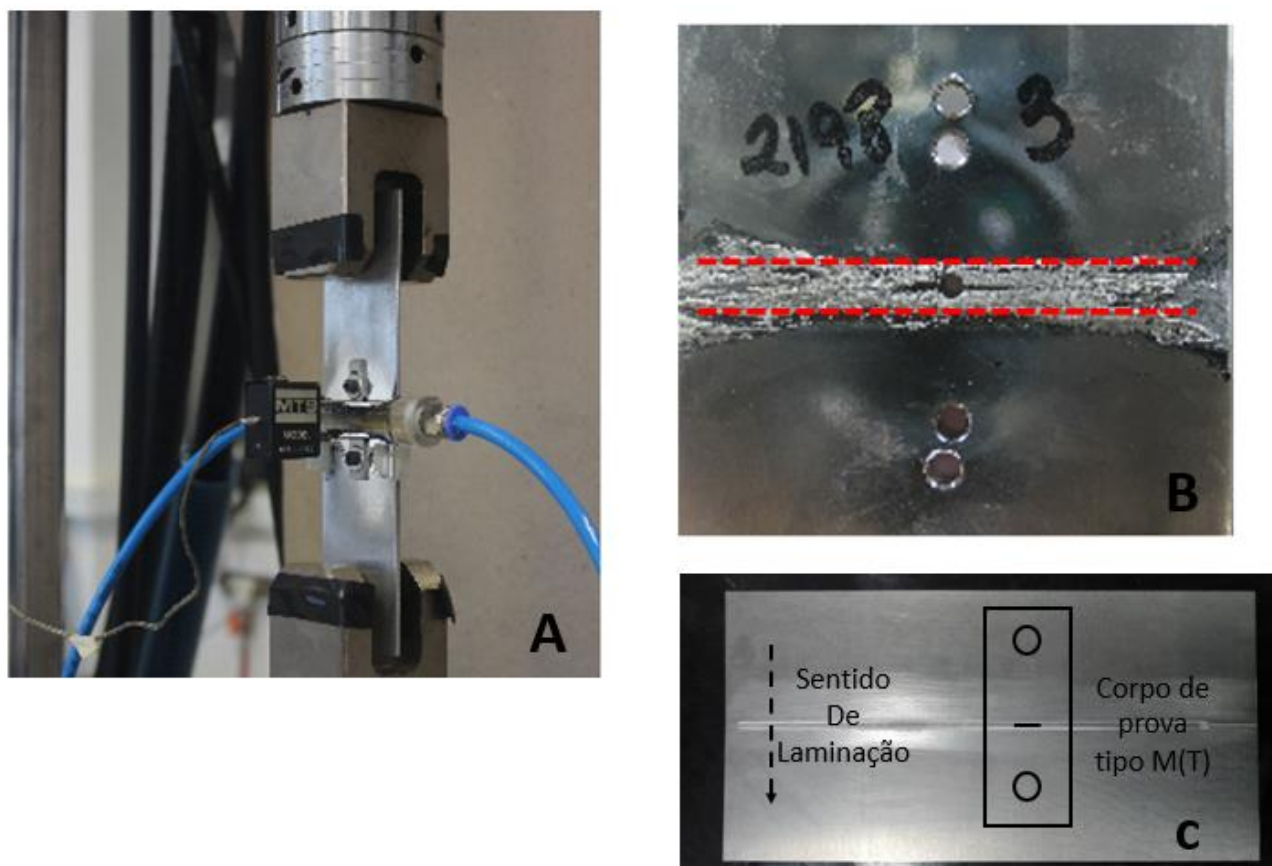


Figura 19: Montagem para o ensaio de propagação de trinca por fadiga-corrosão. A figura A mostra o corpo de prova utilizado e câmara de névoa salina idealizada no NEMAF. A figura B destaca o processo de corrosão da liga de alumínio durante os ensaio e a representação do cordão de solda pela linhas vermelha.

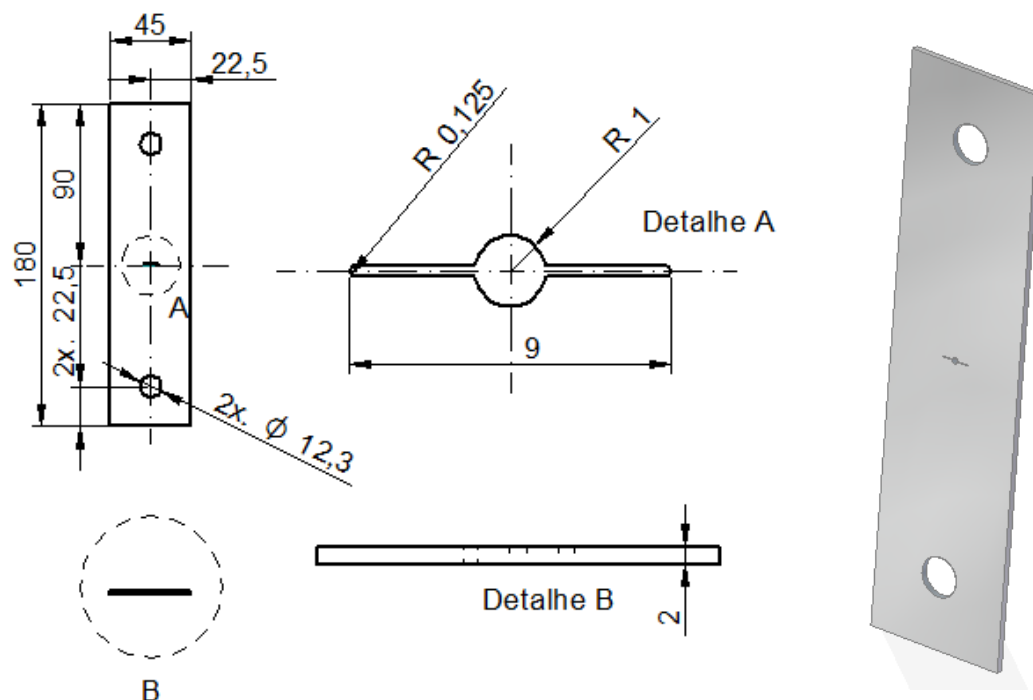
A figura C, por sua vez, representa como os corpos de prova foram retirados das chapas soldadas. (Fonte: Autor, 2017)



5.5.1. Corpos de prova utilizados

Os corpos provas projetados são do tipo M(T) e sua geometria segue a norma ASTM647. Todos os corpos de prova utilizados nos em ar e em meio salino são feitos da liga de alumínio AA2198-T851. A figura 20 ilustra as dimensões e formato utilizado, bem como a representação em 3D dos corpos de provas ensaiados.

Figura 20: Detalhamento do projeto feito para os corpos de prova, tipo M(T), ensaiados na MTS. Desenhos realizados no software Solid Edge ST9. (Fonte: Autor, 2017).

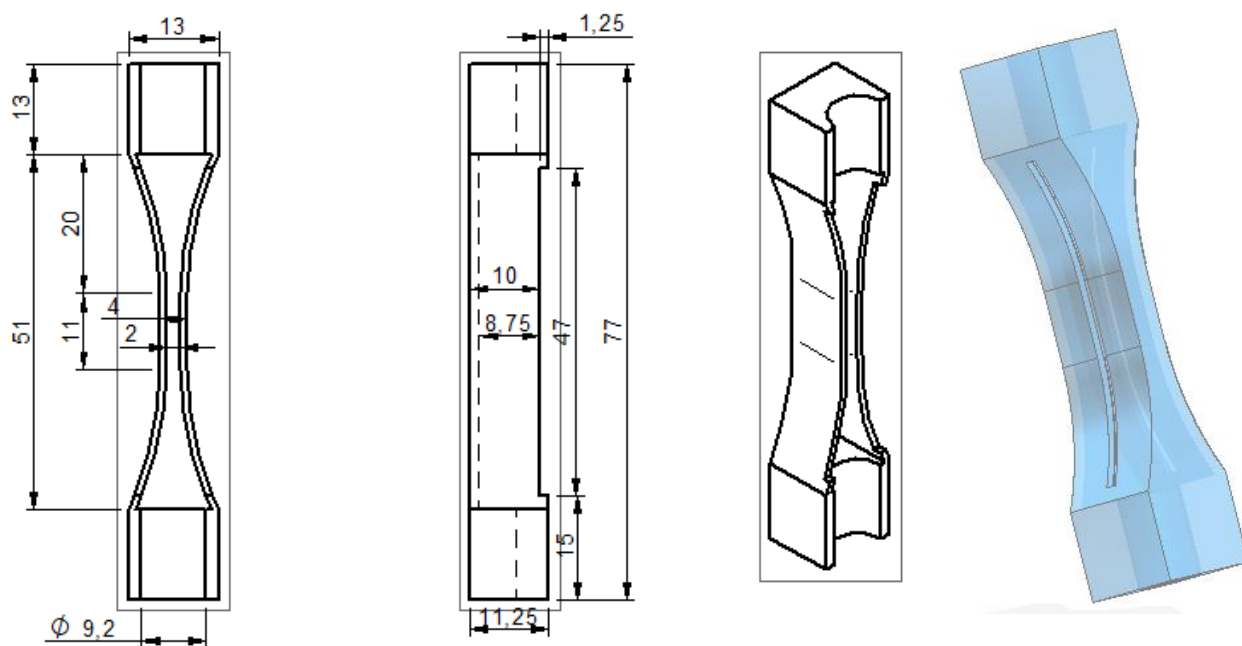


5.5.2. Projeto da câmara para ensaio no meio salino

Os ensaios de propagação de trinca por fadiga em meio salino foram realizados a partir do desenvolvimento de uma câmara de acrílico que assegurasse o constante contato da frente da trinca com o meio corrosivo e que permitisse o uso da técnica da variação da flexibilidade elástica para acompanhamento do tamanho da trinca. Para tanto, também foram utilizados um recipiente contendo uma solução aquosa de 3,5% peso de NaCl, uma bomba de aquário e tubos de borracha para alimentação da câmara de ensaio com um fluxo constante de fluído salino.

Com o objetivo de simplificar tais ensaios e evitar possíveis problemas que atrasariam o projeto, reuniões foram convocadas para sugerir um projeto simples e eficiente de câmara. Após várias trocas de experiências entre os membros de do NEMAF, foi desenvolvida uma nova câmara salina, conforme pode ser observado no desenho da figura 21.

Figura 21: : Projeto da câmara de névoa salina idealizada no NEMAF com detalhamento dimensional e a representação em 3D. Os desenhos foram feitos no software Solid Edge ST9 pelo autor. (Fonte: Autor, 2017).



6. RESULTADOS E DISCUSSÕES

Este trabalho procurou estudar as ligas AA2198-T851. Portanto, alguns ensaios e análises só foram realizados para o material que motivou este projeto. Mesmo assim, visando compreender melhor o processo de soldagem FSW nos tipos de liga de alumínio, será apresentado também algumas estudos e discussões a respeito das ligas AA2524, AA2050 e AA7050.

6.1. Testes realizados para ajustar os parâmetros de soldagem e o projeto do ferramental de soldagem

Neste projeto foram usados dois tipos de ferramentas: uma para as chapas de menor espessura (1,3 mm para a liga AA2524 e 2 mm para a liga AA2198) e outra para as de maior espessura (6,5 mm para o caso da junta dissimilar composta pelas ligas AA2050 e AA7050). A grande dificuldade encontrada foi conseguir adequar o projeto do ferramental das chapas finas com parâmetros de soldagens, visto que cada tipo de ferramenta, sob determinadas circunstâncias, apresentará um “ponto ótimo” de processamento. Entretanto, este tal “ponto” não era alcançado em função de problemas de projeto, como a possibilidade de o pino se deslocar no interior da cavidade da ferramenta, além do fato de o diâmetro ser pequeno o suficiente a ponto de os esforços de cisalhamento, durante a soldagem, levar a falha do mesmo. No caso das chapas mais grossas, o problema foi apenas determinar qual deveria ser a profundidade de penetração e a força axial de soldagem.

6.1.1. Solda – Teste 1

O anexo I destaca o desenho feito do primeiro projeto para o ferramental das chapas finas (com até 2 mm de espessura), enquanto o anexo II traz detalhamentos do pino de soldagem utilizado. Nota-se que o pino deve ser inserido na cavidade interna da ferramenta, permitindo o ajuste da altura do mesmo, tomando como referência o ombro, em função da espessura da chapa a ser soldada. A movimentação só é impedida pelo contato entre o parafuso (inserido lateralmente) e a superfície rebaixada do pino. É válido ressaltar que essa primeira ferramenta para chapas finas foi usada apenas naquelas de liga de alumínio

AA2198-T851. Além disso, os parâmetros de soldagem usados podem ser visualizados na tabela 11.

Tabela 11: Parâmetros de soldagem utilizados no primeiro teste para as chapas da liga de alumínio AA2198-T851. (Fonte: Autor, 2017).

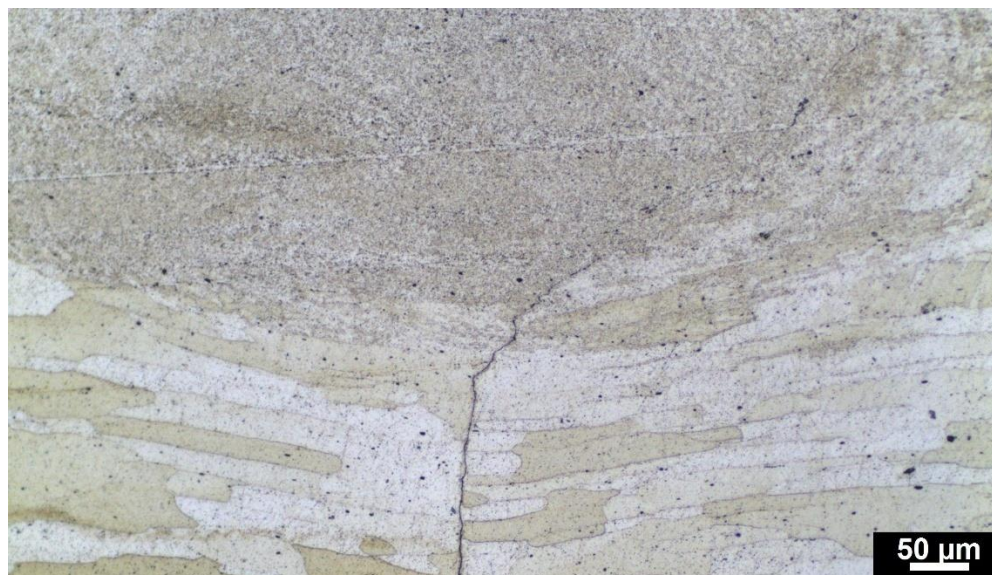
Parâmetros de soldagem	Valores
Penetração (mm)	1,51
Ângulo de inclinação (°)	3,00
Velocidade de rotação (rpm)	800
Velocidade de avanço (mm/min)	300
Força axial (kN)	4,00

Após a soldagem, amostras foram retiradas, preparadas e analisadas por microscopia ótica para verificar a qualidade das soldas. Como resultados preliminares, observou-se a falta de penetração, destacado pela figura 22, a qual contribui com o aparecimento de trincas, conforme indicado pela figura 23.

Figura 2214: Soldagem FSW realizado nas chapas AA 2198. Imagem referente ao teste 1, destacando-se a falta de pene-tração. (Fonte: Autor, 2017).



Figura23: Soldagem FSW realizado nas chapas AA 2198. Imagem referente ao teste 1, nela destaca-se presença de uma trinca no cordão de solda e falta de mistura do material. (Fonte: Autor, 2017).



Ao verificar o motivo de tais defeitos, percebeu-se que houve um problema de montagem da ferramenta no equipamento de soldagem, fazendo com a penetração não fosse adequada.

O projeto do ferramental para chapas grossas (junta dissimilar feita pelas ligas AA2050 e AA7050) apresentava, como diferencial, ausência de pino móvel, isto é, o pino corresponde a uma espécie de protuberância, de formato cônico, do ombro, conforme pode ser visualizado na figura 24.

Figura 24: Ferramenta utilizada para a soldagem FSW de junta dissimilar [30].



A tabela 12 mostra os parâmetros de soldagem do primeiro teste das juntas dissimilares.

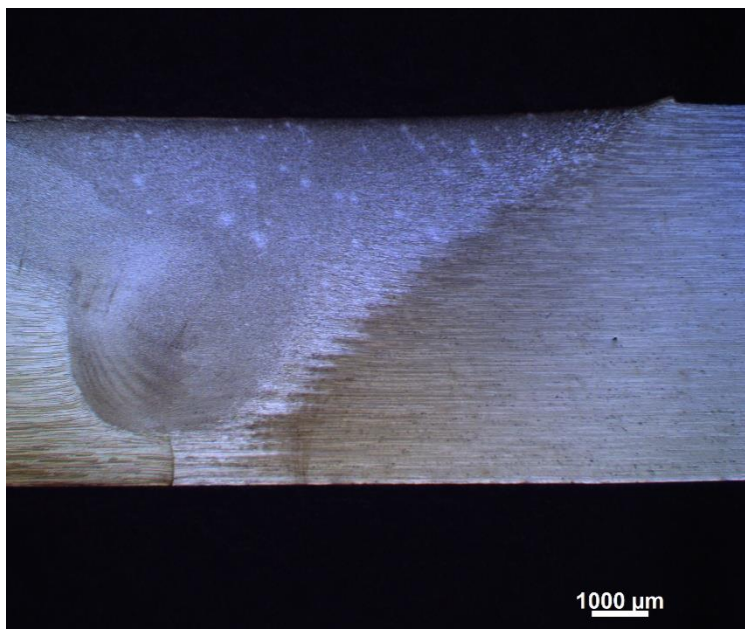
Tabela 12: Parâmetros de soldagem FSW da junta dissimilar no primeiro teste. (Fonte: Autor, 2017).

Parâmetros de soldagem	Valores
Penetração (mm)	5,95
Ângulo de Inclinação (°)	3,00
Velocidade de Rotação (rpm)	400
Velocidade Transversal (mm/min)	100
Força axial (kN)	20

De modo similar às ligas AA2198, amostras foram cortadas e preparadas para a análise de microscopia ótica. Como resultado, nota-se falta de penetração da ferramenta,

situação semelhante ao caso anterior. A figura 25 indica os resultados encontrados dessa primeira solda dissimilar.

Figura 25: Soldagem FSW de junta dissimilar realizado no teste1. (Fonte: Autor, 2017).



6.1.2. Solda – Teste 2

No caso das chapas finas, ajustes na ferramenta foram feitos com intuito de aumentar o comprimento do pino para que o mesmo possa penetrar adequadamente. Os parâmetros de soldagem utilizados no teste 1 foram reproduzidos no teste 2. Após a soldagem, amostras foram retiradas e preparadas para verificar se os problemas de encaixe da ferramenta na máquina foram realmente solucionados. Como resultado, nota-se que a penetração ainda não ficou conforme esperado, porém em melhor condição que o teste 1. Verifica-se também a presença de trinca e a formação de poro de dimensões próximas a 150 μm , conforme ilustrado pela figura 26.

Figura 26: Soldagem FSW realizado nas chapas AA 2198. Imagem referente ao teste 2, destacando a presença de uma grande trinca (linha vermelha) e um poro. (Fonte: Autor,2017).



Dentre todos os problemas apresentados, a falta de penetração foi considerada como prioritário, pois afetou diretamente o andamento do trabalho, os custos iniciais previstos e, de certo modo, a qualidade dos resultados. Os demais defeitos, como poros e trincas, só poderiam ser devidamente sanados quando houver boa penetração e, a partir disso, o correto ajuste nos parâmetros de soldagem. Pensando nisso, o próximo teste foi marcado pelo uso de uma ferramenta disponível no CNPEM, a fim de verificar quais seriam os resultados obtidos por uma ferramenta com diâmetro de pino maior que ferramenta utilizada nos dois primeiros testes. Este novo teste, permitiu o desenvolvimento de uma nova ferramenta, a qual apresenta apenas alterações no ombro e no pino. Essa ferramenta só foi utilizada no teste 4.

Para as chapas grossas, a ferramenta foi, como no caso das chapas finas, a mesma que a do teste 1, modificando a apenas alguns parâmetros de soldagem, conforme indicado na tabela 13, visando aumentar a penetração e assegurar boa soldagem.

Tabela 13: Parâmetros de soldagem utilizados no teste 2 para a junta dissimilar composta pelas ligas de alumínio AA2050 e AA7050. (Fonte: Autor, 2017).

Parâmetro de soldagem	Valores
Penetração (mm)	6,48
Ângulo de Inclinação (°)	3
Velocidade de Rotação (rpm)	800
Velocidade Transversal (mm/min)	100
Força axial (kN)	20

Para verificar o resultado obtido, partes da chapa soldada foram cortadas, embutidas e preparadas para serem analisadas no microscópio ótico. Neste teste, conseguiu-se adequada penetração da chapa, conforme ilustrado pela figura 27.

Figura 27: Soldagem FSW dissimilar realizada no teste 2. Esta figura destaca a raiz da solda, evidenciando adequada penetração. Nota-se também a interface entre as duas ligas e presença de linha de junta remanescente e po-ros. (Fonte: Autor, 2017).



De acordo com as observações feitas por microscopia, conforme indicado pela figura 27, nota-se a presença de grandes quantidades de poros e a presença de camadas de

óxido presa na interface dos materiais. Estes, por sua vez, estão diretamente relacionados com a inadequada limpeza das chapas antes do processo de soldagem.

6.1.3. Solda – Teste 3

Neste teste, foram soldadas apenas chapas da liga AA2198 sobrepostas, a fim de estudar a profundidade de penetração do pino e também a qualidade da solda nas chapas em contato direto com o ombro da ferramenta. Deve-se destacar que os parâmetros de soldagem não foram modificados, visto que, no momento, o objetivo é resolver a falta de penetração. Nestes testes, a ferramenta do teste 1 foi novamente utilizada. Assim sendo, os resultados encontrados foram promissores, visto que a chapa em contato com o ombro da ferramenta foi totalmente penetrada pelo pino (conforme esperado) e não foi identificado poros. Em adição, as trincas encontradas não estão relacionadas com a geometria do pino e sim com o tipo de soldagem realizada, ou seja, união de chapas sobrepostas. Esta condição permite que os esforços oriundos da rotação e da translação da ferramenta aplique forças cisalhantes entre as placas durante o processo, contribuindo, de certo modo, com a formação de trincas no intervalo de tempo em que a região misturada apresenta pouca resistência mecânica em função do atrito e das condições térmicas. As figuras 28, 29 e 30 destacam os resultados encontrados. É válido ressaltar que neste teste notou-se o deslizamento do pino, visto que os esforços normais eram elevados o basta para promover o deslocamento mesmo com a atuação do parafuso lateral. Deste modo, foi necessário a elaboração de uma nova ferramenta para soldagem das chapas finas.

Figura 28: Soldagem sobreposta FSW realizado nas chapas AA 2198. Nesta imagem destaca-se a completa penetração da chapa em contato direto com o ombro da ferramenta (chapa superior), além da ausência de poros (Fonte: Autor, 2017).

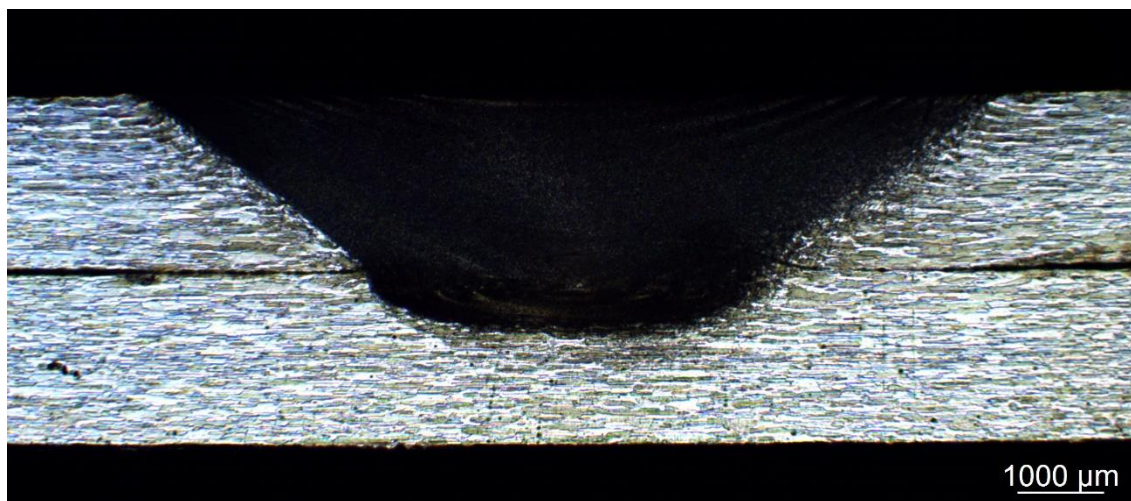
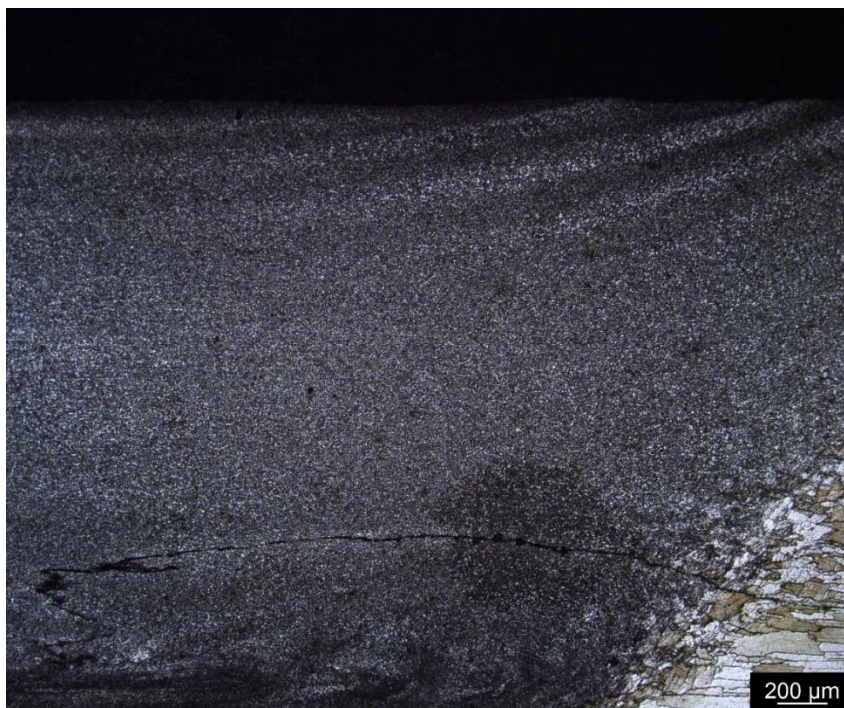


Figura 29: Soldagem sobreposta FSW realizado nas chapas AA 2198. Esta imagem objetiva detalhar a penetração do pino no lado de avanço (Fonte: Autor, 2017).



Figura 30: Aparecimento de trica em função da soldagem de chapas sobrepostas (Fonte: Autor, 2017).



6.1.4. Solda – Teste 4

A nova ferramenta para chapas finas foi projetada, conforme indicado nos anexos III e IV, permitindo assim a realização de mais um teste. Novamente, as chapas mais grossas não foram soldadas. Durante a realização das soldas, alguns romperam, pois, dessa vez, não tinha mobilidade e as forças cisalhantes eram também elevadas o bastante para um pino de pequeno diâmetro suportar. A alternativa encontrada foi o desenvolvimento de uma terceira ferramenta, conforme indicada pela figura 16, o qual o pino corresponde a uma espécie de protuberância do ombro. Dito isso, essa nova ferramenta foi usinada e testada, resultando em soldas adequadas e de boa qualidade conforme indicadas nos tópicos a seguir. Com relação aos parâmetros de soldagem, eles foram devidamente acertados e podem ser analisados na tabela 10.

6.2. Análise microestrutural por microscopia ótica

Os resultados de microscopia das ligas AA2198 e AA2524 correspondem ao quarto teste, enquanto que as juntas dissimilares, formada pelas ligas AA2050 e AA7050, foram feitas no segundo teste.

6.2.1. Análise microestrutural das juntas similares da AA2198-T851

A figura 31 destaca a visão panorâmica da união FSW, enquanto as figuras 32 a 36 indicam as mudanças microestruturais ao longo da seção transversal das chapas unidas.

Figura 31: Visão panorâmica da soldagem FSW da liga AA2198-T851 conseguida após a correta determinação dos pa-râmetros de soldagem e do ferramental. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Figura 32: Metal base da AA2198-T851. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll

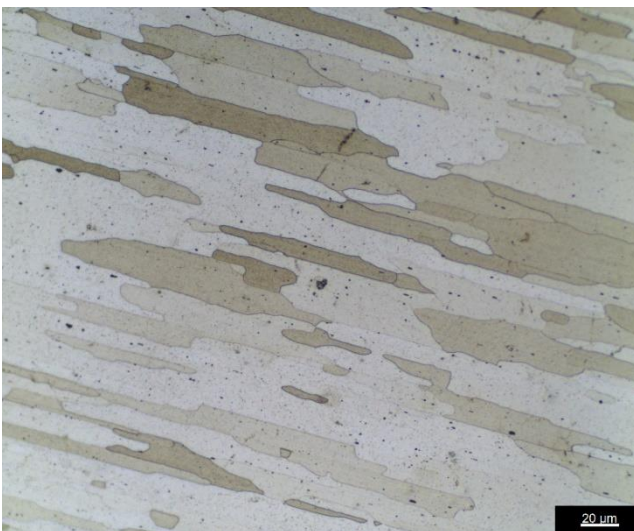


Figura 33: Lado de avanço e metal base. Micrografia de microscopia ótica; material

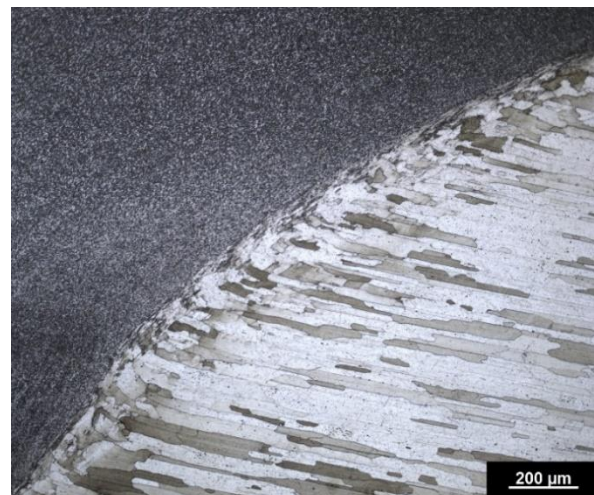


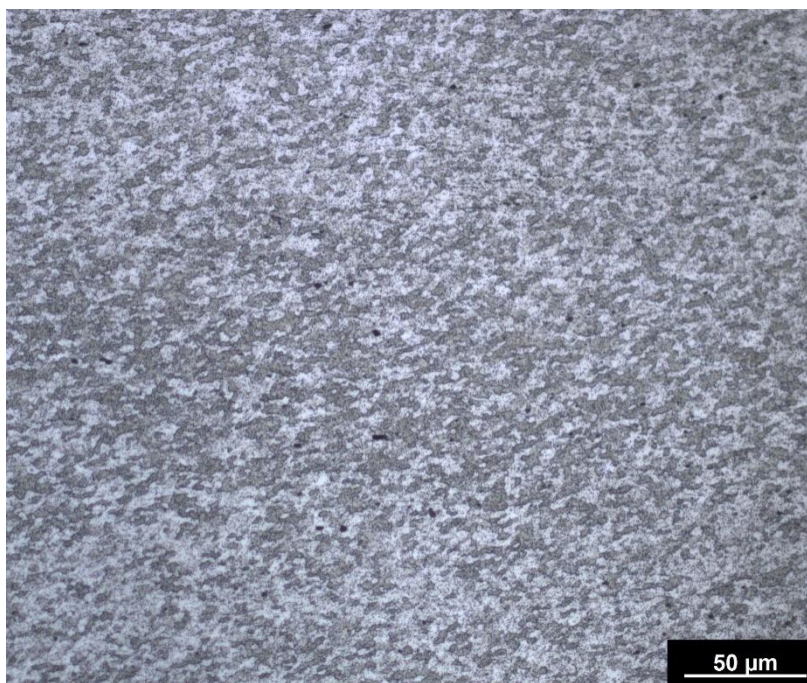
Figura 34: Nugget e lado de avanço. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte:



Figura 35: Lado de retrocesso. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll



Figura 36: Detalhamento da microestrutura do nugget. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Assim sendo, observa-se, figura 36, que na porção central do cordão de solda (conhecido também como *nugget*) a microestrutura é formada por pequenos grãos equiaxiais (tamanhos na ordem de micrômetros) oriundos da recristalização estimulada pelos elevados níveis de deformações e altas temperaturas. Além disso, essa região é marcada pela presença de grãos de alto ângulo e com baixa densidade de discordâncias [9]. Esta configuração é justificada pela deformação imposta pelo processo, visto que há a formação de grandes quantidades de discordâncias, enquanto, ao mesmo tempo, ocorre o crescimento de grão devido à elevada temperatura. A presença destes dois fenômenos propicia a ocorrência da recuperação dinâmica, fazendo com que as discordâncias em cunha de orientações opostas, ao interagirem devido à alta mobilidade proporcionada pela temperatura elevada, se aniquilem. Outra característica que se destaca é a ocorrência da solubilização e re-precipitação após a solda, os quais estimulam localmente a queda das propriedades mecânicas [32]

A ZTMA, presente nas figuras 33 e 35, é marcada pela considerável mudança na orientação dos grãos em relação ao metal base principalmente no lado de avanço, sendo provocado pela influência mecânica do processo. Este último associado com o fator térmico pode desencadear a recuperação e a recristalização, acarretando na formação de precipitados do tipo $\Theta'(Al_2Cu)$, $\delta'(Al_3Li)$ e $T1(Al_2CuLi)$ em formato alongado e presentes no interior dos grãos [32].

A ZTA, por sua vez, é influenciada apenas pelo aquecimento, o qual é responsável pelo crescimento de grãos, dissolução e alteração da morfologia dos precipitados. No caso da liga 2198, estudos de microscopia eletrônica de transmissão mostram os mesmos tipos de precipitados encontrados na ZTMA, a diferença fica no formato, pois na ZTA eles estão na forma arredondada e nos contornos de grãos [32].

No caso do metal base, figura 32, não há alterações microestruturais em relação ao material antes da soldagem. Nota-se apenas que os grãos estão dispostos de modo paralelo e encontram-se alongados na mesma direção do trabalho a frio em que as chapas foram submetidas.

6.2.2. Análise microestrutural das juntas similares da AA2524-T3

A figura 37 destaca a visão panorâmica da solda FSW feita nas chapas da liga AA2524-T3. Além disso, as figuras 38 a 41 mostram a variação microestrutural da seção transversal das amostras retiradas.

Figura 37: Visão panorâmica da solda FSW feita nas chapas de alumínio AA2524-T3. Solda conseguida no teste 4. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor,2017)



Figura 38: Metal base AA2524. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll

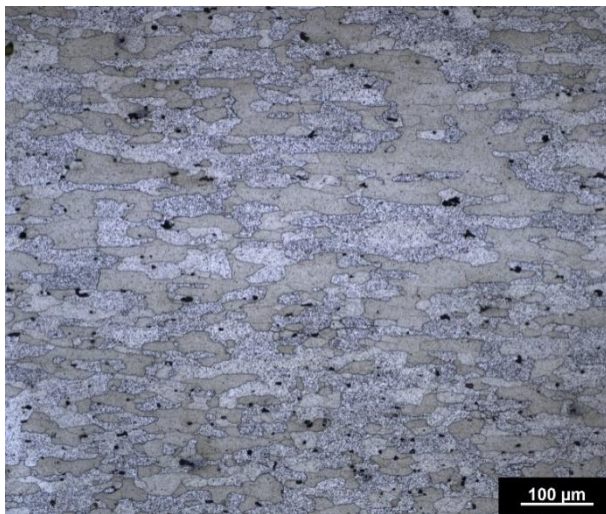


Figura 39: Lado de avanço e nugget. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll



Figura 40: Lado de retrocesso e nugget. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll

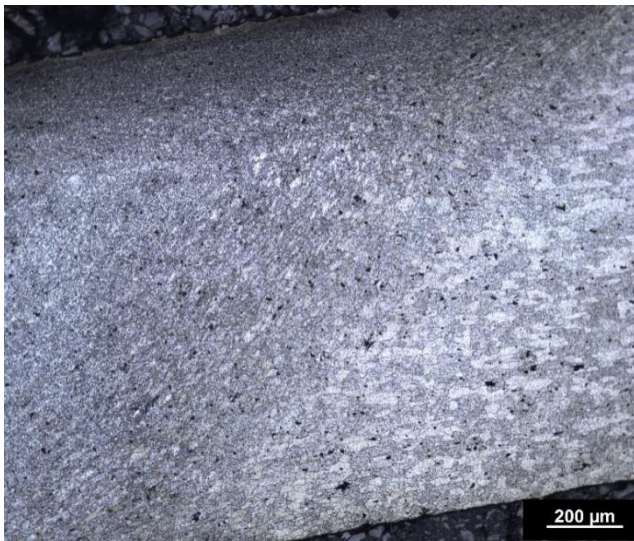
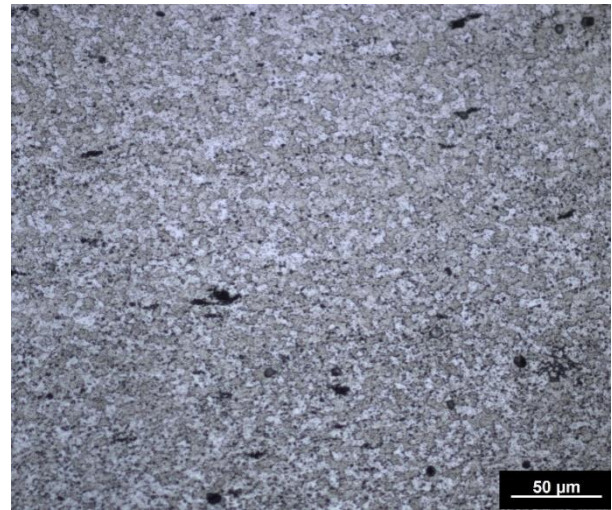


Figura 41: Detalhamento do nugget. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll



Com relação ao nugget, tem-se que os grãos também são pequenos, equiaxiais, marcados por contornos alto ângulo e estão aleatoriamente distribuídos. Tal configuração pode ser justificada pelo trabalho termomecânico brusco sofrido nessa localidade da solda.

Percebe-se também que, na ZTMA, considerável mudança na orientação dos grãos em relação ao metal base principalmente no lado de avanço, sendo provocado pela influência mecânica do processo. Assim sendo, a transição entre o cordão de solda e o metal base é muito mais brusca e visível no lado de avanço do que no lado de retrocesso. No caso da ZTA e do metal base tem-se conclusões parecidas com as do item 6.2.1.

6.2.3. Análise microestrutural da junta dissimilar da AA2050-T84 - AA7050-T7451

A figura 42 ilustra a visão panorâmica da junta dissimilar, enquanto as figuras 43 a 47 destacam as características microestruturais da seção transversal estudada.

Figura 42: Visão panorâmica da união dissimilar. O lado esquerdo corresponde à liga AA7050 e direito à liga AA2050. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Figura 43: Metal base AA7050. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).

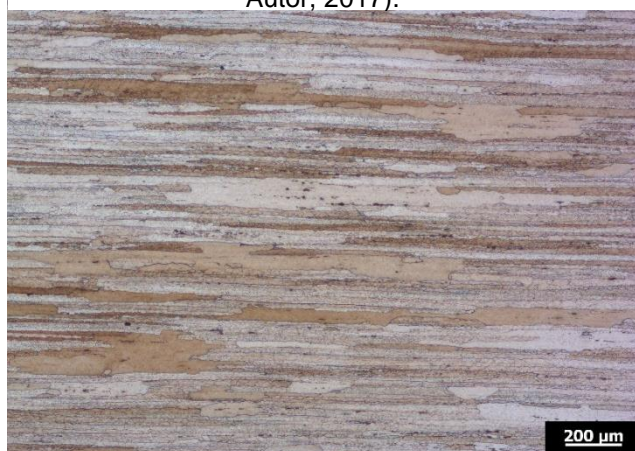


Figura 44: Metal base AA2050. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).

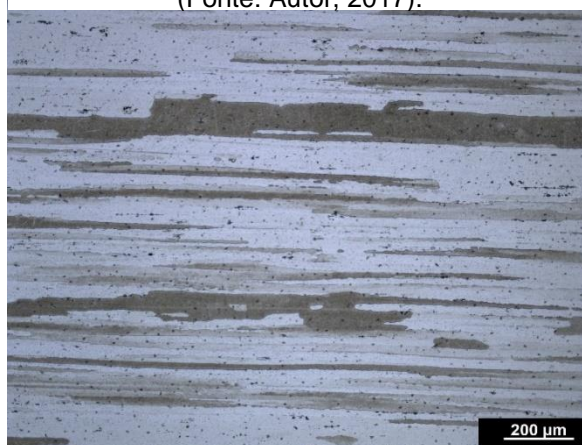


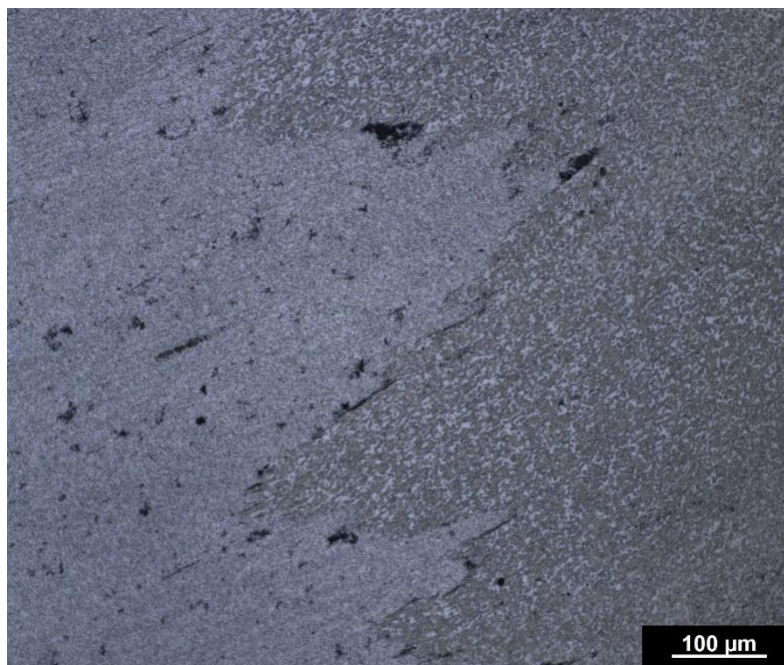
Figura 45: Lado de avanço. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Figura 46: Lado de retrocesso. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Figura 47: Detalhamento do nugget da junta dissimilar. No lado direito tem-se o refinamento dos grãos pertencentes à liga AA2050, enquanto no lado esquerdo tem-se a liga AA7050. Micrografia de microscopia ótica; material atacado com Kroll (Fonte: Autor, 2017).



Com relação ao nugget, figura 47, nota-se, novamente a presença de grãos muito pequenos, equiaxiais em função do trabalho termomecânico. Além disso, mesmo ocorrendo considerável plastificação no ato da soldagem, é visível a existência de uma nítida interface que separa as duas ligas utilizadas nesta união. Essa nítida divisão evidencia a inexistência de uma mistura, não provendo a formação de uma região com características microestruturais intermediárias.

Com relação a ZTMA, ZTA e metal base, os resultados são similares ao que foi discutido nos itens 6.2.1 e 6.2.2.

6.3. Microdureza

6.3.1. Microdureza das chapas AA2198-T851

A figura 48, indicada a seguir, evidencia os resultados dos ensaios de microdureza realizados ao longo da seção transversal. A figura 49, por sua vez, apresenta o mapa de dureza.

Figura 48: Perfil de microdureza da seção transversal feita nas chapas da liga de alumínio AA2198-T851 (Fonte: Autor, 2017).

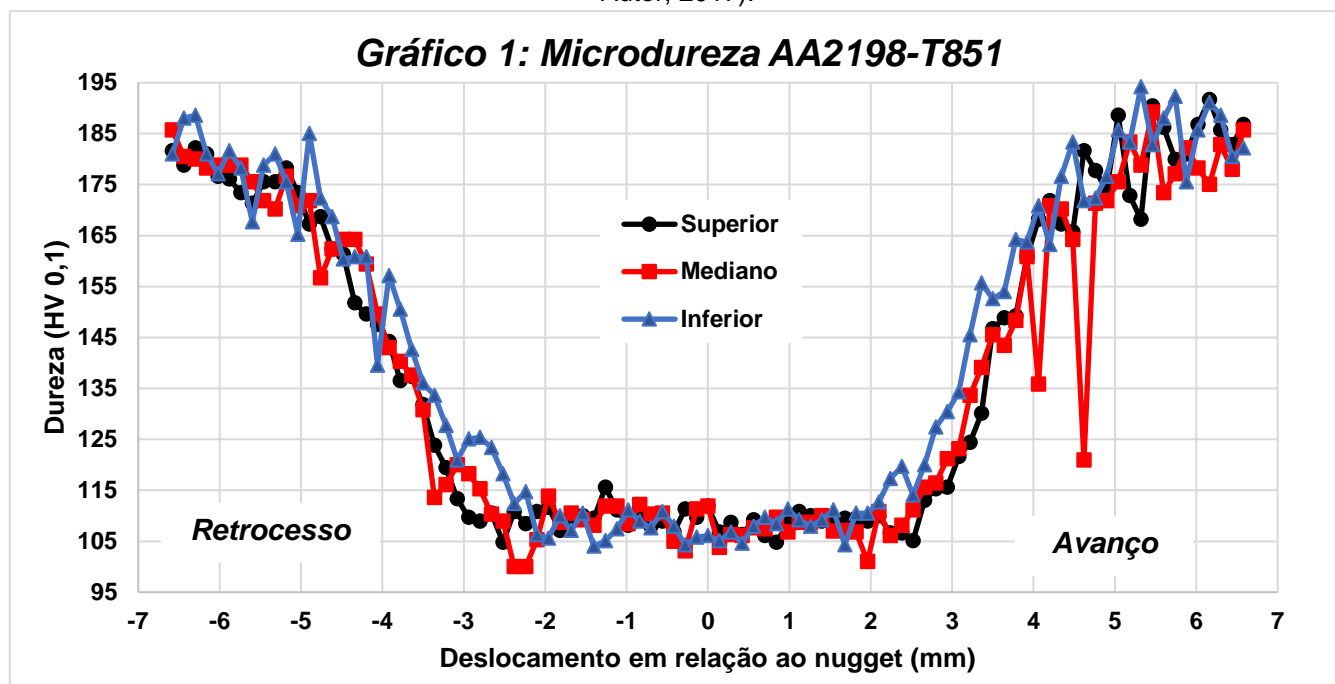
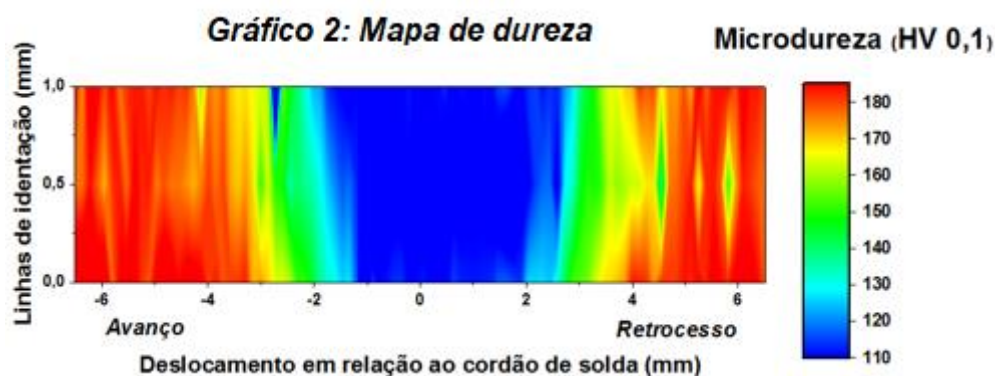


Figura 49: Mapa de dureza realizada na da seção transversal feita nas chapas da liga de alumínio AA2198-T851 (Fonte: Autor, 2017).



Ao analisar ambos os gráficos, figuras 48 e 49 e conforme mencionado no item 6.2, nota-se que o metal base apresenta maiores valores de dureza; a ZTA, de modo geral, apresenta-se mais dura que a ZTMA e menos dura que o metal base, enquanto o centro do cordão de solda é marcado pelos menores valores de dureza. Além disso, deve-se destacar que é esperado que a linha de indentação superior apresente queda dureza antes das

linhas mediana e inferior, conforme está claramente indicado na figura 48. Isso se justifica pelo fato da proximidade desta linha de indentações com o ombro da ferramenta e, também, pelo perfil em “U” da região misturada pela solda. Assim sendo, espera-se que a porção mediana apresente queda de dureza a uma distância menor do centro do cordão de solda, quando comparado com a porção superior. A porção inferior terá queda de dureza a uma distância menor ainda do centro do cordão de solda em comparação com a superior e mediana. Desta forma, é esperado que quanto maior for a espessura da chapa e a distância entre as linhas de indentação, mais visível será graficamente a variação de comportamento entre as três linhas de dureza.

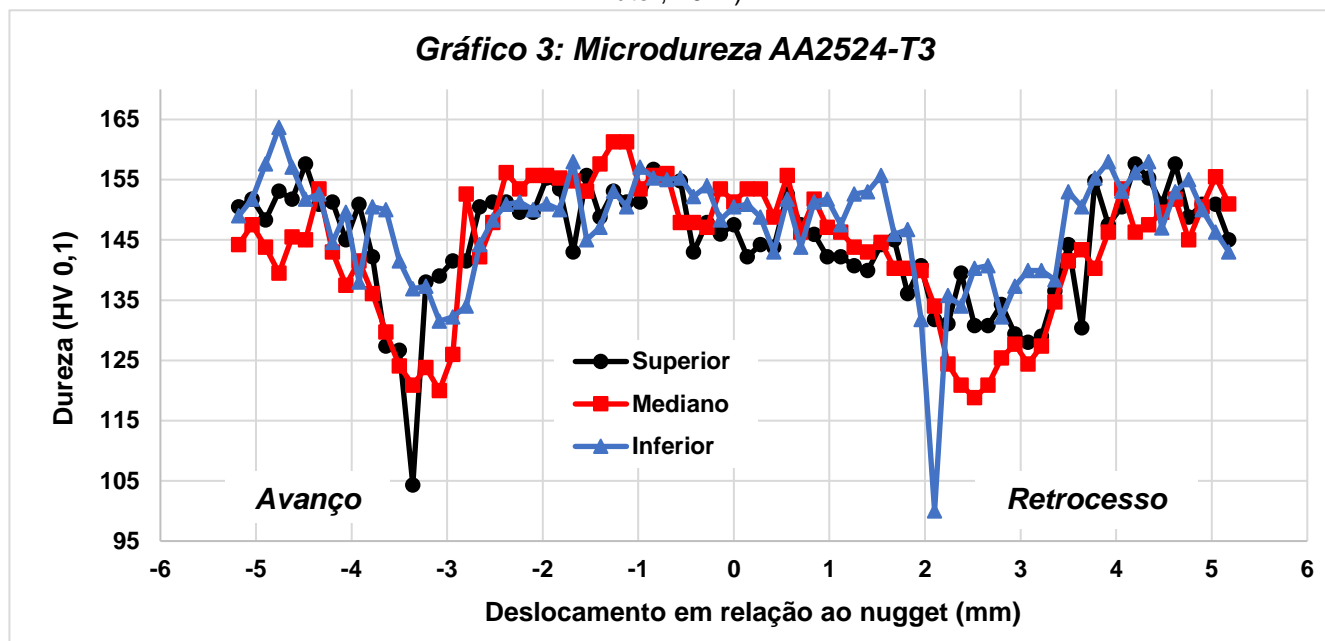
A forma como a dureza varia ao longo da seção transversal das chapas soldada é visualmente facilitada pelo mapa da figura 49. Neles pode-se identificar, de modo prático, a localização da ZTMA e da ZTA em relação ao centro do cordão de solda. A ZTMA é evidenciada pela região verde e de azul claro, a ZTA é destacada pela cor amarela e um pouco da verde, pois ambas são regiões de transição. O metal base é indicado pelo vermelho, enquanto o azul escuro representa o centro do cordão de solda.

Em adição, tem-se o aumento da dissolução de precipitados nas regiões do material mais próximas do centro do nugget. No caso da AA2198 e tomando como exemplo o precipitado do tipo T1, que exerce considerável importância no aumento da resistência mecânica, percebe-se que o mesmo se mostra, grosso modo, totalmente dissolvido. Estudos correlacionam essa queda da dureza com a dissolução deste precipitado [32], pois o efeito endurecedor exercido pelos precipitados do tipo T1 deixaria de existir nas regiões mais próximas do centro do nugget. No interior deste último, estudos mostram pouca fração volumétrica deste tipo de precipitado, levando a queda dos valores de dureza. Nas porções mais distantes do cordão de solda, a quantidade de precipitados do tipo T1 é maior, assim como a dureza [32].

6.3.2. Microdureza das chapas AA2524-T3

A figura 50 mostra o perfil de dureza para as chapas soldadas da liga de alumínio AA2524-T3.

Figura 50: Perfil de microdureza da seção transversal feita nas chapas da liga de alumínio AA2524-T3 (Fonte: Autor, 2017).

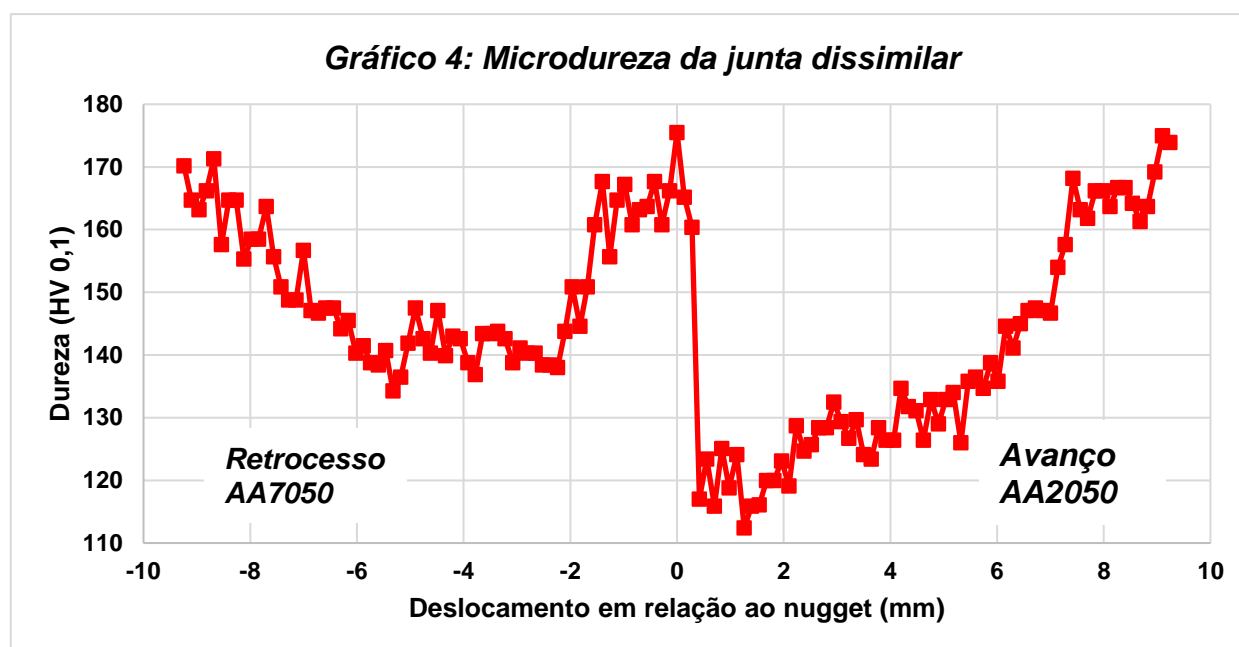


Diferentemente da liga AA2198-T851, observa-se que a dureza do nugget é muito parecido com a dureza do metal base. Os menores valores de dureza são encontrados nas localidades entre o metal base e o centro do nugget, ou seja, nas regiões que seriam pertencentes a ZTA e a ZTMA. Estudos feitos nesta liga [8], evidenciam que soldas feitas com velocidades de rotação do pino e avanço da ferramenta superiores e/ou iguais, respectivamente, a 480 rpm e 3,4 mm/s, podem contribuir com o aumento da dureza no nugget. A diferença entre uma solda lenta e outra rápida está no elevado pico de temperatura alcançado por esta última, resultando no “tratamento térmico de solubilização” (*solution heat treatment*) da soldagem rápida. No caso das soldas mais lentas, nota-se o superevelhecimento (“overaging”). Em adição, o nugget das soldas rápidas sofrerá taxas de resfriamento mais rápido do que as soldas lentas, em função do rápido ganho de temperatura promovido pelo intenso atrito [8].

6.3.3. Microdureza da junta dissimilar

Para o caso da junta dissimilar composta pelas ligas de alumínio AA2050-T84 e AA7050-T7451, realizou-se apenas uma linha de indentação na porção mediana da seção transversal da amostra. O objetivo foi avaliar o comportamento geral da dureza, sem grandes detalhamentos por se tratar de um caso mais complexo, fugindo dos objetivos iniciais deste trabalho conforme previsto nos relatórios anteriores a este. A figura 51 destaca a variação de dureza encontrada.

Figura 51: Perfil de microdureza da seção transversal feita nas chapas de junta dissimilar (Fonte: Autor, 2017).



Quando são comparados os lados de avanço (AA2050) e retrocesso (AA7050), nota-se que este último apresenta valores de dureza reduzido na ZTA e similares ao do metal base no nugget. Isso se deve, provavelmente, à formação de precipitados grosseiros na ZTA em função da influência térmica, fenômeno este que ainda necessita de melhor compreensão. Isso está sendo investigado e será abordado em trabalhos futuros. No caso da liga AA2050, tem-se o fenômeno de dissolução de precipitados endurecedores em localidades próximas ao centro do cordão de solda, fenômeno semelhante ao descrito para a liga AA2198.

6.4. Estudo de EBSD

6.4.1. EBSD das chapas AA2198-T851

As figuras 52 e 53 destacam as imagens de EBSD feitas nas chapas da liga AA2198-T851 com intuito de verificar, respectivamente, o nugget e a ZTMA, ZTA e metal base.

Figura 52: Análise do nugget por EBSD, sendo que cada uma das cores indicam a orientação cristalográfica dos grãos. Imagens feitas no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

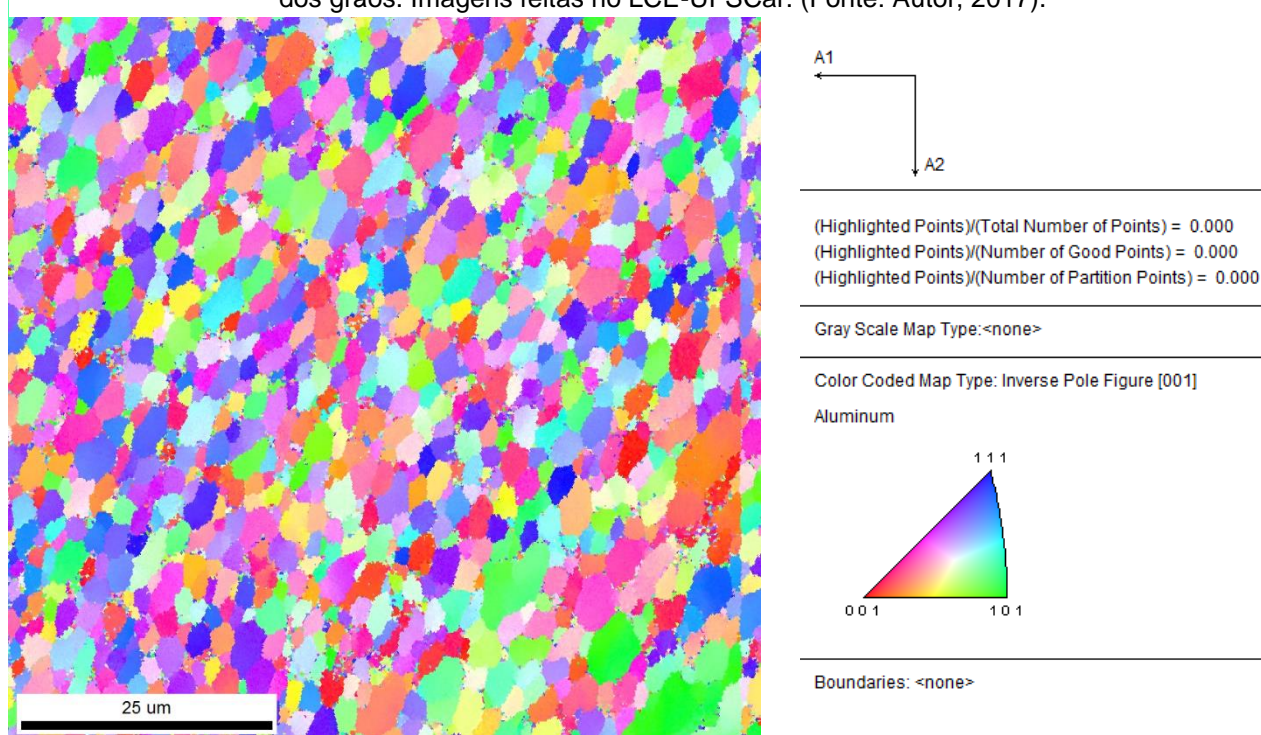
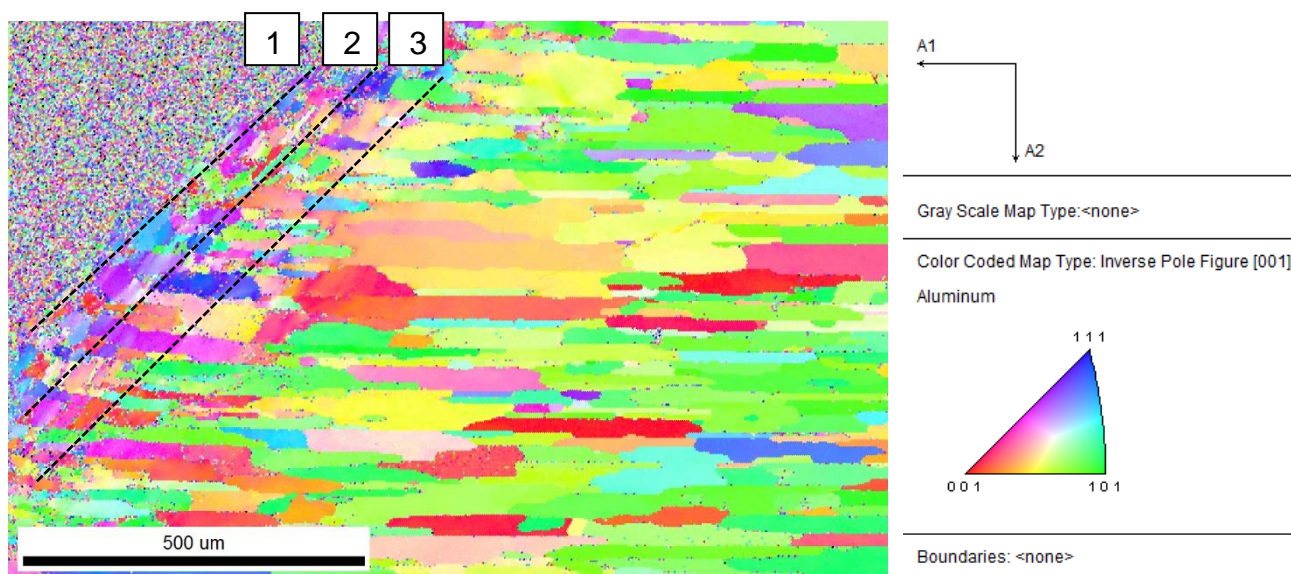


Figura 53: Análise de EBSD do lado de retrocesso da solda com intuito de verificar o quanto a microestrutura varia no nugget (1), ZTMA (2), ZTA (3) e metal base. Imagens feitas no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



Com relação a figura 52, feita no nugget, percebe-se que os grãos aparentam ter o mesmo tamanho médio, são equiaxiais e estão aleatoriamente organizados, isto é, sem uma orientação definida, como ocorre no metal base em função do processo de laminação. Com relação a figura 53, evidencia-se, mais uma vez, grãos consideravelmente rotacionados em relação ao metal base, tamanhos intermediários e também sem uma orientação preferencial.

Conforme dito anteriormente e confirmado pelas figuras 54 e 55, o nugget apresenta preferencialmente contornos de grãos de alto ângulo, em função do processo termomecânico imposto. Isso pode ser justificado pelo fenômeno recristalização total. A ZTMA, figura 53, tem uma tendência a apresentar contornos de alto ângulo, em função da recristalização parcial, enquanto o metal base evidência contornos de baixo ângulo.

Figura 54: Estudo de EBSD feita no nugget da solda. O objetivo desta imagem é verificar a relação entre o contorno de grão e o modo como a microestrutura foi afetada durante a soldagem. Nota-se grãos pequenos e equiaxiais. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte, Autor 2017)

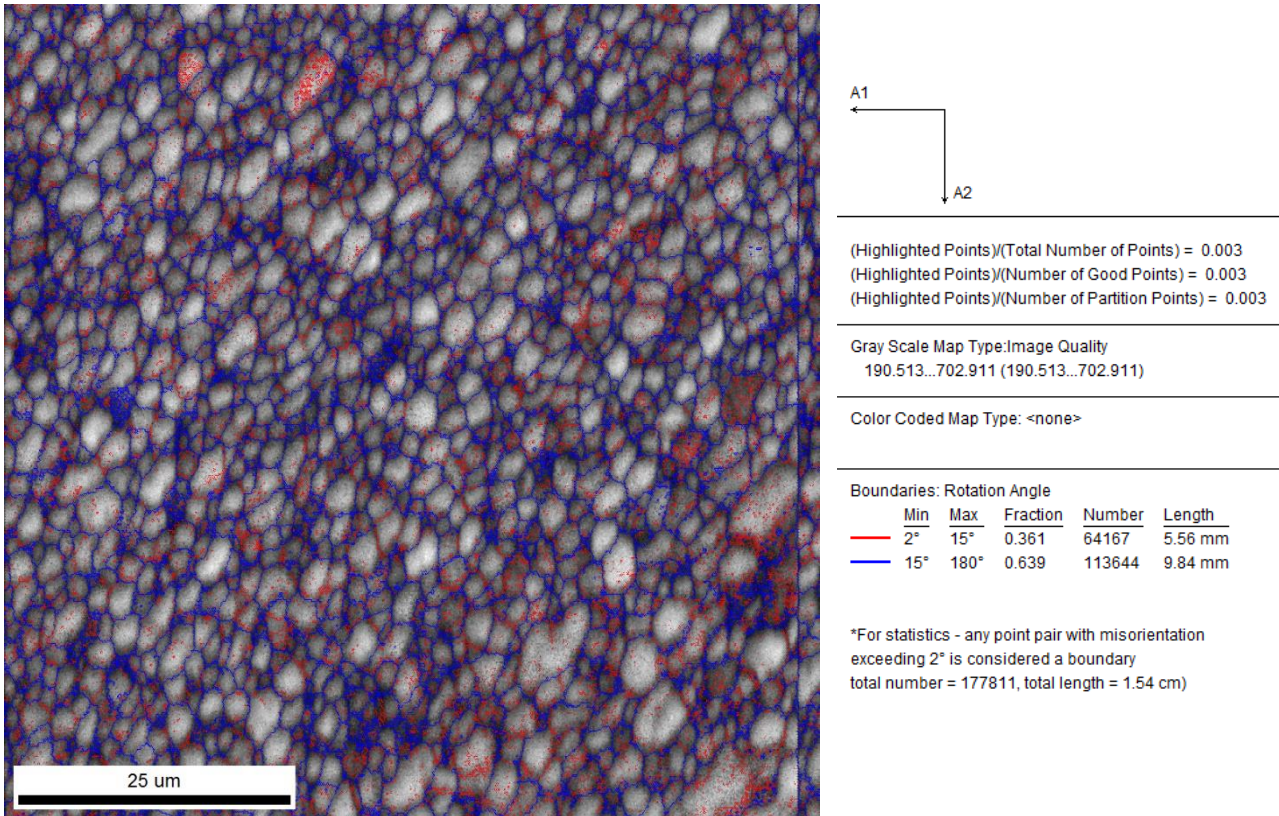
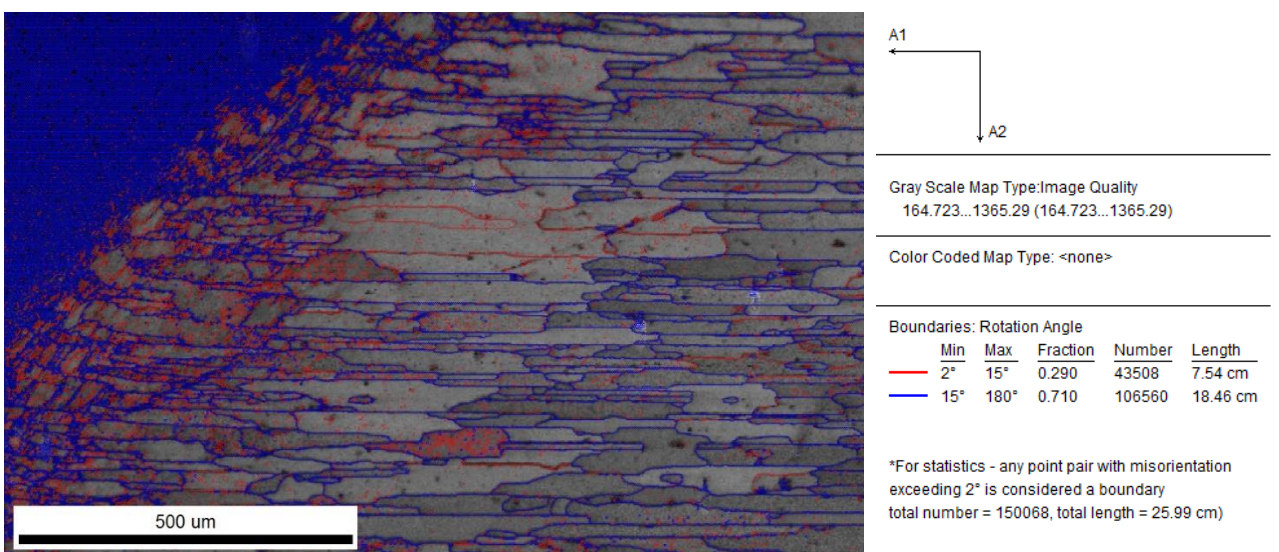
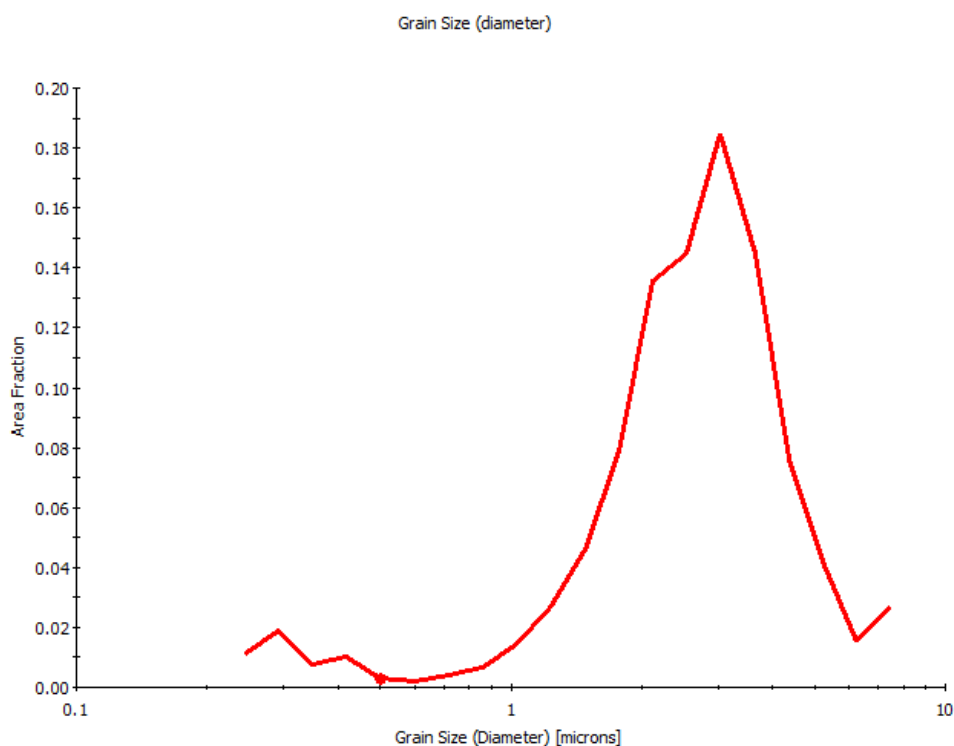


Figura 55: Estudo de EBSD feito nas regiões da solda ZTMA, ZTA e metal base para verificar o contorno de grãos presente em cada região. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



A figura 56, destaca a distribuição de tamanho médio de grãos do nugget, evidenciando que a maioria dos grãos tem em torno de 3 microns de tamanho.

Figura 56: Distribuição do tamanho de grãos do nugget. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



6.4.2. EBSD das chapas AA2524-T3

A figura 57 ilustra os resultados alcançados no estudo EBSD para as chapas da liga AA2524-T3 soldadas por FSW. Nela pode-se observar a presença do nugget, da ZTMA, da ZTA e do metal base do lado de retrocesso. Nota-se também considerável refinamento dos grãos no nugget com tamanho médio de 1 micron, enquanto os grãos da ZTMA estão rotacionados, tomando como referência o metal base.

A figura 58 por sua vez, destaca a relação entre os ângulos dos contornos de grãos entre cada uma das porções da solda, sendo que os resultados são similares àqueles discutidos no item 7.4.1.

Figura 57: Estudo de EBSD realizada na solda FSW para destacar o nugget (1), a ZTMA (2), ZTA (3) e parte do metal base do lado de retrocesso. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

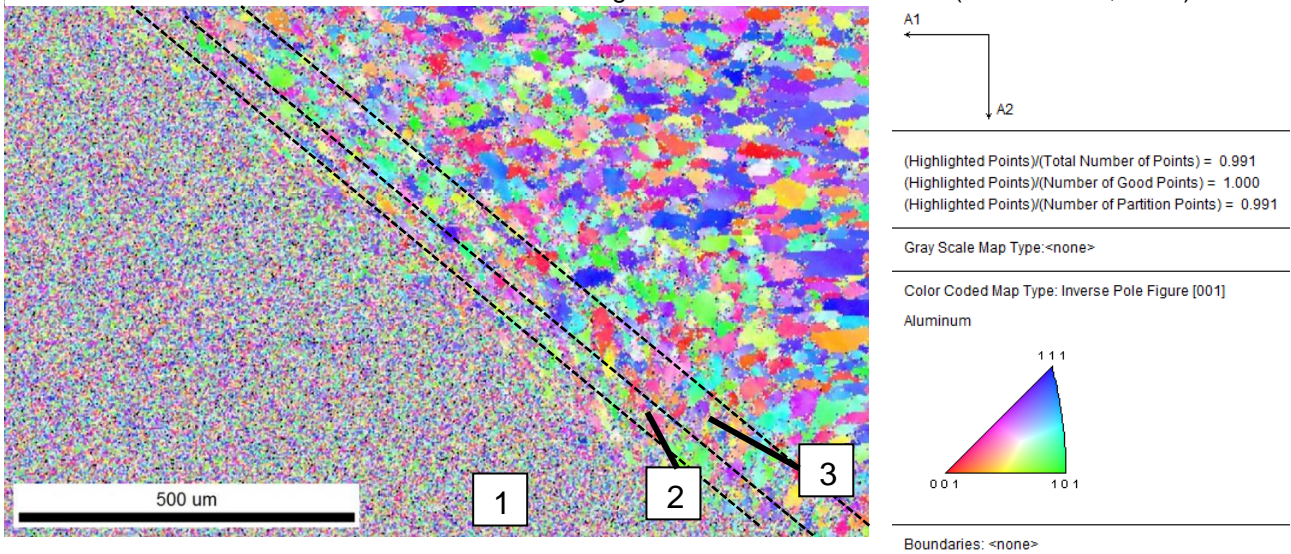
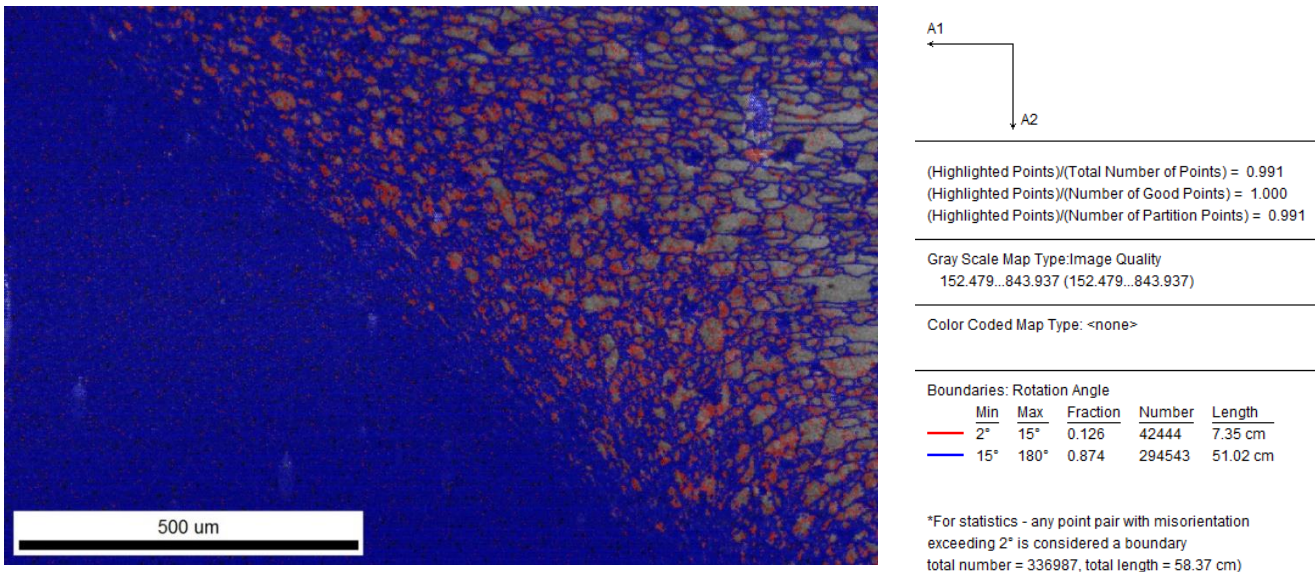


Figura 58: Estudo de EBSD realizada na solda FSW para verificar a mudança de contorno de grão entre as regiões: nugget, ZTMA, ZTA e metal base. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



6.4.3. EBSD da junta dissimilar

As figuras 59 mostra o estudo de EBSD realizado no nugget da junta dissimilar composta pelas chapas da liga AA2050-T84 e AA7050-T7451. A figura 60 destaca a região de onde o EBSD do nugget foi feito, objetivando analisar a transição entre os dois materiais. Pode-se dizer que a mudança de material não afeta o tamanho e nem a orientação preferencial dos grãos (ficando na faixa de 2 – 4 microns), indicando forte dependência da influência termomecânica.

Figura 59: Estudo de EBSD feito na transição entre as duas chapas que formam a junta dissimilar feita pela FSW. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

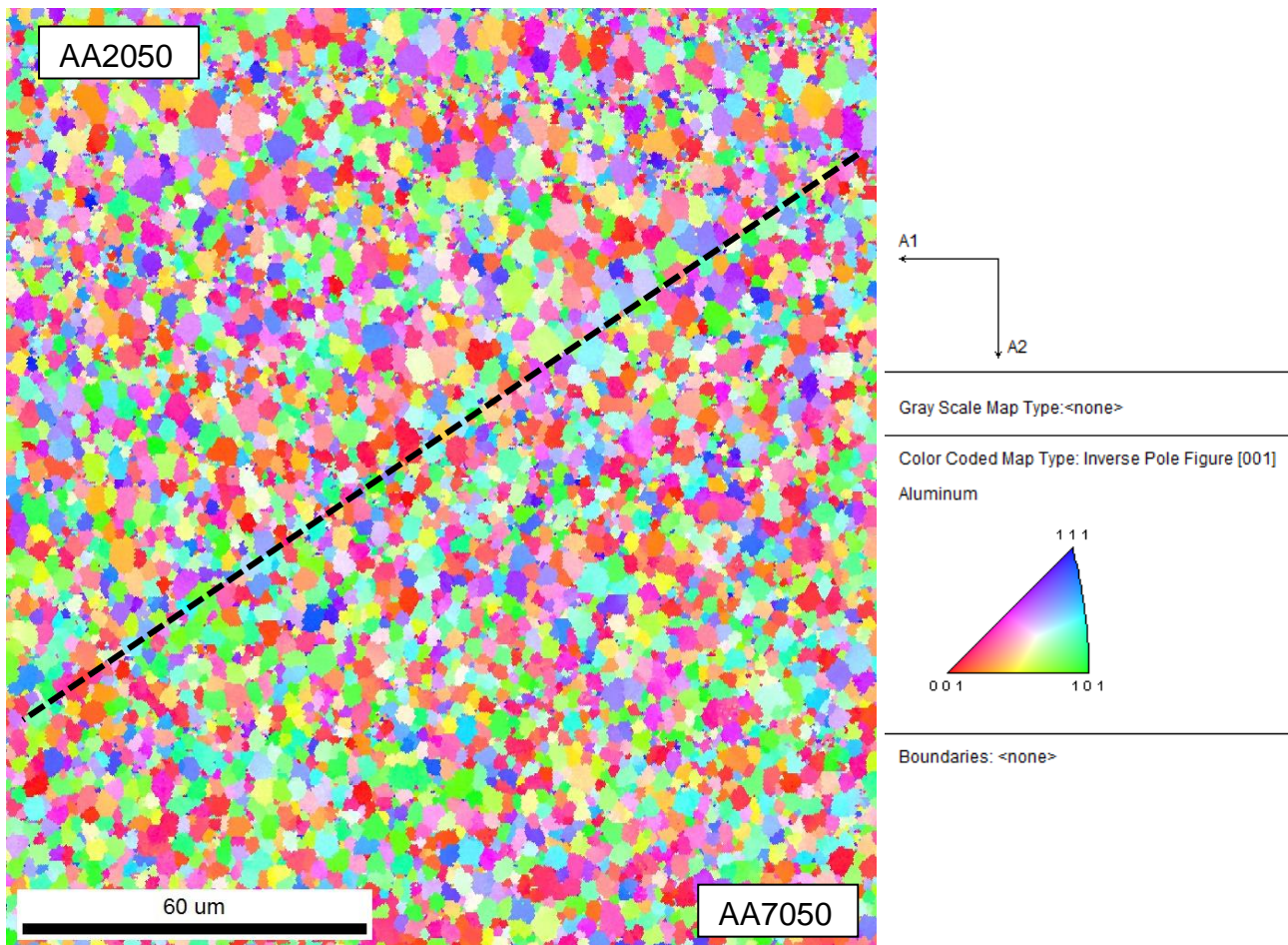
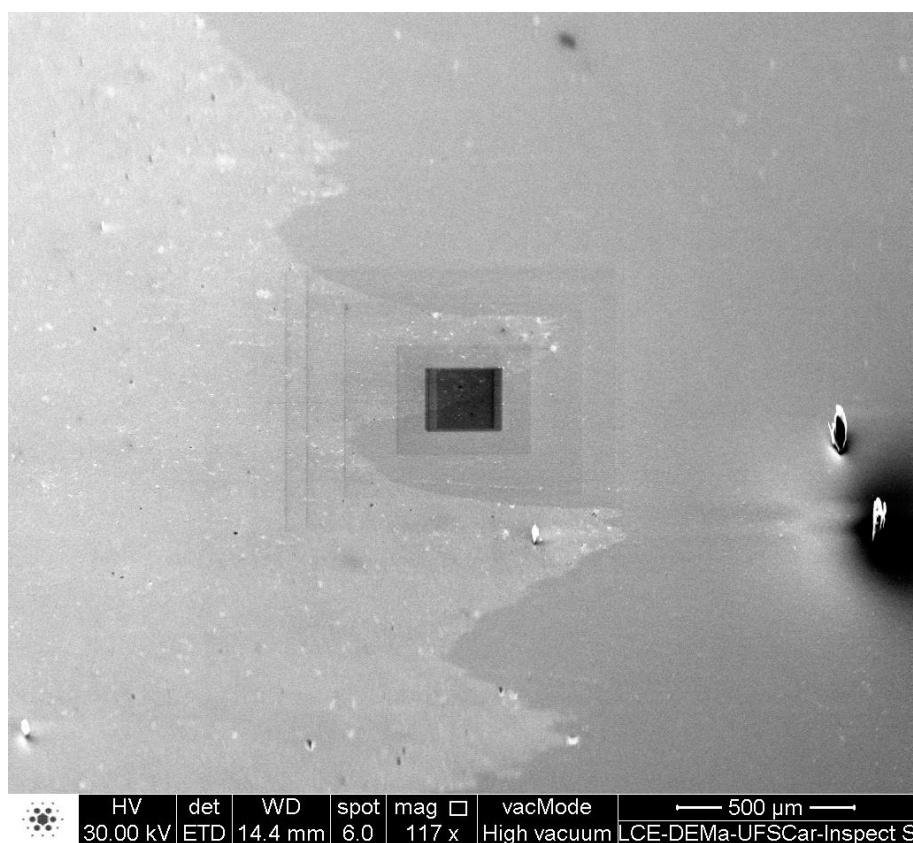


Figura 150: Determinação da área pertencente ao nugget antes da realização do EBSD. O retângulo mais escuro corresponde a porção estudada e apresentada na figura 58. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



As figuras 61 e 62 mostram as demais regiões da solda, isto é, a ZTMA, ZTA e metal base do lado de avanço e retrocesso. Os resultados são similares aos obtidos e discutidos nos itens 7.4.1 e 7.4.2.

Figura 61: EBSD do lado de avanço (AA2050), com destaque para o nugget, ZTMA, ZTA e metal base. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

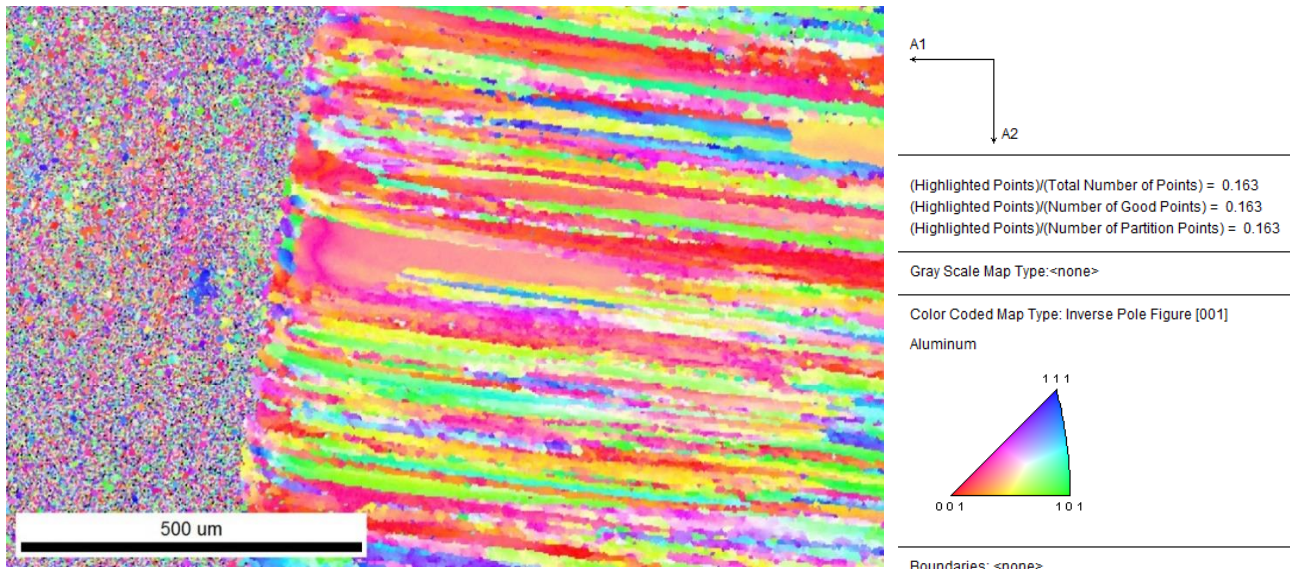
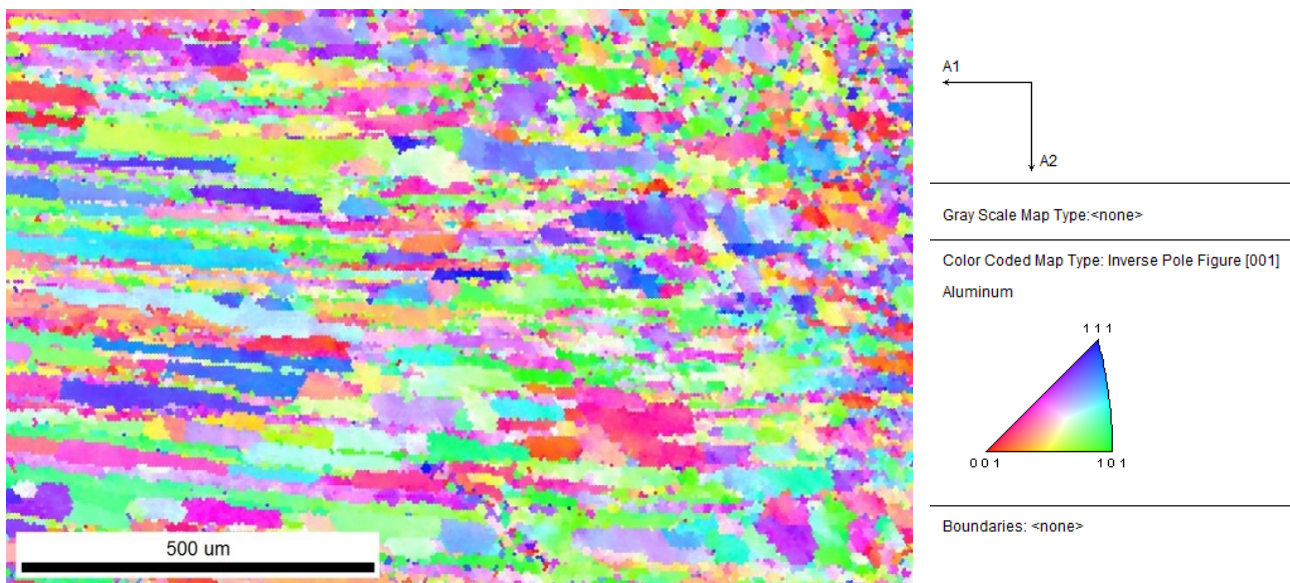


Figura 62: EBSD do lado de retrocesso (AA7050), com destaque para a ZTMA, ZTA e meta base. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).



As figuras 63, 64 e 65 dizem respeito aos ângulos entre os contornos de grãos no nugget, ZTMA, ZTA e metal base das seções transversais estudadas.

Figura 63: EBSD do nugget: ângulo entre os contornos de grãos. Nota-se forte predominância de contornos de alto ângulo no nugget. Imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

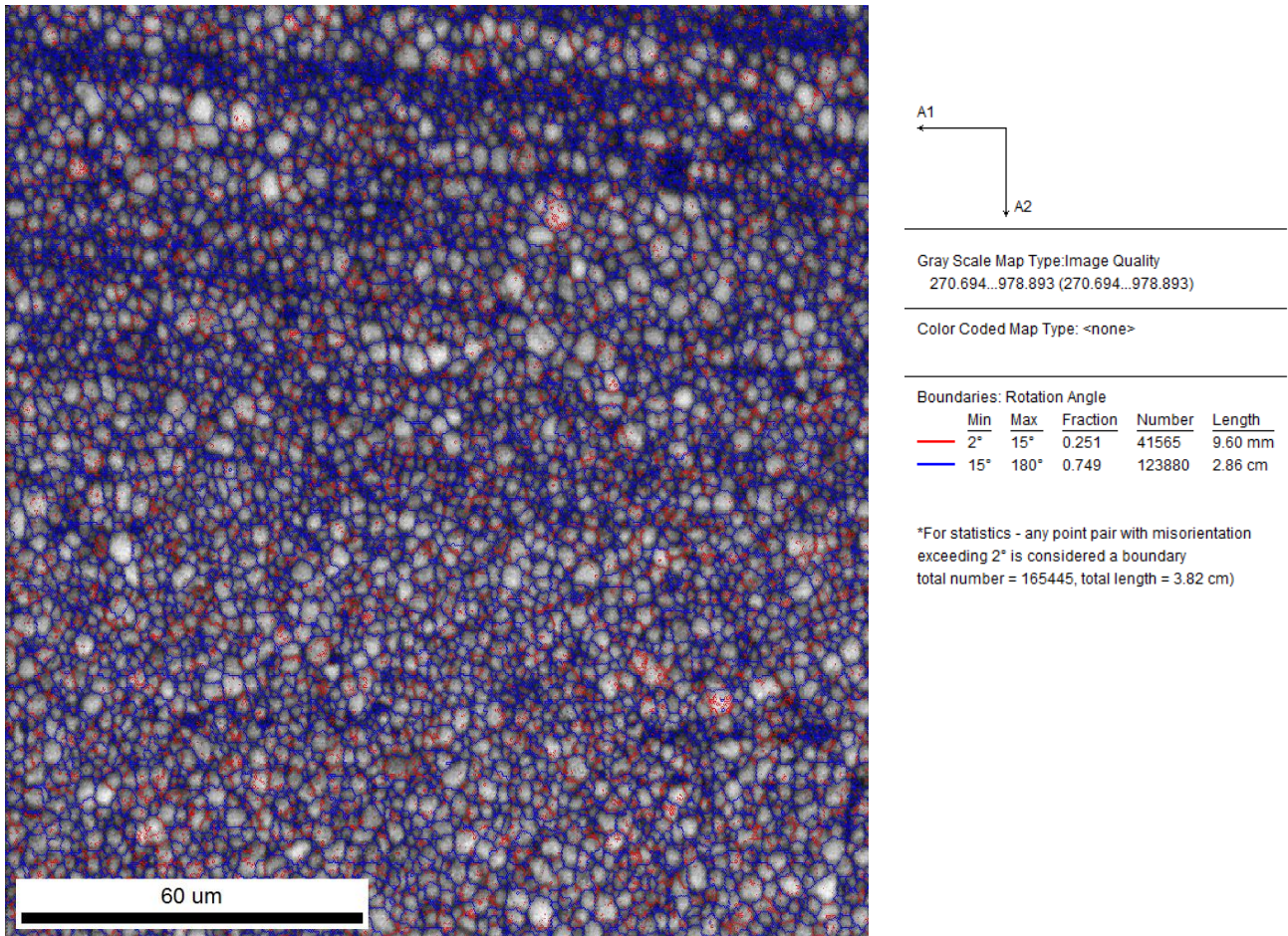


Figura 64: EBSD do lado de avanço (AA2050) da junta dissimilar. Nota-se agora que tanto na ZTMA quanto na ZTA e metal base o ângulo entre os grãos é baixo. imagem feita no LCE-UFSCar. (Fonte: Autor, 2017).

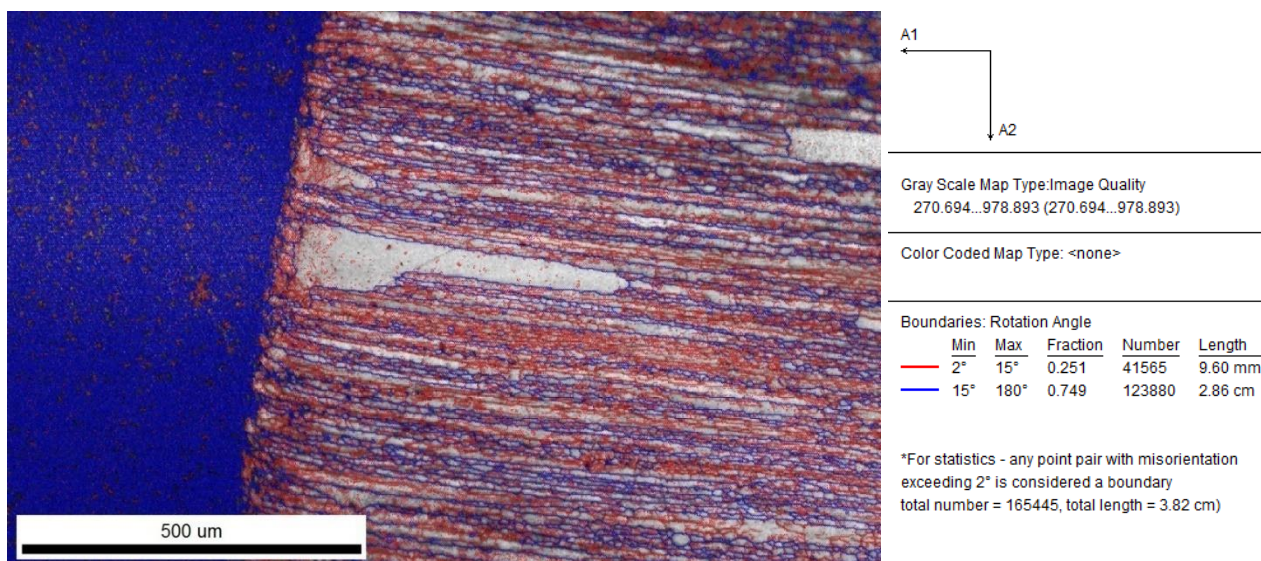
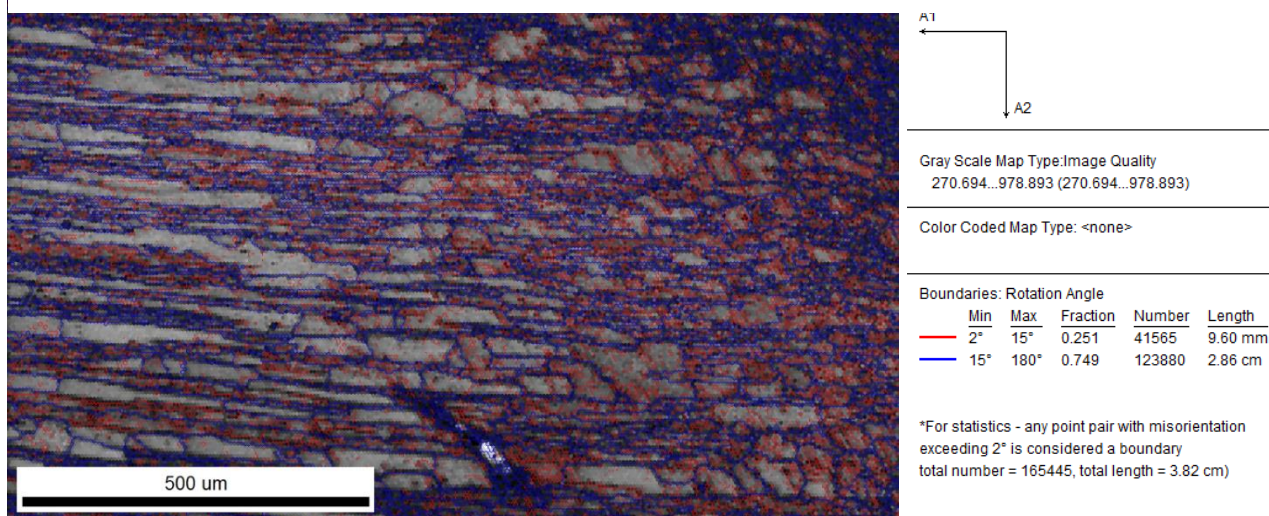


Figura 65: EBSD do lado de retrocesso (AA7050) da junta dissimilar. Nota-se também a presença de considerável quantidade de contornos de grãos de baixo ângulo na ZTMA, ZTA e metal base. (Fonte, Autor 2017)



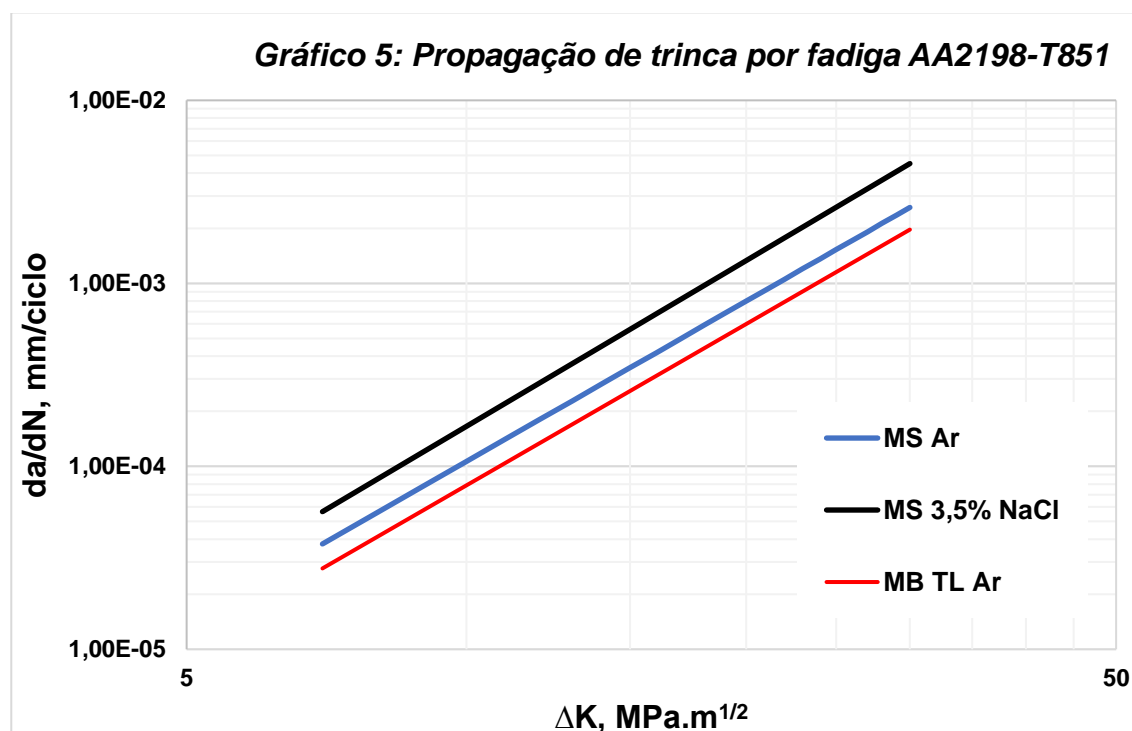
Quando são comparados o comportamento dos contornos de grãos das chapas finas com as chapas mais grossas, nota-se diferença, visto que no caso das chapas finas houve uma predominância de contornos de alto ângulo em função da influência exercida pelo ombro. Durante a soldagem de chapas com baixa

espessura o calor é gerado por atrito tanto pelo pino quanto pelo ombro, sendo este último mais influente neste tipo de soldagem. Assim sendo, espera-se que porções mais distantes do nugget possam ser afetadas, permitindo a ocorrência de fenômenos, como a recuperação e recristalização, em localidades mais longe do centro do cordão de solda. Tal efeito seria menos intenso em chapas mais grossas, visto que a maior parte do calor gerado se concentraria no nugget (em função da atuação predominante do pino na geração de calor por atrito) e nas localidades adjacentes.

6.5. Propagação de trinca por fadiga

Os ensaios foram conduzidos com intuito de avaliar o desempenho das soldas realizadas nas chapas da liga AA2198-T851. Para tanto, os ensaios foram conduzidos em ar e meio salino. A figura 66 a seguir indica os resultados alcançados.

Figura 66: Ensaios de propagação de trinca por fadiga realizados nas chapas soldadas por FSW. O material das chapas é a liga de alumínio AA2198-T851. Ensaios realizados nas dependências do NEMAF-ESSC/USP.



No gráfico anterior, figura 66, tem-se que a curva vermelha corresponde ao controle dos ensaios, isto é, chapas sem soldas foram utilizadas para verificar o desempenho mecânico do metal base. Em seguida, as chapas soldadas foram ensaiadas ao ar, sem alteração das atmosferas de estudo. Esta condição é representada pela curva em azul. Assim sendo, percebe-se uma redução considerável das propriedades mecânicas do metal base após a soldagem, em função das modificações microestruturais, conforme descritas anteriormente, que reduzem a tenacidade à fratura do material. É de conhecimento que vários são os fatores que influenciam a resistência de ligas de Al a propagação de trinca por fadiga, tais como, precipitados, tipo de contornos e tamanho de grãos. Assim, o processo de soldagem causou a dissolução dos precipitados responsáveis pelo aumento da resistência mecânica da liga. Como exemplo de tais alterações, pode-se citar a considerável redução da dureza pela diminuição de precipitados da fase T1, os quais são de grande importância e interesse metalúrgico. Assim, a deformação plástica na frente da trinca fica mais favorecida e a taxa de propagação é aumentada.

Visando testar o desempenho das soldas em condições que simulem condições em aeroportos próximos ao mar, corpos de provas foram expostos a um meio salino, conforme indicado pela reta preta. Percebe-se que as chapas tiveram seu desempenho mecânico reduzido ainda mais, distanciando-se consideravelmente da reta vermelha. Ainda são necessários mais estudos para conseguir explicar detalhadamente tal fenômeno, servindo de interesse para futuros trabalhos no TCC. Estes estudos estão correntemente sendo desenvolvidos no NEMAF.

A tabela 14 destaca as constantes da equação de Paris conseguidas neste trabalho.

Tabela 14: Propriedades alcançadas nos ensaios de propagação de trinca por fadiga (Fonte: NEMAF, 2017).

Condição de ensaio	m	C [(mm/ciclo)/(MPa.\sqrt{m})^m]
Metal base	2,93	9,25.10 ⁻⁸
Solda em ar	2,91	1,31.10 ⁻⁷
Solda em meio corrosivo (3,5% de NaCl)	3,01	1,62.10 ⁻⁷

7. CONCLUSÃO

- Necessidade de alterar os parâmetros de soldagem (velocidade de rotação do pino, velocidade de avanço da ferramenta e força axial);
- As alterações microestruturais promovidas pela FSW afetaram drasticamente a forma como os grãos se dispõem ao longo da seção transversal, isto é, as mudanças são muito abruptas;
- Nugget marcado por grãos pequenos, na ordem 1 - 2 μm , equiaxiais, alto ângulo e com orientação cristalográfica aleatória, marcada pela diminuição das discordâncias, recristalização total e dissolução de precipitados;
- ZTMA com tamanhos de grãos consideravelmente maiores do que o nugget, distorcidos e rotacionados pela atuação mecânica, com recristalização parcial e recuperação dos grãos;
- ZTA marcado apenas pela atuação térmica, crescimento de grãos e formação e coalescimento de precipitados;
- Parte das perdas das propriedades mecânicas se deu consideravelmente em função do coalescimento de precipitados, formação de precipitados indesejáveis em função da maior mobilidade atômica em elevadas temperaturas e a dissolução daqueles desejáveis;
- A queda na dureza e a redução das propriedades mecânicas pela dissolução de fases desejáveis e alterações nas barreiras de movimentação de discordâncias, facilitaram a propagação de trincas, sendo ainda mais agravado em condições salinas;
- Conforme resultados de dureza para a união similar da AA2524, acredita-se que a solda FSW pode ser muito promissora para aplicações reais, desde que realizado

os adequados ajustes dos parâmetros de soldagem. Para validar tal observação, seria necessário a realização de mais soldagens e testes mais complementares, como o de propagação de trincas de fadiga.

- Não é possível afirmar qual das ligas estudadas apresentaria melhores resultados de comportamento mecânico pós soldagem, pois apenas as chapas da AA2524 obtiveram adequada soldagem, de acordo com o que foi observado nos testes dureza. Se as demais tivessem um resultado promissor, sob ponto da manutenção das propriedades mecânicas, uma comparação entre materiais seria pertinente.

8. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] Zhai, T.; Wilkinson, A. J.; Martin, J. W.; **“A Crystallographic Mechanism for Fatigue Crack Propagation Through Grain Boundaries”**; Acta Materialia; Departamento de Materiais, Universidade de Oxford – Reino Unido, 2000.
- [2] Jian, H.; Yian, Z.; Jiang, F.; Li, X.; **“EBSD Analysis of Fatigue Crack Growth of 2124 Aluminum Alloy for Aviation”**. Artigo da Science Direct, 2014.
- [3] Steven, R. L.; **“Fatigue and Fracture”**; ASM Handbook, Vol. 19; ASM International, 1997.
- [4] Eswara, N. P; Amol, A. G; Wanhill, R. J.H; **“Aluminum-Lithium Alloys processing, properties, and Applications”**; Elsevier, 2014.
- [5] Barros; Paulo A. F.; **“Influência do Efeito Tipo Cunha no Comportamento Mecânico de Juntas de Liga de Alumínio 2198 Soldadas por Fricção por Ponto (FSpW)”**; Dissertação de Pós-Graduação em Ciência e Engenharia de Materiais; UFSCar – São Carlos, 2015.
- [6] Alloy and Temper Designation System for Aluminum – AA H35.1; Aluminum Association; E.U.A., 2000.
- [7] Júnior, Abel R.; **“Estrutura Integral por Soldagem por Atrito “Friction Stir Welding”- Requisitos Básicos para o Projeto Estrutural”**; Tese de Pós-Graduação; ITA – São José dos Campos, 2003.
- [8] Mishra, R. S.; Mahoney, M. W.; **“Friction Stir Welding and Processing”**; ASM International – Ohio, 2008.

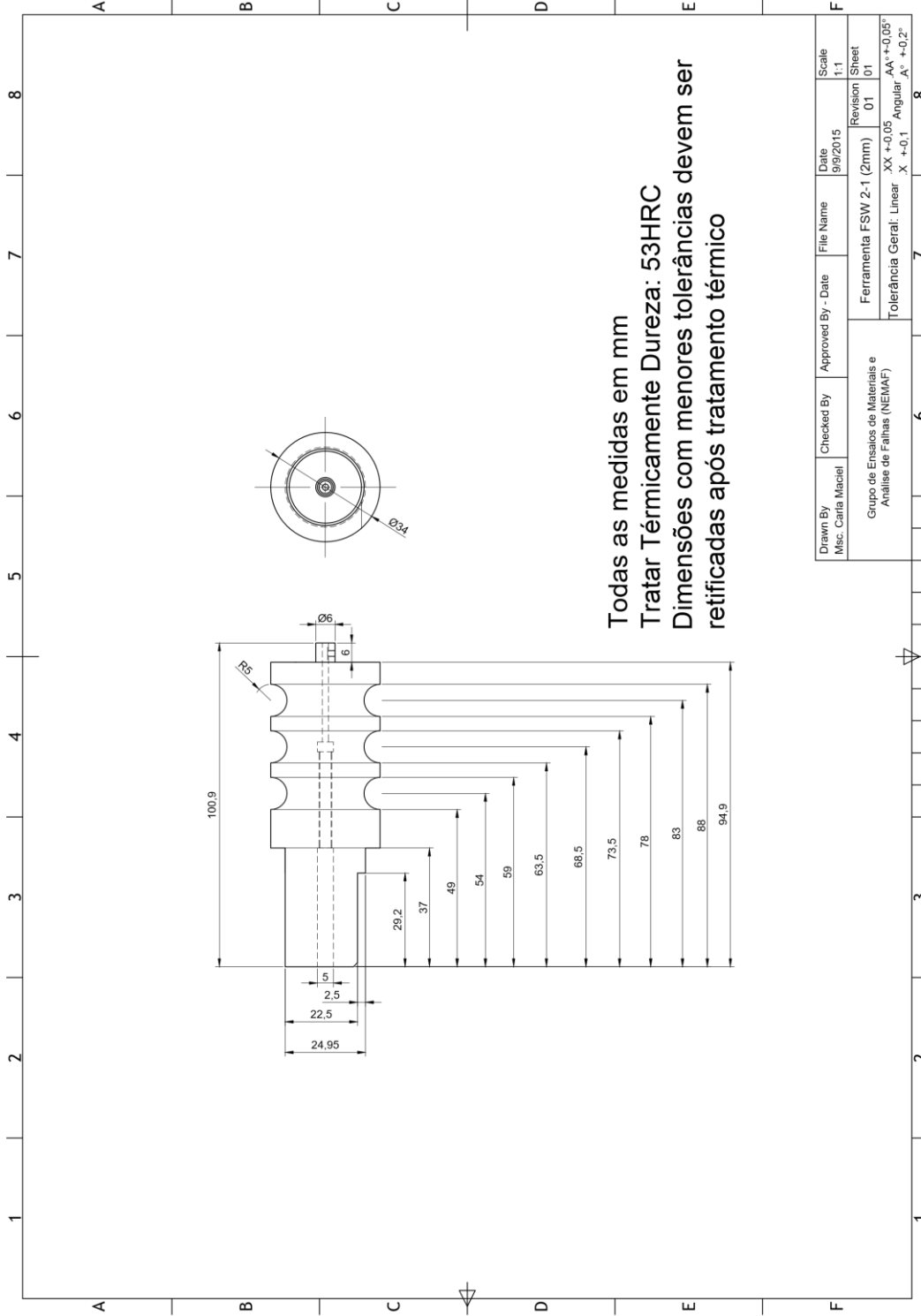
- [9] NAFSIN, N. et al, (2013), **Effects of Copper and Magnesium on Microstructure and Hardness of Al-Cu-Mg Alloys**. Bangladesh University of Engineering and Technology, 2013.
- [10] GIRISHA, H. N., SHARMA, K. V. **Effect of magnesium on strength and microstructure of aluminum, copper, magnesium alloys**. International Journal of Scientific Engineering and Research, 3 (2), 2012.
- [11] GAO, C.; ZHU, Z.; HAN, J.; LI, H. Correlation of microstructure and mechanical properties in friction stir welded 2198-T8 Al–Li alloy, *Materials Science and Engineering: A*, Volume 639, 15 July 2015, Pages 489-499.
- [12] ZHANG, S.; ZENG, W.; YANG, W.; SHI, C.; WANG, H. Ageing response of a Al–Cu–Li 2198 alloy, *Materials & Design*, Volume 63, November 2014.
- [13] RIOJA, R.J., LIU, J. The Evolution of Al-Li Base Products for Aerospace and Space Applications, *Metallurgical and Materials Transactions A*, Volume 43A, September 2012.
- [14] Maciel, C. I. S.; “**Estudo Microestrutural da Liga AA2050-T84**”; Conteúdo presente na Qualificação de Doutorado em Engenharia de Materiais; EESC/USP- São Carlos, 2016.
- [15] ALCOA. **Alloy 7075 plate and sheet**. Disponível em: https://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy7075techsheet.pdf. Acesso em: 28 de julho de 2017.
- [16] PASCOAL JUNIOR, F.A. **Análise microestrutural, tenacidade à fratura e vida em fadiga das ligas AA7050-T7451 e AA2050-T84 (Al-Li)**. Tese (Doutorado) – Escola de Engenharia de São Carlos, Universidade de São Paulo, 2014.

- [17] KAI, Shen. et al, (2009). **TEM study on microstructure and properties of 7050 aluminum alloy during thermal exposure**. School of Materials Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 21006, China, 2009.
- [18] Xavier, A. C.; “**Considerações para Análise de Juntas Aeronáuticas Unidas Mecanicamente**”; Dissertação de Mestrado Profissional; ITA – São José dos Campos, 2006.
- [19] Paiva, Flávio G. A.; “**Caracterização de Junta Soldada por Atrito Linear com Mistura (FSW) da Liga Al-Mg-Si AA6063**”; Dissertação de Mestrado em Engenharia; Poli-USP – São Paulo, 2009.
- [20] Y.S. Sato; M. Urata; H. Kokawa; “**Metall, Mater. Trans. A**”; Vol. 33; Março de 2002, p: 625-635.
- [21] MISHRA, R. S; MA, Z. Y. “**Friction Stir Welding and Processing**”. A jornal. Materials Science e Engineering, Volume 50, issues 1 – 2, p. 1 – 78 , 31 August 2005.
- [22] FULLER, C. B. “**Friction Stir Tool Materials and Designs**”. In: Mishra R. S. Friction Stir Welding and Processing. 1º edição. ASM Internacional, 2007, 7 – 36.
- [23] RENCK, T. S., 2005. “**Estudo das Propriedades Mecânicas de Juntas em Alta Velocidade pelo Processo de Fricção e Mistura Mecânica**”, Dissertação de Mestrado, PPGEM, UFRGS, Porto Alegre.
- [24] Zhu, X. K., Chao Y. J., 2004. “**Numerical simulation of transient temperature and residual stresses in friction stir welding of 304L stainless steel**”, Journal of Materials Processing Technology, Volume 146, Pages 263–272.

- [25] CAPELARI, Tiago V..**Avaliação da geometria da ferramenta e parâmetros do processo FSW na soldagem da liga de alumínio AA 5052**. 2006. Tese (Mestrado) – Universidade Federal do Rio Grande do Sul, Porto Alegre, 2006.
- [26] KIM, Y.G., FUJII, H., TSUMURA, T., KOMAZAKI, T., NAKATA, K., 2006. “**Three defect types in friction stir welding of aluminum die casting alloy**”, *Materials Science and Engineering*, Volume 415, Pages 250–254.
- [27] Moreto, J. A.; “**Study Behavior of Corrosion and Corrosion Fatigue in High Strength Al and Al-Li Alloys for Aeronautic Application**”; Tese de Doutorado; EESC/USP- São Carlos, 2012.
- [28] Spinelli, Dirceu; Filho, Waldek W. Bose; Milan, Marcelo T.; Maluf, Omar; **Metais uma Visão Objetiva**; Editora Cubo, 2º edição 2014.
- [29] Dowling, Norman E.; **Mechanical Behavior of Materials**; Pearson Prentice Hall, v. 3.
- [30] Maciel, C. I. S.; “ **Estudo de Fadiga e Tenacidade de Ligas de Alumínio e Alumínio-Lítio Soldadas por Fricção-Mistura (FSW) Submetidas a Atmosferas Corrosivas e Criogênicas**”; Qualificação de Doutorado em Engenharia de Materiais; EESC/USP- São Carlos, 2016.
- [31] CAI, B.; ZHENG, Z.Q.; HE, D.Q.; LI, S.C.; LI, H.P. **Friction stir weld of 2060 Al-Cu-Li alloy: microstructure and mechanical properties**, *J. Alloys Compd.* 649 (2015) 19 – 27.
- [32] Cavaliere P, Cabibbo M, Panella F, Squillace A; “**2198 Al-Li Plates Jointed by Friction Stir Welding: Mechanical and Microstructural Behavior**”; *Materials and Design* 30 (2009): 3622-3631.

ANEXO I – Ferramenta projetada

A seguir, tem-se o detalhamento geométrico da primeira ferramenta projetada.

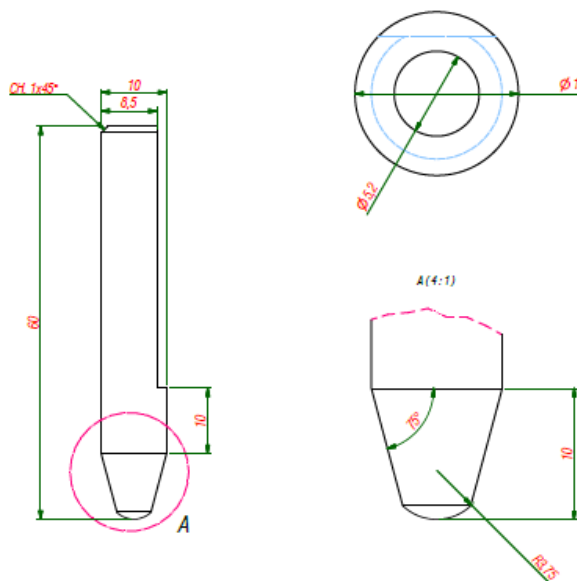
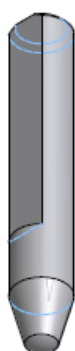


CRIADO POR UM PRODUTO EDUCACIONAL DA AUTODESK

CRIADO POR UM PRODUTO EDUCACIONAL DA AUTODESK

ANEXO II – Pino projetado

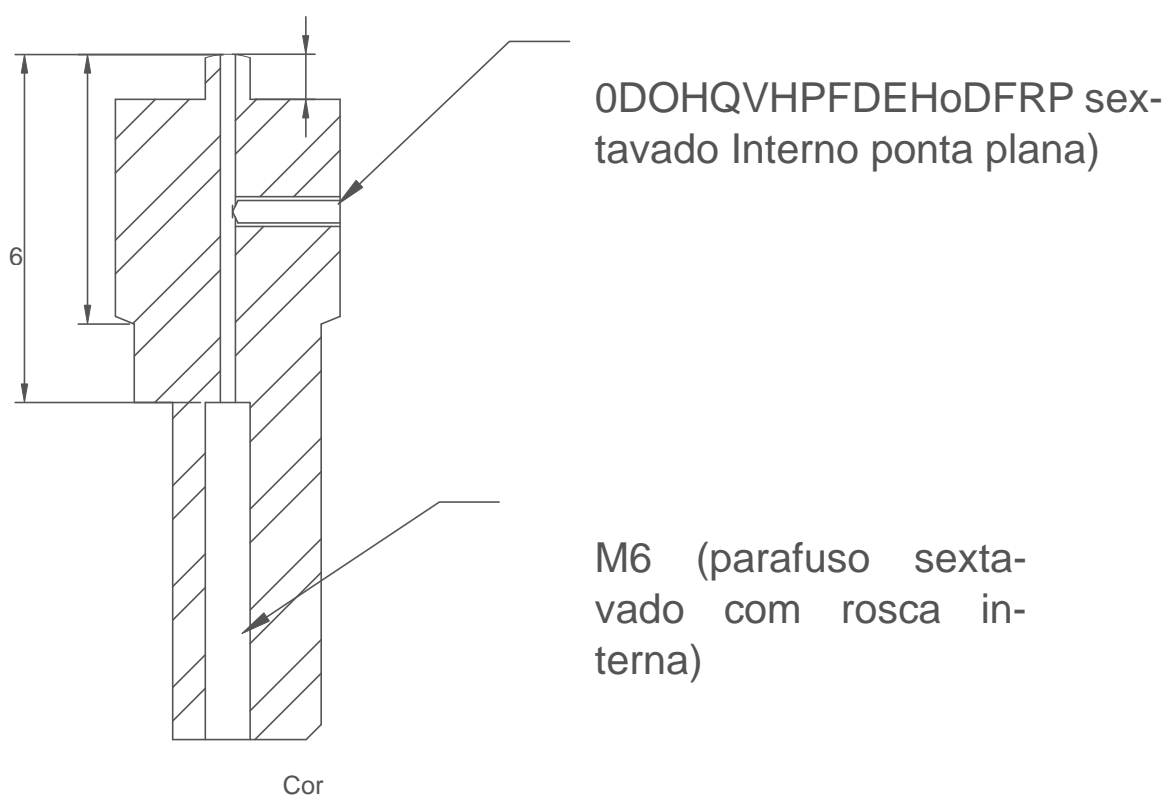
A seguir, tem-se o detalhamento geométrico do pino utilizado na primeira ferramenta do anexo I.



-Tratar Térmicamente (53 HRC).

-Material: Aço H13

ANEXO III – Camisa para o pino
CRIADO POR UM PRODUTO EDUCACIONAL DA AUTODESK



ANEXO IV – Pino projetado

