

Universidade Estadual de Maringá



CENTRO DE TECNOLOGIA

DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM ENGENHARIA MECÂNICA

CHRISTIAN CAGLIONI

**Análise Mecânica das Ligas de Alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6
Soldadas por Processo MIG – EN 131**

PEM
Pós-Graduação em Engenharia Mecânica | UEM

Maringá

2017

CHRISTIAN CAGLIONI

**Análise Mecânica das Ligas de Alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6
Soldadas por Processo MIG – EN 131**

Dissertação apresentada ao Programa de Pós-graduação em Engenharia Mecânica, do Departamento de Engenharia Mecânica, Centro de Tecnologia da Universidade Estadual de Maringá, como requisito parcial para obtenção do título de mestre em Engenharia Mecânica.

Área de concentração: Materiais

Orientador: Dr^a. Silvia Luciana Favaro

Coorientador: Dr^a. Mychelle Vianna P. Companhoni

Maringá

2017

Dados Internacionais de Catalogação na Publicação (CIP)
(Biblioteca Central - UEM, Maringá, PR, Brasil)

C131a Caglioni, Christian
Análise mecânica das ligas de alumínio 5383 H34,
5754 H34 e 6005 T6 soldadas por processo MIG - EN
131 / Christian Caglioni. -- Maringá, 2017.
87 f. : il. color., figs., tabs.

Orientadora: Prof.^a Dr.^a Silvia Luciana Favaro.
Coorientadora: Prof.^a Dr.^a Mychelle Vianna
Pereira Companhoni.

Dissertação (mestrado) - Universidade Estadual de
Maringá, Centro de Tecnologia, Departamento de
Engenharia Mecânica, Programa de Pós-Graduação em
Engenharia Mecânica, 2017.

1. Ligas dissimilares - Soldagem - Alumínio. 2.
Propriedades mecânicas. 3. Microestrutura - Ligas.
4. Projeto mecânico. 5. Morfologia dos Grãos - Ligas
de alumínio. I. Favaro, Silvia Luciana, orient. II.
Companhoni, Mychelle Vianna Pereira, coorient. III.
Universidade Estadual de Maringá. Centro de
Tecnologia. Departamento de Engenharia Mecânica.
Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica.
IV. Título.

CDD 23.ed. 620.11

MN-004039



Este é o exemplar definitivo da Dissertação apresentado por **Christian Caglioni**, perante a Comissão Julgadora do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica em 14/07/2017.

COMISSÃO JULGADORA

Sílvia Luciana Fávaro Rosa
Orientadora -Presidente – PEM/UEM

Mychelle Vianna Pereira Companhoni
Coorientadora – DEM/UEM

Wesley Szpak
Membro - UTFPR – Apucarana – PR.

Eduardo Radovanovic
Membro – PEM/UEM

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Felipe Rigon por toda a força concebida nos laboratórios, ao Murilo Moisés pelos reagentes, a Mychelle Companhoni pela orientação, a Jordina Prado pela ajuda com as burocracias, ao Rodrigo Fernandes pelo trabalho fotográfico, e a empresa onde trabalho por ceder as amostras e pela espectrometria óptica. Uma imensa gratidão à Silvia Favaro, por todo o apoio e ajuda dada do início ao fim do trabalho.

RESUMO

Para que projetos de estruturas em alumínio sejam corretamente dimensionados, devem contemplar as modificações sofridas pelos materiais causadas pela soldagem. Para estudar como isto ocorre e quantificar as perdas de resistência mecânica, corpos de prova das ligas em alumínio 5383 H34 e 5754 H34 e 6005 T6 foram soldados pelo processo MIG com os parâmetros de solda utilizados pela indústria que beneficia as estruturas. As análises macroestruturais foram feitas por meio de verificações visuais e ensaios com líquidos penetrantes, as microestruturais analisadas por microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura. Também foram determinadas a resistência mecânica das ligas soldadas na forma como são utilizadas, ou seja, juntas similares, dissimilares e em diferentes espessuras por ensaio de resistência a tração, dobramento e microdureza. Verificou-se a perda de resistência nas seis combinações das ligas ensaiadas. Os perfis de microdureza indicaram as zonas termicamente afetadas que propiciaram a redução da resistência mecânica. As principais causas da redução foram o crescimento de grão e a dissolução de precipitados. As informações obtidas permitirão cálculos e considerações precisas para o desenvolvimento de projetos que contenham estes tipos de juntas.

Palavras-chave: Cordão de Solda em Alumínio. Microestrutura. Projeto. Ligas dissimilares. Resistência Mecânica. Morfologia dos Grãos.

ABSTRACT

In order for aluminum designs to be correctly dimensioned, they must contemplate the modifications suffered by the materials caused by the welding. To study how this occurs and to quantify mechanical strength losses, aluminum alloy test pieces 5383 H34 and 5754 H34 and 6005 T6 were soldered by the MIG process with the welding parameters used by the industry that benefits the structures. The macrostructural analyzes were done by means of visual checks and tests with penetrating liquids, the microstructural ones by means of optical microscopy and scanning electron microscopy. The mechanical strength of the alloys were determined in the way they are used, that is, similar, dissimilar joints and in different thicknesses, by test of tensile strength, folding and microhardness. Loss of strength was verified in the six combinations of the alloys tested. The microhardness profiles indicated the thermally affected zones that allowed the reduction of mechanical resistance. The main causes of the reduction were the grain growth and the dissolution of precipitates. The information obtained will allow calculations and precise considerations for the development of projects that contain these types of joints.

Keywords: Butt-Weld in Aluminum. Microstructure. Project. Dissimilar alloy. Mechanical resistance. Morphology of Grains.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1 - Processo Hall-Heróult	16
Figura 2.2 - Processo Bayer	17
Figura 2.3 - Representação atômica de ligas cotendo dissolução substitucional e intersticial	22
Figura 2.4 - Elementos de liga relacionados aos seus mecanismos de endurecimento, com exemplos de família de ligas onde são aplicados	23
Figura 2.5 – Fases do tratamento térmico da família 6XXX no tratamento térmico T6.....	24
Figura 2.6 - Influência do tamanho do grão em algumas propriedades mecânicas.....	25
Figura 2.7 - Microestrutura duas chapas de liga de Al-Mg-Si-Cu depois de laminados a frio.....	26
Figura 2.8 - Componentes da solda MIG.....	28
Figura 2.9 - Transferência de material na forma globular e spray.....	29
Figura 2.10 - Variação da corrente elétrica em relação ao tempo em máquinas de solda MIG pulsadas.	29
Figura 4.1 - Combinação de ligas de alumínio utilizada para os testes.....	32
Figura 4.2 - Aplicação de líquidos penetrantes nos cordões de solda.....	33
Figura 5.1- Locais da estrutura em alumínio com união entre ligas similares.....	39
Figura 5.2- Vista isométrica de pontos da estrutura em alumínio onde existe a união de ligas similares em diferentes espessuras e cordão de solda em somente um dos lados da junta.	40
Figura 5.3 - Resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova sem solda.....	41
Figura 5.4 - Diagrama tensão x deformação típico verificado nos ensaios.....	42
Figura 5.5 - Resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova soldados	42
Figura 5.6 - Fotografia dos CP's similares 5754 (a), 5383 (b), e 6005 (c), após o ensaio de tração	45
Figura 5.7 - Linhas representativas de concentração de tensão na cavidade	46
Figura 5.8 - Fotografia dos CP's dissimilares 5754-6005 (a), 5383-6005 (b) e 5754-5383 (c) após o ensaio de tração.....	47
Figura 5.9 - Comparação entre a deformação específica dos CP's como	

recebidos, soldados entre ligas similares, e soldados entre ligas dissimilares.....	48
Figura 5.10 - Resultado da microdureza Vickers das ligas 5754-5383.....	49
Figura 5.11 - Resultado da microdureza Vickers das ligas 5754-6005.....	50
Figura 5.12- Resultado da microdureza Vickers das ligas 5383-6005.....	51
Figura 5.13 - Fotografia das amostras das ligas similares 5754 (a), 5383 (b) e 6005 (c) após ensaio de dobramento.....	52
Figura 5.14 - Fotografia das amostras das ligas dissimilares 5754-6005 (a), 5383-6005 (b), 5754-5383 (c) após ensaio de dobramento.	52
Figura 5.15 - Fotografia da liga similar 5754-5754 com líquido penetrante depois de revelado	54
Figura 5.16 - Fotografias da liga similar 5383-5383 com líquido penetrante depois de revelado	55
Figura 5.17 - Fotografias da liga similar 6005-6005 com líquido penetrante depois de revelado	55
Figura 5.18 - Fotografias das ligas dissimilares 5754-5383 com líquido penetrante depois de revelado	56
Figura 5.19 - Fotografias das ligas dissimilares 5754-6005 com líquido penetrante depois de revelado	57
Figura 5.20 - Fotografias das ligas dissimilares 5383-6005 com líquido penetrante revelado.....	58
Figura 5.21 - Micrografias das ligas similares 5754-5754. Com 20x, como recebido (a), com 20x de aumento na ZTA (b); Com 20x de aumento no cordão de solda (c).....	59
Figura 5.22 - Micrografia da liga 6005 como recebida atacada pelo Reagente 2 durante 15 s, como recebido. Com 10x de aumento (a), 50x de aumento (b)	60
Figura 5.23 - Micrografias ópticas da soldagem de ligas similares 6005 atacado pelo Reagente 2 durante 5 s. Na ZTA com 50x de aumento (a); da interface do cordão de solda com a ZTA, com 50x de aumento (b); do cordão de solda com 50x de aumento (c).....	63
Figura 5.24 - Micrografias ópticas da soldagem de ligas similares da liga 5383-5383 da região da amostra como recebida atacada pelo Reagente 1, com 10x (a), 50x (b). e 100x (c) de aumento.....	65

Figura 5.25 - Micrografias ópticas da soldagem de ligas similares 5383-5383 com 10x de aumento, atacada pelo Reagente 1, na ZTA, a 8 mm do centro do cordão de solda.	67
Figura 5.26 - Micrografias ópticas da soldagem de ligas similares 5383-5383 com 5x de aumento, atacada pelo Reagente 1. Na ZTA (a), e na linha de fusão com o cordão de solda (b).....	68
Figura 5.27 - Micrografias ópticas da soldagem das ligas dissimilares 5383-6005 com 10x de aumento, atacada pelo Reagente 1. Na interface do cordão de solda com a liga 6005 (a), e na interface do cordão de solda com a liga 5383 (b).....	69
Figura 5.28 - Ligas similares 5754-5754 atacada pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a); Micrografia de MEV com barra de escala de 1 mm em diferentes regiões (b), (c) e (d).....	71
Figura 5.29 - Solda das ligas similares 5754-5754 atacadas pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a), Micrografias de MEV com barra de escala de 200 μm (b) e (d), e 50 μm (c) e (e)	72
Figura 5.30 - Solda similar entre a liga 5383-5383 atacada pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a); Micrografia de MEV da linha de fusão (b).....	73
Figura 5.31 - Solda das ligas dissimilares 5754-5383 atacadas pelo Reagente 1. Imagem macroscópica da solda (a), micrografia de MEV da linha de fusão entre a ZTA da liga 5383 e o cordão de solda (b), e micrografia de MEV da linha de fusão entre a ZTA da liga 5754 e o cordão de solda (c).....	74
Figura 5.32 - Micrografia da solda da liga dissimilares 5383-6005 como recebida atacada Reagente 1. Com aumento de 1000x e barra de escala de 10 μm (a), e 2000x e barra de escala de 5 μm	75
Figura 5.33 - Imagens da solda das ligas dissimilares 5383-6005 nas linhas de fusão atacada pelo Reagente 2. Imagem macroscópica (a), micrografia de MEV com barra de escala de 200 μm (a), (b) e (c)	76
Figura 5.34 - Imagens comparativas entre zonas não afetadas pelo calor e cordão de solda das ligas dissimilares 5383-6005 da amostra atacada pelo Reagente 2. Macrografia (a), Micrografias em MEV com 200x de aumento e barra de escala com 50 μm (b), (d) e (g); 60x e barra com 50 μm (f); e 400x e barra com 50 μm	77
Figura 5.35 - Imagens macroscópica da solda das ligas dissimilares 5754-6005	

atacadas pelo Reagente 2. Macrografia (a); Micrografia de MEV comparativa entre três diferentes pontos das ligas dissimilares, com 200x de aumento e barra de escala de 50 μm (b), (d) e (f); com 200x de aumento e barra de escala de 50 μm (c), (e) e (g)..... 79

Figura 5.36 - Imagens da solda das ligas dissimilares 5754-6005 atacada pelo Reagente 2. Imagem macroscópica (a); micrografias de MEV da linha de fusão entre ZTA e cordão de solda 81

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1: Comparação das propriedades do alumínio com outros metais.....	18
Tabela 5.1: Composição química das amostras.....	37
Tabela 5.2: Composição química exigida para as ligas de alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6 pelas normas 573-3: 2009 e ABNT NBR ISO 209:2010.....	38
Tabela 5.3: Composições químicas das ligas de acordo com autores diversos..	38
Tabela 5.4: Valores obtidos no ensaio de dobramento.....	53
Tabela 5.5: Composição dos precipitados para ligas da família 5XXX e 6XXX.....	61
Tabela 5.6: Constituintes das fases Mg_2Si e Al_3Ni	62

LISTA DE ABREVIATURAS E SIGLAS

ABAL	Associação Brasileira do Alumínio
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
ASM	American Society of Materials
ASTM	American Society for Testing and Materials
AWS	American Welding Society
CCC	Cúbica de Corpo Centrado
CFC	Cúbica de Face Centrada
CP / CP's	Corpo de Prova / Corpos de Prova
DIN	Deutsches Institut für Normung
EAA	European Aluminium Association
EDX	Energy Dispersive X-ray Spectrometer
EN	Comité Europeo de Normalización
EPMA	Electron Probe Microanalyzers
FSW	Friction Stir Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
GMAW	Gas Metal Arc Welding
HC	Hexagonal Compacta
HV	Vickers Hardness
ISO	International Organization for Standardization
MAG	Metal Active Gas
MEV	Microscopia Eletrônica de Varredura
MIG	Metal Inert Gas
MO	Microscopia Óptica
NBR	Norma Brasileira
TIG	Tungsten Inert Gas
ZTA	Zona Termicamente Afetada

SUMÁRIO

1	INTRODUÇÃO.....	13
2	REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	16
2.1	Características do Alumínio.....	16
2.2	Ligas do Alumínio.....	19
2.3	Classificação.....	19
2.4	Mecanismos de Endurecimento.....	21
2.4.1	Solução Sólida.....	21
2.4.2	Endurecimento por Dispersão Sólida de Partículas Incoerentes.....	23
2.4.3	Precipitação.....	23
2.4.4	Refinamento de Grãos.....	24
2.4.5	Trabalho Mecânico.....	25
2.5	União de Juntas de Alumínio.....	26
2.6	Processos de Soldagem Usados para o Alumínio.....	27
2.6.1	Solda MIG.....	27
3	OBJETIVOS	31
3.1	Objetivos Específicos	31
4	MATERIAIS E MÉTODOS	32
4.1	Determinação da Composição Química	32
4.2	Soldagem	32
4.3	Ensaio com Líquidos Penetrantes	33
4.4	Ensaio de Tração	34
4.5	Ensaio de Microdureza	34
4.6	Ensaio de Dobramento	35
4.7	Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).....	35
5	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	37
5.1	Composição Química	37
5.2	Ensaio de Tração	39
5.3	Microdureza Vickers	48
5.4	Ensaio de Dobramento	51

5.5	Líquidos Penetrantes	54
5.6	Microscopia Óptica	58
5.7	Microscopia Eletrônica de Varredura	70
6	CONCLUSÃO.....	82
	REFERÊNCIAS	

1 INTRODUÇÃO

O alumínio é o segundo metal mais abundante na crosta terrestre e o segundo mais beneficiado no mundo. Seu uso está diretamente ligado a algumas tendências mundiais de inovação tecnológica, eficiência energética no transporte e alta versatilidade de produtos e processos (ASM INTERNACIONAL, 2004; ABAL, 2016).

Tal material possui propriedades vantajosas, se comparado a outros materiais, como o aço, tais como resistência a intempéries, baixo peso específico, alta maleabilidade, boa conformabilidade, usinabilidade e reciclagem infinita. Possui desvantagens como baixa resistência à fadiga, ser metal não magnético, o que impossibilita sua movimentação por eletroímãs e seu custo superior quando comparado ao aço, porém é compensado pela economia energética consequente de sua utilização no setor de transportes e durabilidade no uso na construção civil e em embalagens alimentícias. Sendo assim, o alumínio é um metal com vasta utilização e diferentes aplicações em todo o mundo. As várias utilizações deste material estão relacionadas à grande quantidade de ligas existentes, geradas pela mistura de elementos químicos que potencializam determinada propriedade ou conjunto de propriedades. Atualmente, mais de trezentas ligas são reconhecidas e normatizadas e outras centenas são comercializadas entre clientes e fornecedores para aplicações específicas (EAA, 2017).

Como novas ligas estão constantemente sendo desenvolvidas, suas propriedades são modificadas e têm comportamentos distintos perante os processos usuais, então se faz necessário conhecer, desenvolver e adaptar processos de tratamento térmico, mecânico, superficial, usinagem, corte, dobra e união, para cada nova liga desenvolvida.

Algumas formas de processamento como laminação, extrusão e fundição não aceitam a presença de determinados elementos químicos, sendo assim algumas classes de ligas e tratamentos estão diretamente relacionadas ao seu processo de fabricação. Como por exemplo, a adição de cobre para refinar alguns precipitados em ligas tratáveis termicamente ou a adição de chumbo em ligas que necessitam de usinagem e o silício em ligas extrudadas e fundidas (ABAL, 2016). Sendo assim, cada classe de ligas de alumínio possui composição química, microestrutura e processamento distintos, o que torna ainda mais complicado o desenvolvimento de processos de união entre as diferentes ligas, devido à necessidade de se conhecer todas estas variáveis e em que elas influenciam na soldagem das mesmas.

Um veículo automotor de alto desempenho, por exemplo, requer que diversas peças de sua composição sejam feitas em alumínio com objetivo principal de redução de peso e objetivos secundários variados para cada aplicação. O bloco necessita de uma liga com alto ponto de fusão, o chassi de alta resistência estrutural, as partes expostas do veículo necessitam de resistência a corrosão, engrenagens e peças que sofrem desgaste da alta resistência à abrasão. Sendo assim, para o projeto de um veículo, deve-se levar em conta as propriedades modificadas pela união de diferentes ligas de alumínio.

Qualquer que seja o processo de união entre as peças de diferentes ligas de alumínio, acarretará mudanças do comportamento mecânico da junta (SELAMAT; *et al.*, 2016; JIDONG, MCDERMID, BRUHIS, 2013; HUANG, *et al.*, 2007), e faz-se necessário que o projetista de produto as conheça para permitir cálculos e considerações adequadas para o desenvolvimento do projeto (STÖRZEL; BRUDER; HANSELKA, 2012). Dentre os diversos métodos de união existentes para ligas de alumínio alguns são bastante versáteis como o uso de elementos de fixação, prensagem e a adesivagem. Outros apresentam restrições, como os acoplamentos, encaixes e travamentos, que são viáveis somente para as ligas extrudadas (EAA, 2011), além da soldagem, possível apenas para determinadas classes de ligas. Algumas famílias como a 5XXX apresentam alto desempenho depois de soldadas e outras, como as da família 7XXX podem perder parcialmente ou totalmente algumas propriedades mecânicas, principalmente na junta, e ainda existem as que não podem ser unidas por esse processo (SVETSAREN, 2003).

Dentre os vários processos de soldagem do alumínio, um dos mais utilizados é o processo MIG, devido à sua versatilidade e desempenho. A solda MIG (*Metal Inert Gas*)¹, é caracterizada pela fusão do metal base através de arco elétrico provocado pela alta corrente que atravessa o consumível em forma de arame, protegido por fluxo de gás inerte da solda MIG (MATHERS, 2002; ASM, 1993). Porém este processo tem a desvantagem de não apresentar o mesmo resultado para todos os tipos de liga (KOU, 2003).

Sabendo-se da existência de mais de trezentas ligas de alumínio, que muitas vezes precisam ser soldadas umas às outras por processos que apresentam diferentes resultados para cada união dissimilar, torna-se necessário conhecer cada união. Isto faz com que o produto

¹ Também chamada de GMAW (*Gas Metal Arc Welding*), ou pela designação da norma europeia EN (*Comité Europeo de Normalización*) 131.

final possa ser dimensionado contemplando suas características, uma vez que não existe um modelo teórico que possa prevê-las.

Estudos revelam que cada combinação dissimilar de ligas em alumínio sob diferentes tratamentos térmicos e mecânicos irá apresentar comportamentos mecânicos distintos (MATHERS, 2002; LUIJENDIJK, 2000). Então faz-se necessário o estudo específico de cada nova liga desenvolvida com seu respectivo tratamento, para o dimensionamento preciso do projeto.

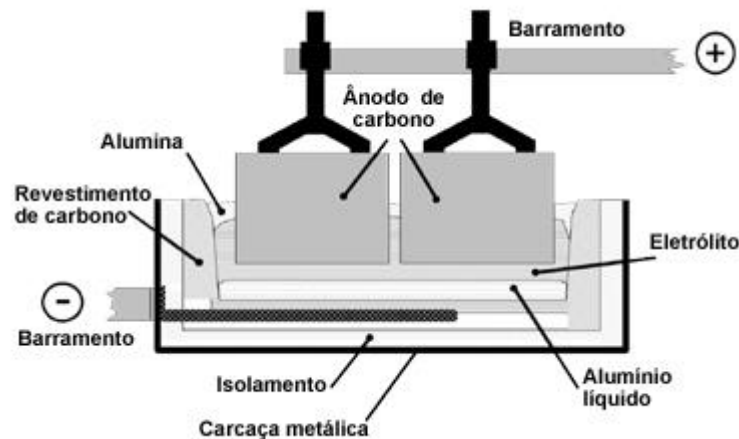
Para conhecer o comportamento da união entre tais ligas, e permitir que os projetos que as utilizam sejam desenvolvidos contemplando as propriedades e características destas juntas, este trabalho propõe o estudo das ligas 5383 H34 e 5754 H34 e 6005 T6, soldadas por processo MIG – EN 131. Utilizou-se as técnicas de MO (Microscopia Óptica) e MEV (Microscopia Eletrônica de Varredura), ensaio de tração, dobramento e microdureza Vickers. Os dados obtidos pelos diferentes métodos foram analisados e confrontados de modo que possam ser relevantes para o desenvolvimento de novos projetos e tecnologias envolvendo essas ligas.

2 REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1 Características do Alumínio

Mesmo o alumínio sendo o segundo elemento mais abundante na crosta terrestre, sua manufatura só foi viabilizada após a descoberta da redução eletrolítica da alumina, fundida e dissolvida em criolita. Esse processo foi patenteado simultaneamente pelo norte-americano Charles Martin Hall e o francês Paul Louis Toussaint Héroul, em 1855, sendo assim o processo foi nomeado Hall-Héroult (ABAL, 2014), cujo esquema está representado na Figura 2.1.

Figura 2.1: Processo Hall-Héroult



Fonte: ABAL (2014)

De acordo com Constantino *et al.* (2002), o procedimento caracteriza-se pela fusão da alumina, com carga de criolita a 960°C e passagem de corrente elétrica do cátodo para o ânodo, que depois de milhares de ampères, a alumina começa a ser reduzida. Segundo esses autores, o esquema é representado pelas Equações 1.1, 1.2 e 1.3:



Sendo que no ânodo se forma o CO_2 , representado pela Equação anódica 1.2:

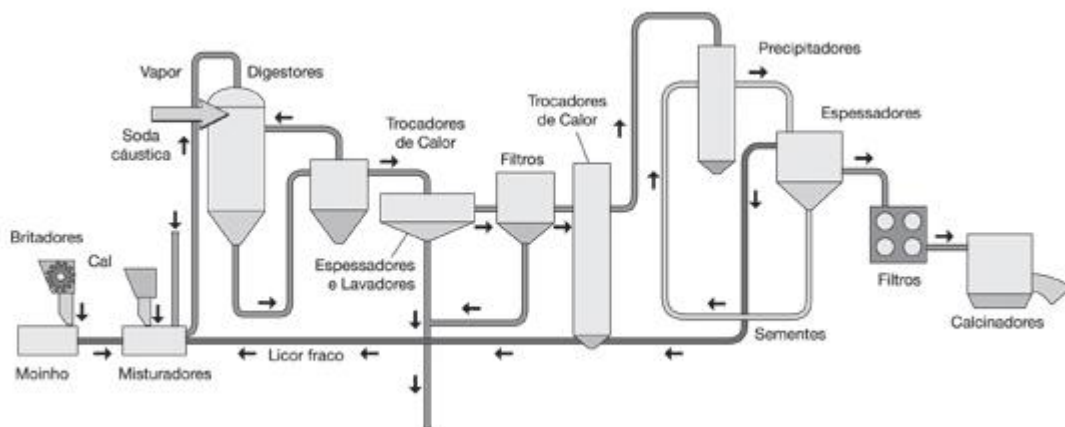


No cátodo se forma o alumínio em estado fundido, na forma como mostrado pela Equação catódica 1.3:



A matéria prima para o processo Hall-Heróult é a bauxita, mineral formado por uma mistura de hidróxidos de alumínio hidratados ($[\text{AlO}_x(\text{OH})_{3-2x}]$, $0 < x < 1$) contendo impurezas. Os principais constituintes deste material são a gibbsita, $-\text{Al}(\text{OH})_3$, e os polimorfos boehmita, $-\text{AlO}(\text{OH})$ e diaspório, $-\text{AlO}(\text{OH})_3$ (CONSTANTINO *et al.*, 2002). O processo de produção de hidróxido de alumínio e alumina a partir da bauxita é caracterizado pela separação do minério da alumina, conhecido como processo Bayer, descrito na Figura 2.2.

Figura 2.2: Processo Bayer.



Fonte: ABAL (2014)

Ao final da produção, o alumínio adquire 99,7% da massa de pureza, os tarugos possuem contaminantes como o silício 0,1% e o ferro 0,2% para o caso do P1020 (nomenclatura padrão da AA – *Aluminium Association*). Também pode ser refinado em tarugos mais nobres através do processo Hoopes de cristalização fracional, como o P0506, contendo não mais que 0,05% de silício e 0,06% de ferro, cada qual usado de acordo com o limite de controle necessário ao seu propósito (ASM, 1993).

O alumínio, convencionalmente chamado de puro, obtido pelos processos descritos anteriormente, possui uma célula unitária com geometria cúbica, com átomos localizados em

cada um dos vértices e em todas as faces de um cubo, estrutura conhecida como CFC (Cúbica de Face Centrada), com número de coordenação 12, fator de empacotamento 0,74, que é considerado o máximo empacotamento possível para átomos com o mesmo raio atômico, no caso, 0,1431 nm (CALLISTER, 2015).

A Tabela 2.1 fornece as principais propriedades físicas do alumínio chamado de puro e as compara com outros elementos puros como o Ferro, Níquel, Cobre e Titânio:

Tabela 2.1: Comparação das propriedades do alumínio com outros metais.

Propriedade	Alumínio	Ferro	Níquel	Cobre	Titânio
Estrutura cristalina	CFC	CCC	CFC	CFC	HC
Densidade (g/cm ³)	2,7	7,85	8,9	8,93	4,5
Ponto de fusão (°C)	660	1536	1455	1083	1670
Calor específico (J/kg K)	930	448	440	385	470
Condutividade térmica (W/m K)	235	79,6	92,1	389,4	15,5
Coefficiente de expansão térmica ($\Delta l/l$ °C)	$23,9 \times 10^{-6}$	12×10^{-6}	1×10^{-6}	$16,5 \times 10^{-6}$	$8,2 \times 10^{-6}$
Resistividade elétrica ($\mu \Omega$ cm)	2,65	9,7	6,8	1,67	55
Módulo de Young (GPa)	67	210	210	124	108
Resistência à tração (MPa)	65	235	300	210	245

Adaptado de Mathers (2002).

Estas propriedades estão relacionadas ao alumínio não ligado, porém quando são adicionados outros elementos ao alumínio, há uma grande variação de uma liga para outra. O alumínio puro é um material maleável e pouco resistente, com aplicação comercial restrita, o que pode ser deduzido observando seu baixo valor de resistência, constante na Tabela 2.1. Seu limite de escoamento é de 12,7 MPa (ABAL, 2014), que é um valor muito baixo comparado ao alumínio ligado, que dependendo da liga ultrapassa a 250 MPa.

2.2 Ligas do Alumínio

As ligas de alumínio são utilizadas nas mais diversas aplicações, como no setor automotivo em motores, chassis, suspensão, rodas, transmissão, trocadores de calor, direção, interiores, em reboques e semi-reboques leves para transporte de carga; no setor da construção civil em edifícios, arquitetura e comunicação visual; em embalagens de bebidas e alimentos, e aerossóis (EAA, 2017).

Cada elemento químico que é adicionado ao alumínio lhe da características específicas que direcionam seu uso para as diversas aplicações citadas. Antes de explorar essas características cabe entender como são classificadas as ligas.

2.3 Classificação

As ligas são classificadas de acordo com a predominância de cada elemento químico, conforme descrito abaixo, de acordo com a ASM:

- Alumínio $\geq 99.00\%$: família 1xxx
- Alumínio e cobre: 2xxx
- Alumínio e manganês: 3xxx
- Alumínio e silício: 4xxx
- Alumínio e magnésio: 5xxx
- Alumínio e magnésio e silício: 6xxx
- Alumínio e zinco: 7xxx
- Alumínio e outros elementos: 8xxx
- Série não utilizada: 9xxx

O segundo algarismo indica uma modificação na liga principal, caso o segundo algarismo seja 0, isso quer dizer que a liga não tem outras modificações que não seja do elemento principal. Os dois últimos algarismos não tem significado em especial, servem para distinguir uma composição de outra, na mesma família (ASM, 1992).

A designação do tipo tratamento térmico e do trabalho mecânico sofrido pelo alumínio é feito por meio de uma letra seguida, em alguns casos, por um número. As letras tem os seguintes significados, de acordo com a ASM:

F: Conforme fabricado, não sofreu tratamento térmico algum nem trabalho mecânico.

O: Recozido.

H: Endurecida por trabalho a frio.

W: Solução tratada termicamente, cujo tempo para atingir a estabilidade é de meses até anos.

T: Solução termicamente tratada que se torna estável em algumas semanas.

Os mais utilizados são o H, para ligas forjadas e laminadas, e o T para as que recebem tratamento térmico.

Os algarismos que procedem à letra H das ligas não tratáveis termicamente são:

H1: É quando o alumínio é encruado sem sofrer outros tratamentos. Os dígitos seguintes, como exemplo no H13, o algarismo 3 indica o grau de deformação plástica sofrido pela liga.

H2: É o tratamento mecânico seguido de recozimento parcial para ganho de ductilidade.

H3: É a liga estabilizada por meio de resfriamento ou redução de temperatura devido a aquecimento na fabricação. Os algarismo que segue o 3 significa o grau da deformação plástica incorporado após a estabilização.

Ainda podem receber um terceiro dígito no caso de alterações no tratamento em que a resistência final não alcança o nível do segundo dígito superior e é maior do que o segundo dígito inferior.

Para os tratamentos térmicos, onde a liga recebe a letra T, referem-se aos tratamentos da seguinte forma, de acordo com a ASM:

T1: Passa por alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, seguido de envelhecimento natural.

T2: Passa por alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, seguido de trabalho mecânico para encruamento, seguida de envelhecimento natural.

T3: Solubilizado, encruado e envelhecido naturalmente.

T4: Solubilizado e envelhecido naturalmente

T5: Passa por alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, seguido de envelhecimento artificial.

T6: Solubilizado e envelhecido artificialmente.

T7: Solubilizado e sobre-envelhecido.

T8: Solubilizado, encruado e depois envelhecido artificialmente.

T9: Solubilizado, envelhecido artificialmente e depois encruado.

T10: Passa por alta taxa de resfriamento após sofrer conformação a quente, encruado, seguido de envelhecimento artificial.

2.4 Mecanismos de endurecimento

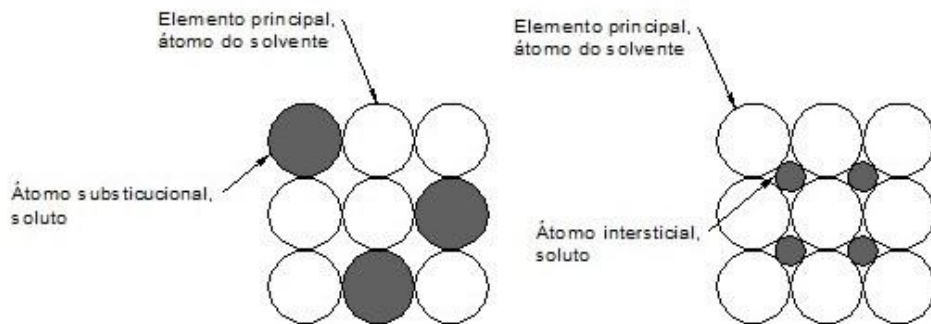
O alumínio puro apresenta resistência mecânica insuficiente para atender aos requisitos da indústria moderna, para sanar esse problema, o material passa por alguns processos que lhe atribuem maior resistência mecânica. Alguns exemplos são o endurecimento por solução sólida, endurecimento por dispersão de partículas incoerentes, endurecimento por precipitação coerente, endurecimento por deformação (encruamento) e endurecimento por aumento da quantidade total de linhas de contornos de grão (MATHERS, 2002; PADILHA, 2000).

2.4.1 Solução sólida

Uma liga metálica é formada dissolvendo-se no elemento principal, chamado de solvente, um ou mais elementos de menor proporção, chamados de soluto, que quando resfriados se solidificam em uma liga chamada “solução sólida” que para ser de boa qualidade, deve ser homogênea. Dependendo dos elementos envolvidos, devem ser respeitados os limites de solubilidade sólida para determinada temperatura (MATHERS, 2002).

A dissolução do soluto no solvente metálico pode ocorrer de duas formas. Átomos com raios atômicos menores (com aproximadamente 15% do tamanho dos do solvente) podem ocupar os interstícios do solvente, chamado de solução intersticial. Caso sejam raios atômicos maiores, podem substituir a ligação do átomo do solvente, chamada de solução substitucional, esquema apresentado na Figura 2.3 (MATHERS, 2002).

Figura 2.3: Representação atômica de ligas cotendo dissolução substitucional e intersticial.

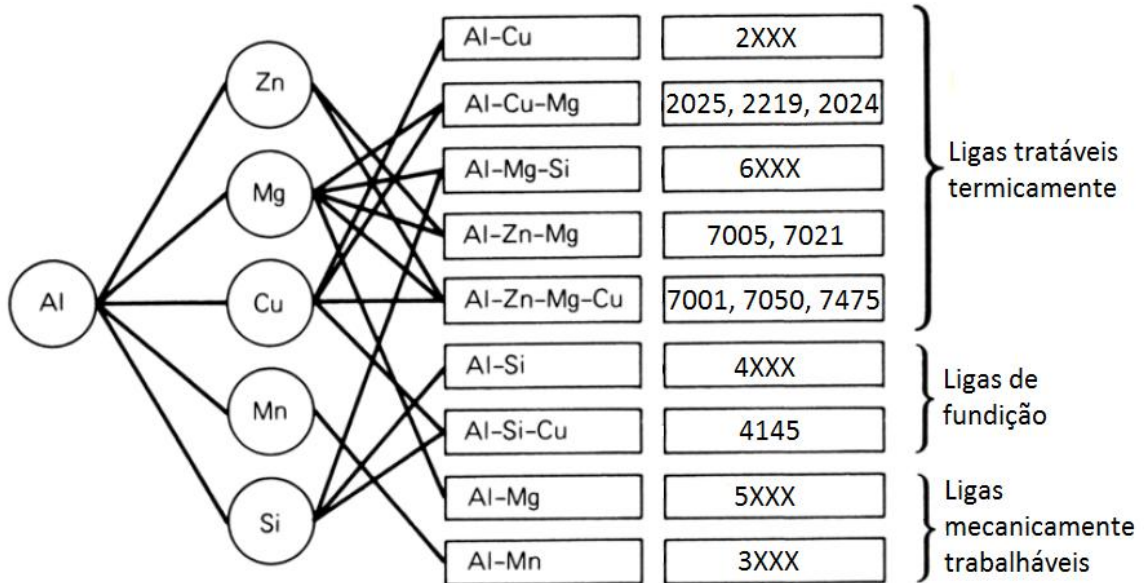


Adaptado de Mathers (2002)

Tal mecanismo aumenta a resistência do material devido aos átomos do soluto imporem deformações na rede cristalina sobre os átomos vizinhos, resultando em interações de campo e discordâncias entre os planos cristalográficos, causando a restrição do movimento entre as discordâncias. Esta dificuldade imposta ao escorregamento entre os planos geram a maior resistência mecânica para o material (CALLISTER, 2015; MATHERS, 2002; MEYERS, CHAWLA, 2009).

Vários elementos são solúveis no alumínio, como o Mg, Mn, Zn (em concentrações que dificilmente ultrapassam a 5%), mas não é o fato do alumínio estar homogeneamente ligado com algum desses elementos que irá garantir que a liga seja suficientemente resistente para garantir os quesitos de projeto da engenharia moderna. Por isso são necessários tratamentos e mecanismos que organizem uma correta disposição desses elementos no material. Um breve esquema dos elementos que são adicionados ao alumínio podem ser observados na Figura 2.4:

Figura 2.4: Elementos de liga relacionados aos seus mecanismos de endurecimento, com exemplos de família de ligas onde são aplicados.



Adaptado de ASM International (2004).

2.4.2 Endurecimento por dispersão sólida de partículas incoerentes

Trata-se de um mecanismo onde são incorporadas pequenas partículas muito duras (como a alumina - Al_2O_3) e insolúveis na matriz sólida, com objetivo de que a alta dureza dessas partículas produza um composto mais rígido do que o material não ligado, seguido por trabalho mecânico (MATHERS, 2002).

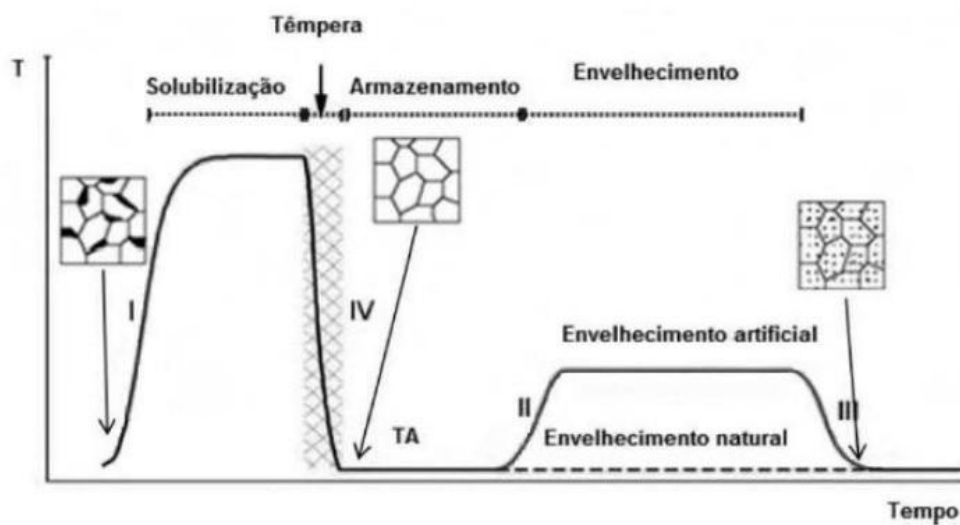
2.4.3 Precipitação

Endurecimento por precipitação ocorre onde uma solução sólida supersaturada a uma temperatura relativamente alta, que esteja em uma só fase, é rapidamente resfriada, seguida por mais um aumento controlado de temperatura, causando a precipitação (MEYERS; CHAWLA, 2009), procedimento aplicado sob as têmperas T5 a T10.

A precipitação ocorre por meio do tratamento térmico da solução sólida. A queda brusca da temperatura faz com que os átomos de segunda fase, presentes em solução supersaturada, não tenham tempo para se rearranjarem. Após a queda súbita, a temperatura é novamente elevada e reduzida, procedimento necessário para que uma fina camada de outra fase se

precipite e se concentrem nos limites dos grãos do metal, causando restrições ao movimento inter-granular, consequentemente endurecendo a liga (procedimento feito no envelhecimento artificial, onde são alcançados os maiores valores de resistência mecânica) (WANG *et al.*, 2015). O resfriamento é feito de forma sistematicamente controlada, obedecendo a concentração e a solubilidade de cada elemento e sobretudo focando a granulometria fina do material. A Figura 2.5 apresenta as fases do tratamento térmico utilizado para aumento da resistência mecânica da ligas da família 6XXX pelo tratamento térmico T6.

Figura 2.5: Fases do tratamento térmico da família 6XXX no tratamento térmico T6.



Bonfitto (2016).

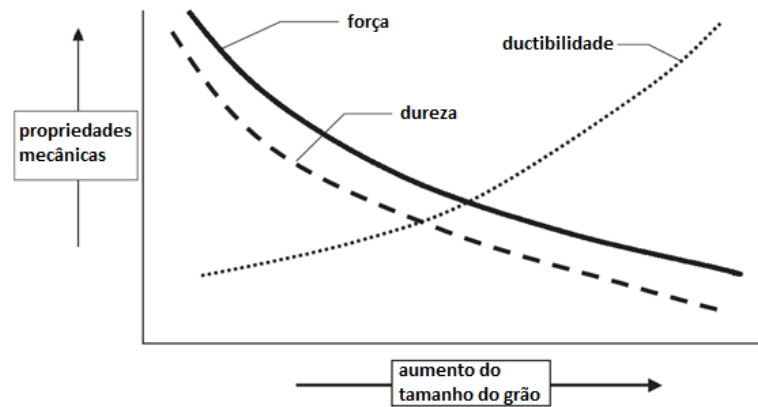
Segundo Bonfitto (2016), as temperaturas ideais para o envelhecimento artificial da liga 6005A é de 545 °C, durante 30 minutos, na fase de solubilização, seguido de resfriamento em água, posteriormente aquecido a 185 °C durante 4 horas, na fase do envelhecimento artificial.

2.4.4 Refinamento de grãos

O tratamento termomecânico relatado no item anterior é feito focado em outro mecanismo de aumento da resistência, que é o controle do tamanho do grão. Grãos pequenos e refinados tem maior área total de contorno, estes contornos causam uma maior dificuldade de movimentação das discordâncias, aumentando a resistência (KING; HORWOOD, 1987). A

consequência do aumento da resistência pela dificuldade imposta na movimentação das discordâncias é a redução da ductilidade, como pode ser visualizado na Figura 2.6.

Figura 2.6: Influência do tamanho do grão em algumas propriedades mecânicas



Adaptado de Mathers (2002)

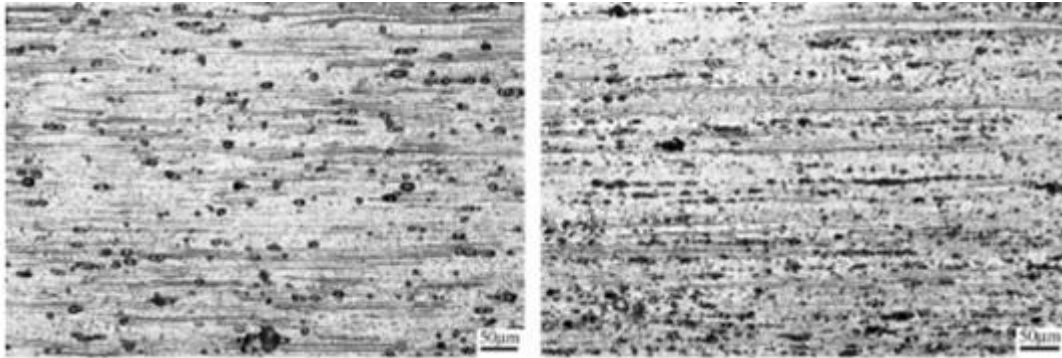
2.4.5 Trabalho mecânico

Mais utilizado para as ligas das famílias 1XXX, 3XXX, 5XXX e 8XXX. As ligas da família 5XXX apresentam melhores resultados com o trabalho mecânico devido a presença em maior quantidade do magnésio, que através do trabalho mecânico aproxima os elementos solubilizados, conferindo maior resistência a este tipo de liga.

A forma mais comum usada industrialmente para executar o trabalho no alumínio caracteriza-se pela laminação a quente e em seguida a frio, e podem ser feitos processos de recozimento entre esses procedimentos ou no final dos mesmos (RHENALU, 1997). Esse encruamento que o metal recebe faz com que seus grãos fiquem alongados em um mesmo sentido, diminuindo a distância média de separação entre as discordâncias, fazendo que o movimento de uma discordância restrinja o movimento de outra. Aumenta-se a resistência mecânica com o aumento do trabalho a frio até certo limite (CALLISTER, 2015; MATHERS, 2002).

Na Figura 2.7 verifica-se um exemplo de como fica a microestrutura da liga da família 5XXX após receber trabalho mecânico a frio.

Figura 2.7: Microestruturas de duas chapas de liga de Al-Mg-Si-Cu depois de laminados a frio.



Fonte: Wang *et al.* (2015)

2.5 – União de juntas de alumínio

A união de perfis e chapas de alumínio adquiriu alta tecnologia com o passar dos anos devido aos elevados investimentos em pesquisas, principalmente nos ramos aeronáutico e naval. Dentre os métodos mais utilizados citam-se o elementos de fixação, encaixes, e a soldagem.

Um desempenho cada vez maior é alcançado na união de juntas feitas com elementos de fixação dos mais diversos formatos, como parafusos, rebites pop, rebites com rosca, auto perfurantes, adesivos estruturais, insertos, olhais, grampos, prensagem, etc. (SAPA, 2015). Porém apresentam desvantagens em certos quesitos, como de um pré processo de furação (com perda de resistência), dispositivos de aperto de ambos os lados da junta, perda de torque com a vibração, má vedação, corrosão galvânica no caso de materiais distintos, entre outros.

Os encaixes são possíveis em ligas manufaturadas pelo processo de extrusão. Seu formato pode ser explorado a fim de gerar peças que por si só são eficientemente encaixadas, dispensando o uso de elementos de fixação. O encaixe também pode ser combinado aos recursos citados no parágrafo anterior, atingindo alto desempenho na união, porém existe a desvantagem do custo de moldes e deste processo ser restrito às ligas das famílias mostradas na Figura 2.4.

O procedimento de soldagem é largamente utilizado devido vantagens como alto desempenho mecânico, juntas com alto grau de exigência, vedação, casos que o acesso para proceder a união é possível somente por um dos lados da junta, entre outras.

As ligas chamadas “soldáveis” são as das famílias 1XXX, 3XXX, 5XXX e 6XXX. As outras famílias também podem ser soldadas, porém não pelos métodos convencionais de arco elétrico (RHENALU, 1997). Mesmo dentro das famílias citadas acima, há certas composições que têm baixa soldabilidade. Dentre as mais comuns comercializadas que se pode considerar altamente soldáveis são: 1050A², 3103, 5052, 5083, 6060, 6063, 6005, 6005A, 6082 e 6101 (SAPA, 2015).

2.6 – Processos de soldagem usados para o alumínio

Os processos de soldagem do alumínio são classificados em três grandes grupos:

- Solda por fusão: TIG (*Tungsten Inert Gas*), MIG, arco manual, oxiacetileno, *laser*, arco submerso e feixe de elétrons;
- Resistência e contato: Solda ponto, adesiva, indução de alta frequência;
- Fase sólida: solda por fricção ou FSW (*Friction Stir Welding*), explosiva, ultrasônica, pressão a frio, e pressão a quente.

O processos citados acima também são usados de forma combinada para extrair máxima eficiência, como exemplo do *welding bounding*, que combina soldas de fusão com de contato.

2.6.1 - Solda MIG

A solda MIG também é chamada de GMAW ou processo europeu EN 131, é um processo que começou a ser utilizado em meados da década de 40 e hoje continua sendo amplamente utilizado na indústria. É caracterizado pela fusão do metal base através de arco elétrico provocado pela alta corrente que atravessa o consumível em forma de arame e protegido por fluxo de gás inerte, no caso de solda MIG, ou gás ativo para solda MAG (*Metal Active Gas*) (MATHERS, 2002; ASM, 1992). Tal processo apresenta vantagens aos outros métodos como alta produtividade, possibilidade de soldagem em todas as posições, tem grande penetração e não tem a necessidade de fluxos de solda.

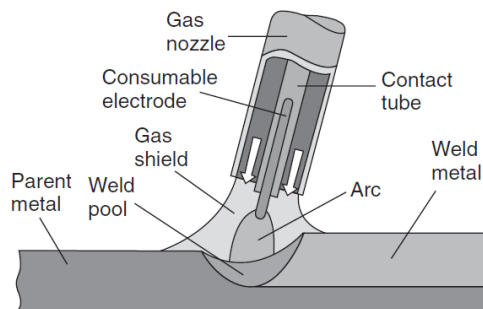
O gás com melhor eficácia na soldagem a arco elétrico do alumínio é o argônio ou hélio. O argônio ainda pode obter bons resultados com aditivos em baixas concentrações de

² Nota: A letra “A” no final da nomenclatura diferencia duas ligas que se enquadram na mesma classificação mas não são iguais.

O₂ e CO₂ ou N₂ (FORTAIN; GADREY, 2011). Porém o mais usado industrialmente, por questão de custo, é o Argônio a 99,99% (SVETSAREN, 2003).

A soldagem MIG com corrente contínua é recomendada para regiões com espessuras de 1 a 4 mm, demais espessuras devem ser utilizadas correntes elétricas pulsantes para propiciar maior penetração da solda (RHENALU, 1997).

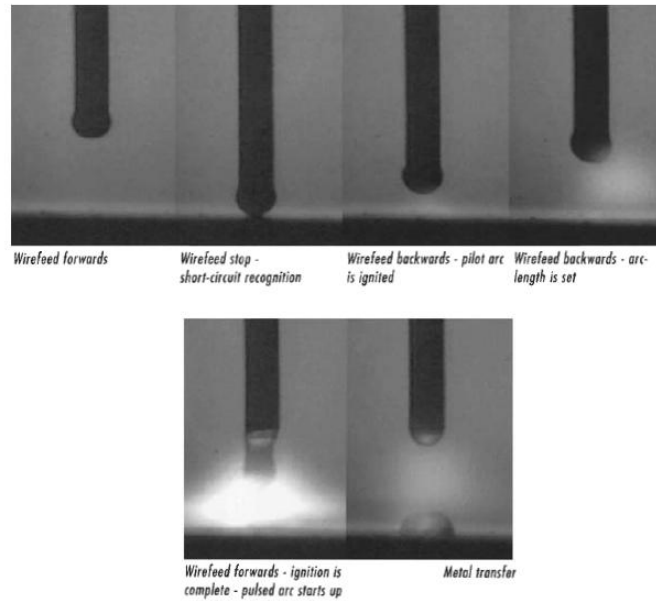
Figura 2.8: Componentes da solda MIG.



Adaptado de Mathers (2002).

Para espessuras maiores, extrai-se melhor produtividade se feito por meio de corrente pulsada, que traz benefícios por aliar as vantagens da transferência de material pelo eletrodo de duas formas: A globular, quando o pulso está em baixa corrente, e a transferência spray, quando o pulso está em alta corrente, esta combinação aumenta a velocidade da solda quando em alta corrente (MATHERS, 2002). Este processo pode ser visualizado por meio da Figura 2.9.

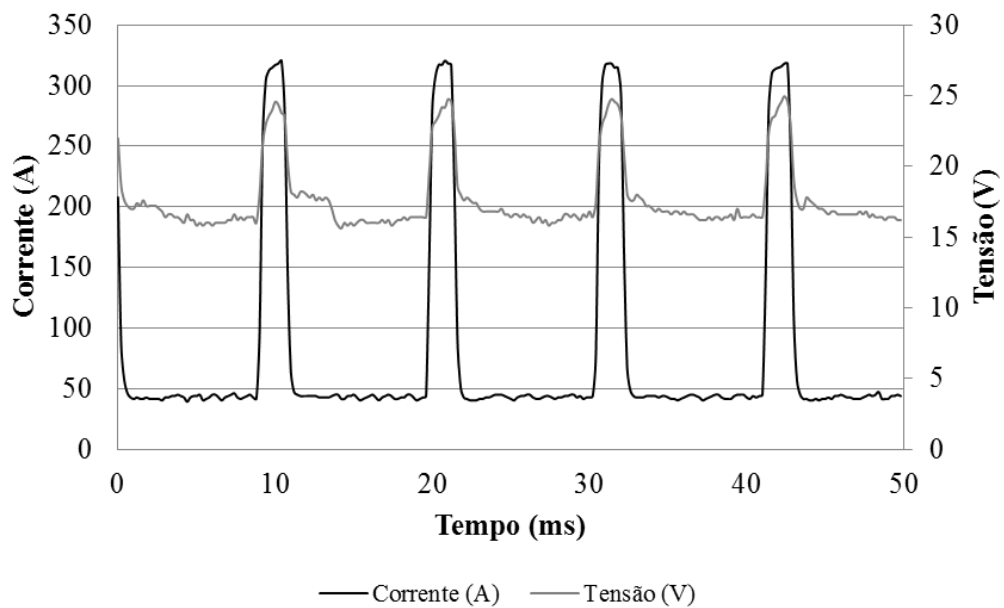
Figura 2.9: Transferência de material na forma globular e spray.



Mathers (2002)

Os pulsos aumentam a velocidade do procedimento, resultando em menor aporte de calor, menores distorções, menores tensões residuais e menor ZTA (Zona Termicamente Afetada) (SAPA, 2015). Na Figura 2.10 visualiza-se como é a variação da corrente elétrica emitida pela máquina em um pulso relativamente longo, de 5 Hz. A frequência de um pulso de 40 Hz implica em 40 pulsos por minuto (NIE *et al.*, 2015).

Figura 2.10: Variação da corrente elétrica em relação ao tempo em máquinas de solda MIG pulsadas.



Fonte: Savi (2014)

Além da corrente pulsada, a evolução tecnológica das máquinas de solda MIG por meio de fontes de potência eletrônica com frequência variável, propicia boa estabilidade do arco. Programações de controle sinérgico permitem que a corrente pulsante, a corrente de pico e a frequência de pulso sejam sincronizadas com a velocidade de alimentação do arame, isto possibilita que o soldador não necessite de grandes habilidades para executar soldas de qualidade (ALCAN, 2017).

3 OBJETIVOS

Avaliar a relação entre as características macro e microestruturais e o comportamento mecânico da união de ligas de alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6 por processo de solda MIG.

3.1 Objetivos Específicos

- Avaliar o comportamento do cordão de solda perante deformação;
- Definir o ponto da junta mais suscetível a falhas;
- Mensurar a perda da resistência com a soldagem das ligas 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6.
- Estudo de caso da junta de ligas dissimilares sob diferentes espessuras.

4 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizadas as ligas em alumínio 5754 H34 e 5383 H34, ambas fabricadas por processo de laminação com espessura nominal de 5 e 7 mm, respectivamente. Utilizou-se também uma liga fabricada por processo de extrusão, 6005 T6, com 4 mm de espessura.

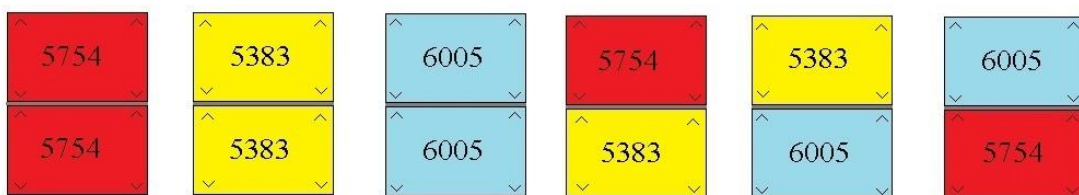
4.1 Determinação da Composição Química

A composição química das ligas foram realizadas pelo laboratório Ética Empreendimentos Tecnológicos, de Ribeirão Preto, estado de São Paulo, utilizando a técnica de espectrometria de emissão óptica. O aparelho utilizado foi o espectrômetro de emissão óptica da marca Spectro e modelo Spectromaxx.

4.2 Soldagem

A soldagem das ligas foram feitas entre a mesma classe do alumínio e de forma intercambiada conforme apresentado na Figura 4.1. As setas indicam o sentido da laminação no caso das ligas laminadas, e o da extrusão, no caso das ligas extrudadas.

Figura 4.1: Combinação de ligas de alumínio utilizada para os testes.



As chapas de alumínio foram preparadas com chanfro em ângulo de 45°. Depois de devidamente limpas com água e sabão neutro, foram soldadas em junta de topo com um passe somente em um dos lados pelo processo MIG duplo pulsado, executado em processo manual (soldador com dois anos de experiência neste tipo de soldagem), com ângulo da tocha a 60°, deslocando-se horizontalmente a favor da poça de fusão. A máquina utilizada foi da marca Castolin Eutectic modelo MigPulse 3001 DP, em corrente alternada de 111 A e tensão de 21,8 V. A velocidade média de solda foi de 3,57 mm/s. O metal de adição usado foi o arame em

alumínio de acordo com a norma europeia AWS (*American Welding Society*) A5.10: ER5356, com 1,2 mm de diâmetro. A composição química é Si: 0,25%, Fe: 0,4%, Cu: 0,1%, Mn: 0,2%, Mg: 5,0%, Cr: 0,2%, Zn: 0,1%, Ti: 0,2%; ponto de fusão entre 571 e 635 °C e peso específico de 2,66 g/cm³. O gás utilizado foi o argônio a 99,99% de pureza, à vazão de 23 L/min.

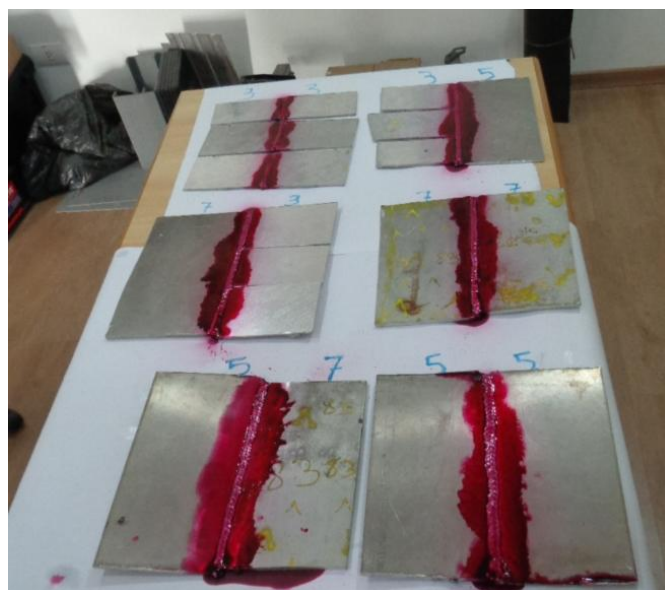
A solda foi feita somente em um lado das amostras e resfriadas a temperatura de 21 °C. As amostras não receberam tratamento térmico ou mecânico pós-soldagem.

Após a soldagem, a impureza superficial foi removida das peças com escova com cerdas de latão e limpas com pano seco. O primeiro exame foi feito a olho nu e com auxílio de lupa. Em seguida as ligas e os cordões de solda foram caracterizados utilizando espectrometria óptica, ensaio com líquidos penetrantes, ensaio de resistência à tração, dobramento, microdureza Vickers, microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

4.3 Ensaio com Líquidos Penetrantes

Os poros, descontinuidades e demais defeitos de solda que não puderam ser detectados visualmente foram revelados através do método dos líquidos penetrantes, seguindo a norma da ASTM (*American Society for Testing and Materials*), E-1417. Na Figura 4.2 são apresentadas as chapas soldadas antes de usinadas.

Figura 4.2: Aplicação de líquidos penetrantes nos cordões de solda.



Depois das peças limpas com água e sabão neutro, foi aplicado no cordão de solda e em cerca de 40 mm do centro para as laterais, o removedor modelo RCG S da marca Carbografite para limpeza completa da região, e então as peças foram secas com pano.

Em seguida aplicou-se o penetrante modelo PCG 53 da marca Carbografite no cordão e nos arredores, e deixado secar por 20 minutos para então ser aplicado novamente o Removedor RCG S em um pano que foi esfregado sobre a região para retirada do excesso de líquido penetrante.

Na sequência foi usado o revelador DCG S2 da marca Carbografite diretamente sobre a peça e deixado agir por 20 minutos.

4.4 Ensaio de Tração

O ensaio de tração foi realizado de acordo com a norma ASTM E8/E8M 2009. Os corpos de prova foram usinados em centro de usinagem CNC, de acordo as medidas da categoria *standard specimens – sheet type*, com 200 mm x 20 mm, e na região da seção reduzida de 12,5 mm. A velocidade do ensaio foi de 1 mm/min., a temperatura ambiente de 20 °C e umidade relativa do ar de 50%.

De cada placa soldada, de acordo com o esquema apresentado na Figura 4.1, foram preparados cinco CP's (Corpos de Prova) para o ensaio de tração. Além destes 30 CP's, também foram retirados mais três corpos de prova de cada uma das ligas 5754 H34 e 5383 H34 e 6005 T6 como recebidas, ou seja, sem solda.

A máquina universal de ensaios utilizada no ensaio de tração foi a EMIC DL 10.000. As ligas 5754 H34 e 5383 H34 sem solda foram ensaiadas com a célula de carga de 100 kN, e para as demais, célula de carga de 20 kN.

4.5 Ensaio de Microdureza

O ensaio da microdureza Vickers foi realizado seguindo a norma ISO 6507-1:2005. Consiste na aplicação de uma força pontual no metal que gera uma impressão (ou endentações) no corpo de prova. O princípio é que quanto maior for a área da impressão, mais

macio é o material. Neste ensaio a força é aplicada por um penetrador de diamante de formato piramidal (ISO 6507-1:2005).

Para a preparação dos CP's, os mesmos foram seccionados na direção perpendicular ao cordão de solda e embutidos em baquelite. Foram lizados com seis lixas diferentes, com granulação de 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200. O tempo gasto em cada lixa foi de aproximadamente 20 minutos. O polimento foi feito com panos de 6 e 3 μm , juntamente com suas respectivas pastas de diamante e o lubrificante Diapol, da marca Panambra-Brasil. O tempo gasto em cada polimento foi de 30 a 40 minutos.

Após o término da preparação dos CP's, a leitura das microdurezas foram feitas por meio do aparelho Vickers Hardness Tester, modelo HVS-5. A carga utilizada para o ensaio foi de 0,2 kg, a qual foi mantida por 10 s até ser liberada, seguida da medição.

Foram feitas indentações e medições de 0,5 em 0,5 mm, com deslocamento linear, percorrendo o centro da seção da junta. Algumas variações de 0,1 mm para mais ou para menos tiveram que ser feitas no distanciamento entre as impressões quando foi constatado que a punção de diamante iria recair sobre poros. Tais variações foram então compensadas na medição seguinte.

4.6 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado seguindo a norma ASTM E 190:2014, com as dimensões de 152,4 mm x 38,1 mm. O equipamento usado no ensaio de dobramento foi o mesmo do ensaio de tração descrito no item 3.4.

A distância entre apoios foi de 60 mm e o diâmetro do cutelo de 38 mm. A velocidade do ensaio foi de 5 mm/min., com ângulo de dobramento de 180°. A célula de carga foi de 100 kN. Para o ensaio de dobramento foram retirados três corpos de prova de cada amostra.

4.7 Microscopia Óptica (MO) e Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV).

Para as análises por MO e MEV, as amostras foram seccionadas de forma a permitir o estudo da sua seção transversal. A superfície de cada amostra foi lixada gradativamente com

lixa de granulação 200, 400, 600, 800, 1000 e 1200 e polidas com pano de polimento e pasta de diamante para 6 μm , em seguida com pano de polimento e pasta de diamante para 3 μm , com lubrificante Diapol (Panambra-Brasil). O tempo gasto em cada lixa foi de 20 minutos. O polimento final foi feito com pano de 1 μm com sílica coloidal de 0,04 μm (Struers-Dinamarca), durante 50 minutos. As amostras foram examinadas por MO a cada troca de lixa e pano de polimento, uma vez que esse procedimento facilita a identificação de porosidades, inclusões não metálicas, trinca, defeitos em geral e permite avaliar a qualidade do polimento (COLPAERT, 2008).

O ataque químico foi realizado com dois reagentes em diferentes concentrações:

Reagente 1: Nas composições com a presença das ligas 5383 e 5754 foram usadas à mistura de 60% de HCl, 20% de HNO₃, 10% de HF e 10% de água destilada.

Reagente 2: Para a liga 6005 foi usada a mistura de 95% de água destilada, 2,5% de HNO₃, 1,5% de HCl e 1% de HF.

O ácido nítrico (HNO₃) utilizado foi de 70% m/m, o ácido clorídrico (HCl) a 35% m/m e ácido fluorídrico (HF) a 50% m/m. A imersão foi feita durante 10 s com o primeiro reagente e durante 30 s no segundo reagente, lavando-se em seguida com acetona, a qual foi evaporada com auxílio de secador.

As amostras polidas e atacadas quimicamente foram observadas no microscópio óptico de bancada da marca ZEISS, modelo AXIOSCOP 2 MAT e no microscópio eletrônico de varredura da marca Shimadzu, modelo SS-550 com aceleração de 15 kV.

A determinação do tamanho de grão foi feita por meio do software Solid Edge.

5 RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1 Composição Química

A composição química das ligas foi determinada por espectrometria óptica, os resultados estão apresentados na Tabela 5.1.

Tabela 5.1: Composição química das amostras (% de massa).

	Si (%)	Fe(%)	Cu(%)	Mn(%)	Mg(%)	Cr(%)	Zn(%)	Ti(%)
5383 H34	0,1326	0,2731	0,0136	0,6178	5,0413	0,0893	0,007	0,0333
5754 H34	0,154	0,2925	0,032	0,3644	2,8714	0,0581	0,007	0,0155
6005 T6	1,1558	0,2103	0,1182	0,1474	0,537	0,0007	0,0053	0,0131

Fonte: Laboratório Ética

O elemento químico presente em maior quantidade na liga é aquele que lhe concede as principais características, e designa a qual classe de ligas o material pertence. De acordo com as normas EN 573-3:2009 e ABNT NBR ISO 209:2010, a liga da família 5XXX, além do alumínio, o magnésio é o material em maior quantidade, e para a família 6XXX, é o silício. Constata-se na Tabela 5.1, da mesma forma, que o magnésio está presente em maior quantidade do que os demais elementos nas ligas na liga 5383 e 5754, sendo de 5,04% e 2,87% respectivamente. Esse elemento atribui maior dureza e resistência mecânica ao alumínio em solução sólida ou quando precipitado em composições de Mg_2Si e $MgZn_2$ (ABAL, 2014). Também é conferida à este elemento a propriedade da alta resistência a corrosão (EAA, 2016). Na liga 6005 o elemento mais abundante, depois do alumínio, é o silício, presente em 1,15%. Este elemento tem baixa solubilidade no alumínio, no entanto, aumenta a resistência e a dureza da liga quando combinado com o magnésio (presente em 0,54% na liga 6005) e tratado termicamente, formando precipitados de Mg_2Si (ABAL, 2014).

O segundo elemento químico encontrado em maior quantidade nas ligas da família 5XXX é o manganês, usado em ligas laminadas para atribuir microestrutura fibrosa, aumentando a resistência no sentido longitudinal à laminação (ABAL, 2014). Depois dos que já foram citados, o elemento encontrado em maior quantidade foi o ferro, que é considerado um contaminante.

Os outros elementos químicos encontrados em menor quantidade como o cromo e titânio são adicionados para controlar a microestrutura e refinamento de grãos (ASM, 2004).

A Tabela 5.2 contém a composição química exigida para as ligas de alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6 pelas normas EN e ABNT.

Tabela 5.2: Composição química exigida para as ligas de alumínio 5383 H34, 5754 H34 e 6005 T6 pelas normas 573-3:2009 e ABNT NBR ISO 209:2010.

	Si(%)	Fe(%)	Cu(%)	Mn(%)	Mg(%)	Cr(%)	Zn(%)	Ti(%)	Variações
5383 H34	0,25	0,25	0,2	0,7-1,0	4,0-5,2	0,25	0,4	0,15	0,2 Zr
5754 H34	0,4	0,4	0,1	0,5	2,6-3,6	0,3	0,2	0,15	0,1-06 Mn+Cr
6005 T6	0,6-0,9	0,35	0,1	0,1	0,4-0,6	0,1	0,1	0,1	

Fonte: ABAL (2014)

A diferença verificada entre o resultado da espectrometria óptica das amostras e os especificados nas normas deve-se a dois principais fatores: o custo elevado para retirada de impurezas e o acréscimo de elementos químicos para melhorias de processo, ou para facilitar a formação de precipitados no tratamento térmico (ABAL, 2014). Na Tabela 5.3 são apresentadas as análises químicas destas mesmas ligas feitas por autores diversos.

Tabela 5.3: Composições químicas das ligas de acordo com autores diversos.

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Autor
5383 H34	0,25	0,4	0,1	0,5-1,0	4,7-5,5	0,05-0,2	0,25	0,2	CAI <i>et al.</i> , 2015
				0,08	5,1	0,12			MACKE K. L., 2015
	0,08	0,2	0,01	0,63	4,81				SALARI <i>et al.</i> , 2015
5754 H34	0,25	0,31	0,02	0,38	3,2	0,23	0,18	0,12	BOZKURT; SALMAN; ÇAM, 2013
				0,63	3,42		0,25		MACWAN; CHEN, 2016
	0,06	0,24	<0,05	0,29	3,75	<0,05	<0,05	<0,05	HUE <i>et al.</i> , 2011
	0,163	0,216	0,037	0,226	2,95	0,024	0,026	0,009	WINNOWSKI, A.; MAJEWSKI (2016)
6005 T6	0,1	0,31		0,34	2,87				CAMPANELLI <i>et al.</i> 2013
	0,6	0,21	0,12	0,15	0,54	0,028	0,01		MROWKA <i>et al.</i> 2005
	0,779	0,514	0,001	0,031	0,459	0,006	0,005	0,007	LEE; YEON; JUNG, 2003
	0,695	0,02	0,007		0,56		0,008		K. LI, M. SONG, Y. DU, X. FANG (2012)

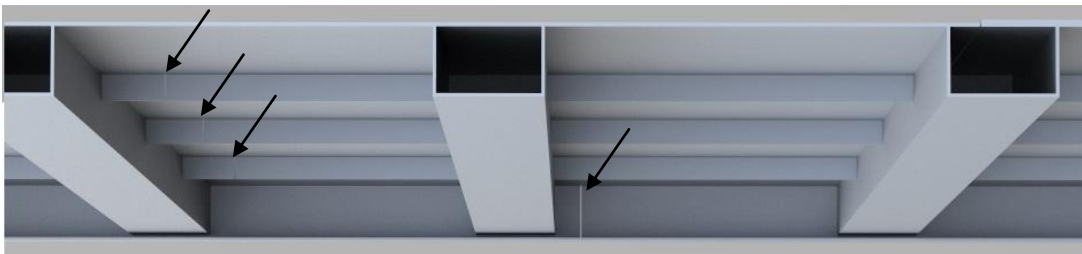
As variações constatadas devem-se, principalmente, ao fato de que as ligas em questão são comercializadas por diversos fabricantes em todo o mundo, extraídas de minério de bauxita com diferentes composições e impurezas, matéria prima reciclada de diferentes qualidades; e aos elementos químicos adicionados para melhoria de processo. Como o

objetivo dos compradores dessas ligas é que elas mantenham as propriedades físicas desejadas, os fabricantes se eximem de gerar custos adicionais com controle acirrado da composição química, e focam na função principal ao qual há interesse, que é a garantia das propriedades mecânicas, térmicas, elétricas, resistência a corrosão, etc., dependendo de sua aplicação. Desta forma, a norma DIN EN 485-2, que estipula as propriedades mecânicas das ligas em alumínio, é obedecida pelos fabricantes.

5.2 Ensaio de Tração

Visando a simulação do estudo específico do projeto de uma estrutura em alumínio que utiliza a liga 5754 na espessura de 5 mm, a 5383 na espessura de 7 mm e a 6005 de 4 mm, onde só é possível que a solda seja feita em somente um dos lados, tanto o ensaio de tração como o ensaio de dobramento foram realizados com essas características, no caso das ligas dissimilares. Esta situação é encontrada em estruturas em alumínio onde o uso das ligas de alta resistência são necessárias para suportar grandes cargas, sob diferentes condições. Na Figura 5.1 e 5.2 verifica-se uma estrutura em alumínio composta de chapas planas com função de assoalho, com reforços estruturais na forma de perfis. Diferentes espessuras de assoalho são utilizados pelo motivo de o lado direito suportar maior carga do que o lado esquerdo. Na Figura 5.2 é indicado um exemplo da união entre ligas dissimilares para esta estrutura. Pela Figura 5.1 verificam-se pontos onde há a junta entre ligas similares.

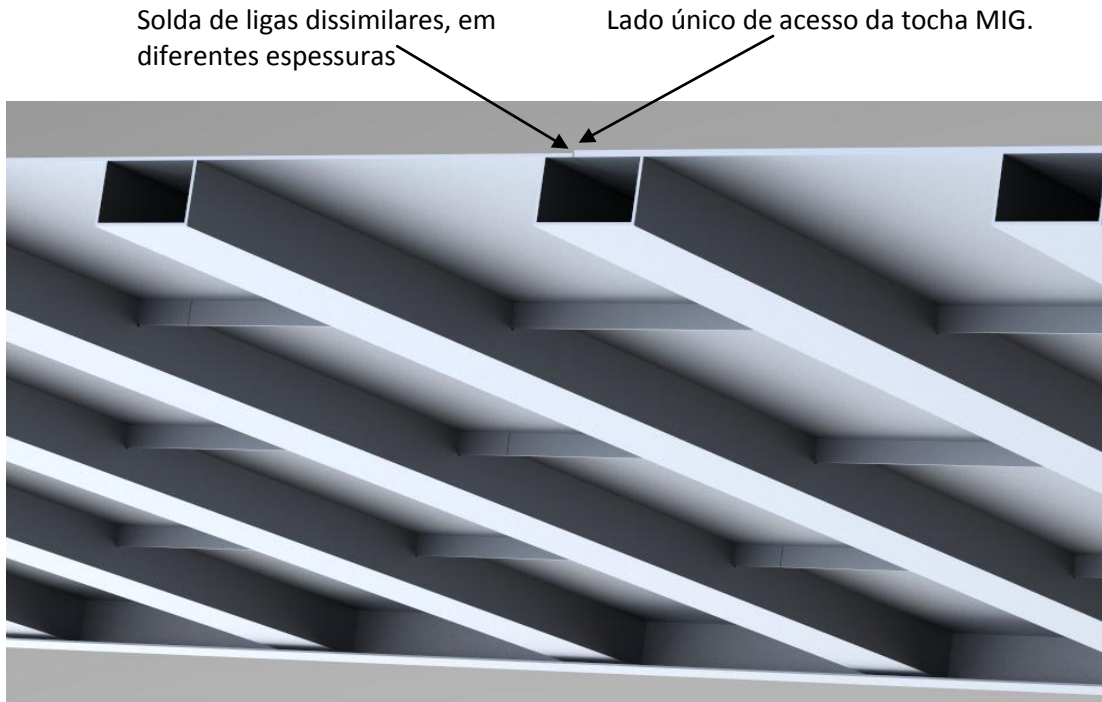
Figura 5.1: Locais da estrutura em alumínio com união de ligas similares.



Outra característica particular usada nos ensaios foi a solda feita somente em um dos lados da junta, o que não é comum na soldagem de CP's em alumínio. Tal fato ocorre no processo de produção devido a impossibilidade de acesso da tocha MIG em um dos lados da junta, conforme indicado na Figura 5.2. O sentido da laminação e extrusão em que os CP's

foram soldados, demonstrado na Figura 4.1, também respeitaram a orientação da forma como as peças são utilizadas no estudo.

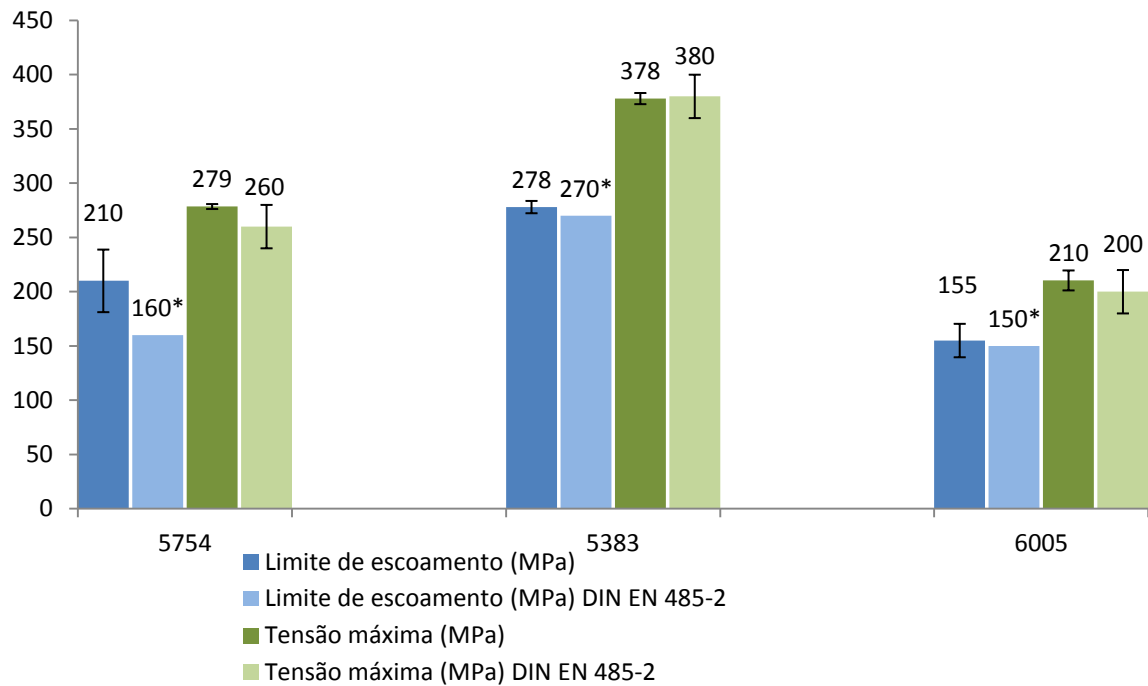
Figura 5.2: Vista isométrica de pontos da estrutura em alumínio onde existe a união de ligas dissimilares, em diferentes espessuras, e cordão de solda em somente um dos lados da junta.



Os CP's foram soldados nas condições do estudo de caso. As ligas similares foram testadas sob mesmas espessuras, também foram ensaiados CP's das ligas como recebidas, isto é, sem solda.

A Figura 5.3 apresenta o resultado dos ensaios de tração ligas de alumínio como recebidas e apresenta também os valores de limite de escoamento e de tensão máxima (ou limite de resistência à tração) especificados pela norma DIN EN 485-2. Observa-se que, diferentemente do que foi verificado nas análises de composição química, os resultados de todas as amostras atenderam a norma. Para o limite de escoamento, a norma exige somente o valor mínimo ao qual a liga deve atingir, que foi constatado nas três ligas ensaiadas. Para a tensão máxima, a norma especifica um intervalo ao qual os valores devem obedecer, por isso a liga 5383, mesmo tendo ficado abaixo da média deste intervalo, atendeu à norma.

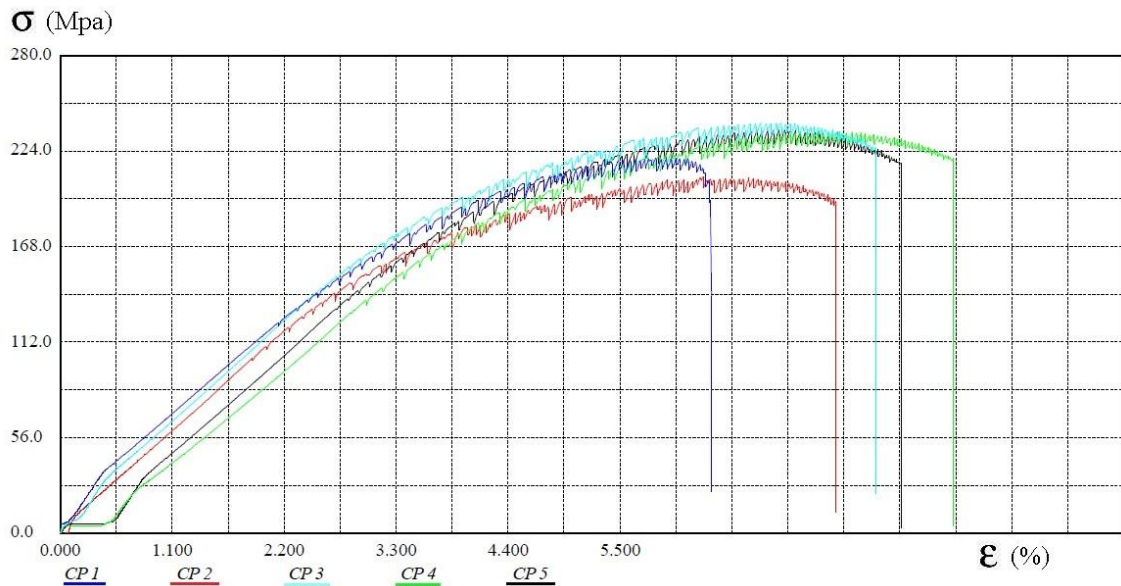
Figura 5.3: Resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova sem solda.



Os valores do limite de escoamento e da tensão máxima para as ligas soldadas foram obtidos a partir dos resultados dos ensaios de tração. No caso das ligas dissimilares, a área considerada para os cálculos foi a da liga de menor espessura da combinação. A média das cinco peças ensaiadas em cada combinação estão representadas na Figura 5.5.

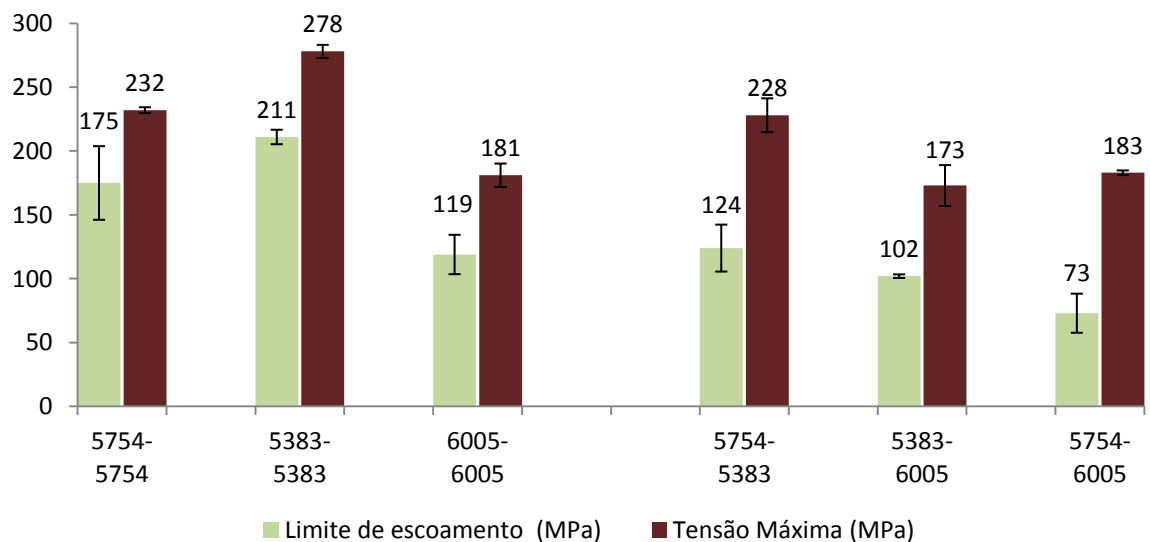
Na Figura 5.4 são exemplificados as curvas de tensão e deformação dos cinco CP's da soldagem dissimilar das ligas 5883-6005, comportamento típico encontrado para as amostra ensaiadas.

Figura 5.4: Diagrama tensão x deformação típico verificado nos ensaios.



Como tratam-se de ligas laminadas, não fica nítido a região onde a tensão se mantém por constante, certo período, chamado de zona de escoamento, depois da passagem da deformação elástica para a plástica. Comparando-se os cinco valores, verifica-se uma pequena discrepância entre os CP's. Para considerar esta variação, o desvio padrão encontrado está representado pela barra de erros da Figura 5.5.

Figura 5.5: Resultados dos ensaios de tração dos corpos de prova soldados.



Comparando-se o resultado dos ensaios de tração das ligas como recebidas (sem solda, Figura 5.3) com as ligas similares soldadas (esquerda da Figura 5.5), a resistência a tração e o

limite de escoamento da liga 5754 diminuíram em torno de 16,7%, devido ao processo de soldagem. Para a liga 5383 essa redução foi mais evidente, apresentando uma diminuição de 24,1% no limite de escoamento e 26,4% nos valores de tensão máxima. A liga 6005 apresentou uma diminuição de 23,2% nos valores do limite de escoamento e de 14% na tensão máxima, sempre comparados aos resultados das ligas sem solda. Observa-se que uma diminuição na tensão máxima e no limite de escoamento para todas as amostras, causada pelo aporte de calor gerado na soldagem, que gera perda de resistência em ligas da família 6XXX e 5XXX (WOELK *et al.*, 2017).

Outro fator que influenciou na perda da resistência a tração é o arame de solda ER5356, que possui limite de escoamento inferior aos das três ligas ensaiadas, e tensão máxima inferior aos das ligas 5383 e 5754 como recebidas. Depois de soldado, o arame possui 110 MPa de limite de escoamento e 240 MPa de tensão máxima (SAFRA, 2017), porém não foi atribuído a este fator a redução da resistência encontrada no ensaio, por haver maior seção de área no local onde o arame foi adicionado, o que aumentou a resistência neste local.

Para as amostras dissimilares supõe-se que a junta entre os diferentes materiais resulte na perda da resistência mecânica pelo processo de soldagem, ou seja, espera-se que a resistência da junta seja igual ou inferior à resistência da liga de menor limite de escoamento e menor resistência a tração. Para averiguar esta suposição, foi comparado o resultado do ensaio de tração dos materiais soldados de forma dissimilar com o resultado do ensaio da liga de menor resistência (sem solda). Observou-se uma redução de 41% nos valores de limite de escoamento e de 18% nos valores de tensão máxima para a junta das ligas 5754-5383 soldadas, quando comparados aos valores apresentados pela liga 5754 (liga menos resistente a tração). A junta 5383-6005 perdeu 34% no limite de escoamento e 17,7% na tensão máxima, quando comparada a liga 6005. Na união 5754-6005 houve redução de 53% no limite de escoamento e redução de 13% na tensão máxima, quando comparada a liga 6005. A perda da resistência na soldagem a arco foi estudada por Ambriz *et al.*, 2011, constatou que o local mais fraco da junta é o causador da redução na resistência mecânica, a ZTA.

Os valores de tensão máxima e limite de escoamento (Figura 5.5) das amostras dissimilares ficaram próximos dos valores das amostras similares soldadas, de forma que não é possível observar diferença significativa, assim pode-se considerar que a resistência da liga dissimilar equivale à resistência do material de menor resistência soldado similarmente.

Para melhor compreensão dos resultados do ensaio de tração, os CP's foram fotografados após o ensaio. A Figura 5.6 apresentam as fotografias. Observa-se para as juntas das ligas 5754-5754 que a maior parte das rupturas ocorreram na ZTA, onde houve estrição e fratura a 45°, que são características de fratura dúctil (CALLISTER, 2015; MEYERS; CHAWLA, 2009).

Para a união das ligas 5383 e 5383, a maioria das amostras tiveram a fratura no cordão de solda. Verificou-se que a ruptura teve início no centro da junta, na face oposta à solda, devido à presença de uma pequena cavidade onde a solda não penetrou, devido a solda ter sido feita em somente um dos lados, em alguns pontos a penetração não alcançou os 7 mm de espessura da chapa. Neste caso não houve a redução de área (estrição) e a fratura ocorreu a 90°, caracterizando fratura frágil. A cavidade remanescente na região inferior da junta, onde a solda não penetrou, causou concentração de tensão nesse ponto no momento em que a força de tração foi aplicada, como indica o esquema apresentado na Figura 5.7. Além da redução da resistência causada pelo metal de adição (o arame de solda possui propriedades inferiores às do metal base), atribui-se ao fenômeno de concentração de tensão em cavidades a perda de resistência constatada nos ensaios. O mesmo não ocorreu para as demais combinações de ligas por serem ligas com menor espessura, e houve a penetração completa da solda.

Diferentemente da junta 5383-5383, a união da liga 6005-6005 teve boa penetração da solda, que foi constatado devido à zona de fusão ter ultrapassado à face inferior da junta, nesse caso a fratura da união 6005-6005 no ensaio de tração ocorreu na ZTA. Houve a redução da seção de área e fratura do tipo taça e cone (Figura 5.6c), que são características de ruptura dúctil (CALLISTER, 2015; MEYERS; CHAWLA, 2009).

Figura 5.6: Fotografia dos CP's similares 5754 (a), 5383 (b), e 6005 (c), após o ensaio de tração.

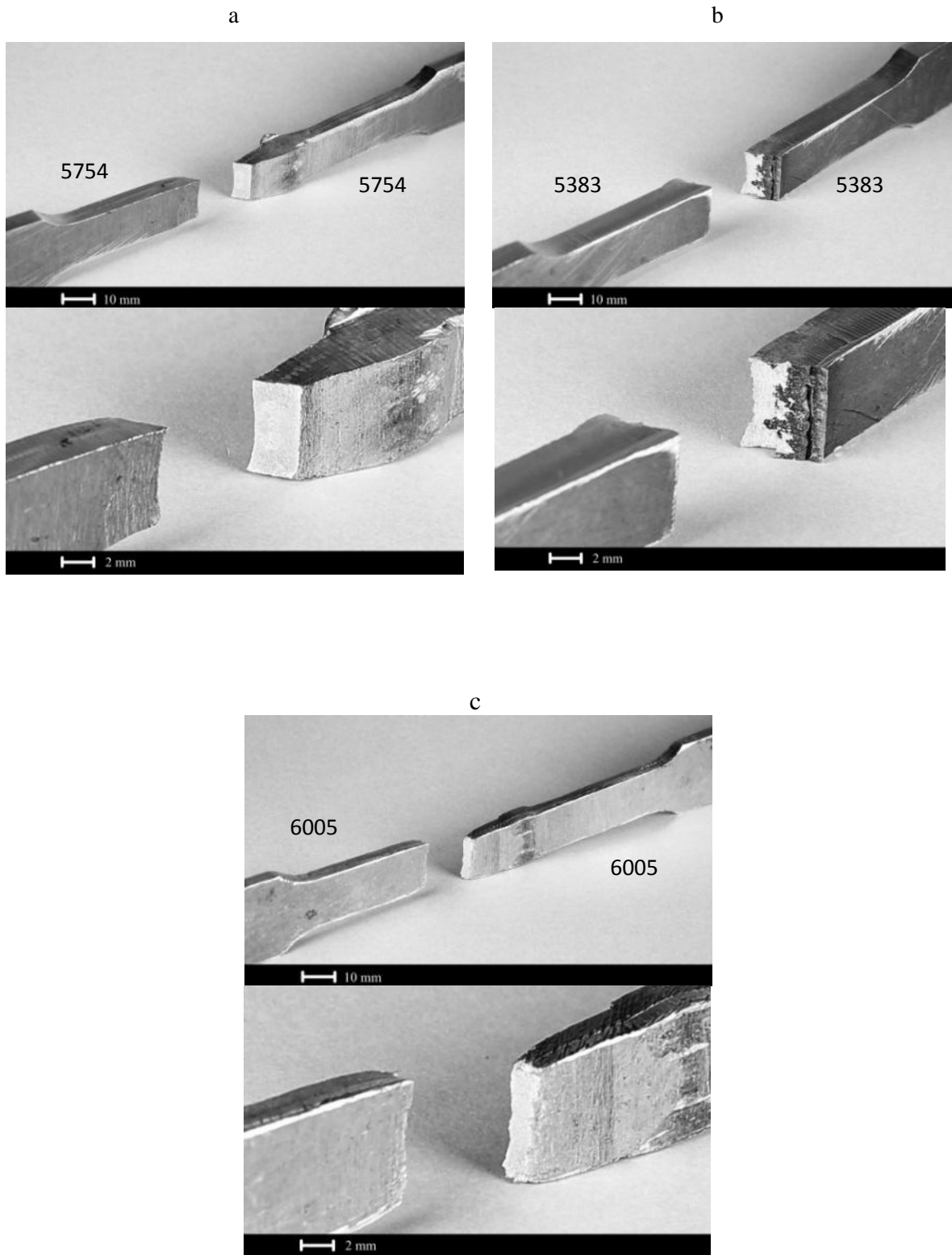
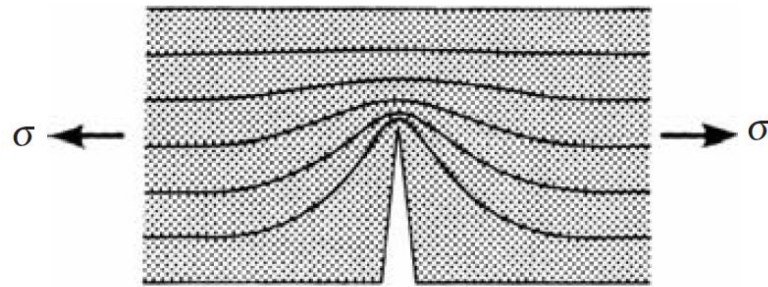


Figura 5.7: Linhas representativas de concentração de tensão na cavidade.



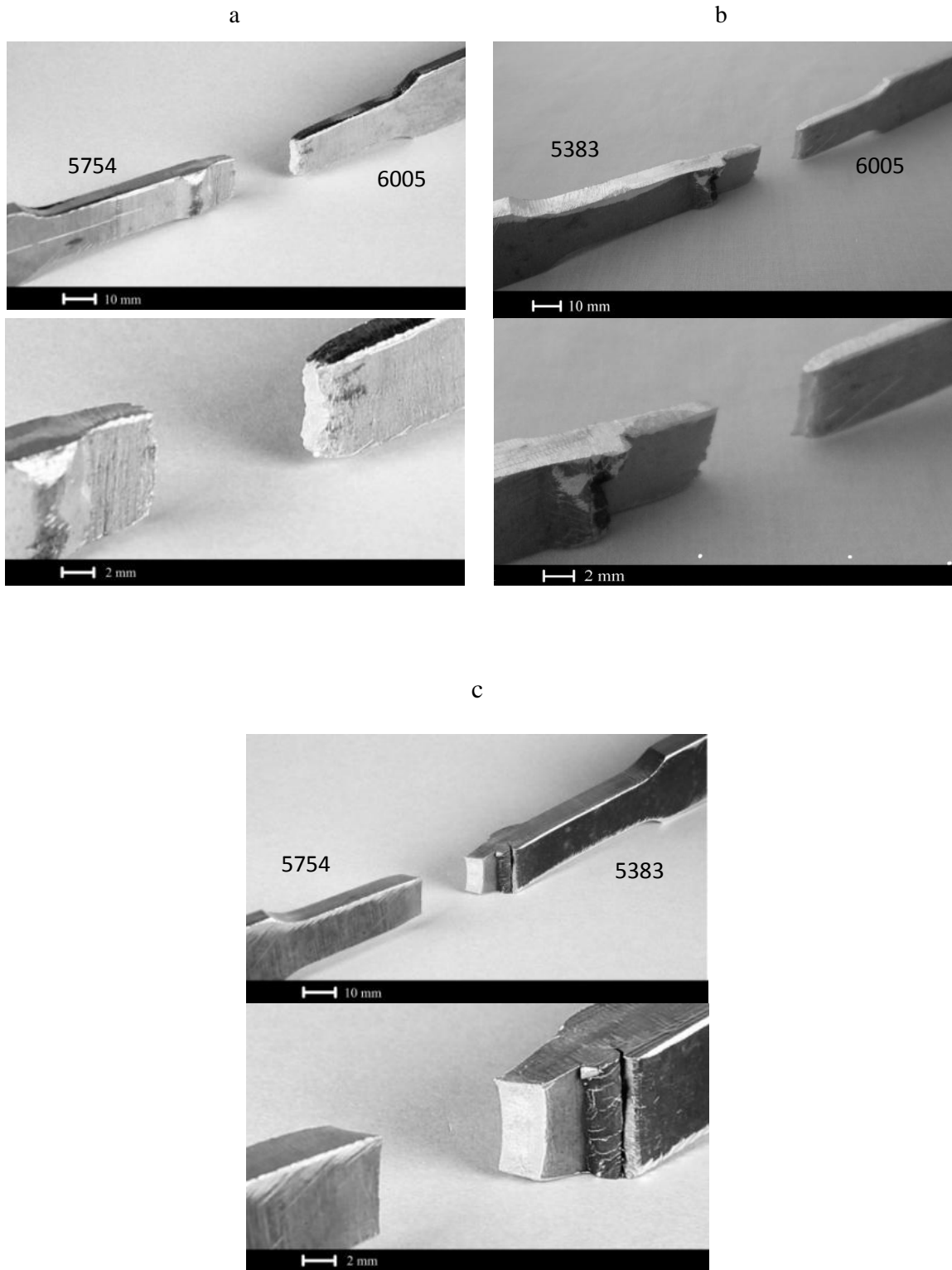
Adaptado de MEYERS, CHAWLA 2009

A Figura 5.8 apresenta as fotografias dos CP's das ligas dissimilares após o ensaio de tração. Observa-se na Figura 5.8a que a fratura do material 5754-6005, ocorreu na ZTA da liga menos espessa (4 mm), a 6005. A característica da falha foi de fratura dúctil, de acordo com o que foi observado também na junta desta liga similar (Figura 5.8c).

Após o ensaio de tração, na união das ligas 5383-6005, observou-se que a fratura ocorreu na ZTA da liga 6005 (Figura 5.8b). A fratura teve característica dúctil. Na análise dos CP's da união das ligas 5754-5383 (Figura 5.8c), foi possível observar que a ruptura ocorreu na ZTA da liga 5754, também a liga menos espessa (5 mm). A falha iniciou-se na divisão superior entre o cordão e a ZTA e não se propagou pela linha de fusão, e sim pela ZTA. A característica foi de fratura dúctil, com o mesmo comportamento da junta similar da 5754-5754 (Figura 5.6a).

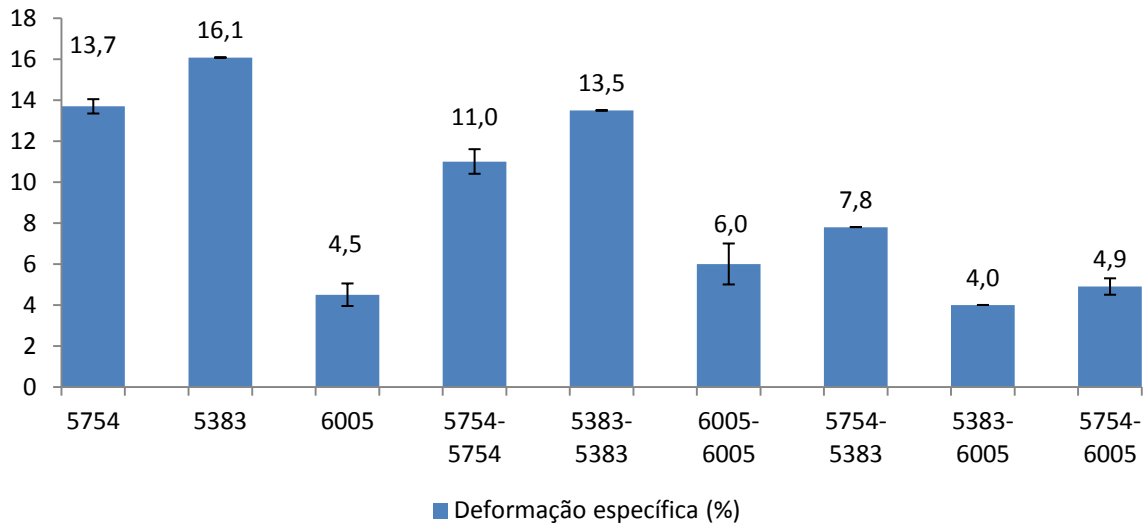
De maneira geral o material que apresentou fratura no cordão de solda foi da liga 5383-5383 soldado de forma similar. Além da resistência mecânica do arame de solda ser inferior à da liga 5383, a principal causa foi a solda com penetração insuficiente, devido esta liga ser a mais espessa, e a solda ter sido feita em somente um dos lados, para o estudo de caso. Deve-se a isto o fato da liga 5383 ter a maior perda na tensão máxima com a solda, verificados no ensaio de tração.

Figura 5.8: Fotografia dos CP's dissimilares 5754-6005 (a), 5383-6005 (b) e 5754-5383 (c) após o ensaio de tração.



Outra propriedade mecânica relevante para as ligas em alumínio é a deformação específica (alongamento final / inicial), determinada pelo ensaio de tração, que está apresentada na Figura 5.9.

Figura 5.9: Comparação entre a deformação específica dos CP's como recebidos, soldados entre ligas similares, e soldados entre ligas dissimilares.



Observa-se na Figura 5.9 que a solda reduziu a deformação específica para todos os materiais ensaiados, esta redução foi ainda maior para as ligas soldadas de forma dissimilar, com exceção da 5383, que apresentou a maior redução na deformação específica quando comparada com a liga como recebida. Isto significa que a solda causou a redução no alongamento final antes da ruptura.

Com o intuito de avaliar as alterações de propriedades mecânicas no cordão de solda e nas diversas regiões da junta, perfis de microdureza foram elaborados para cada união dissimilar.

5.3 Microdureza Vickers

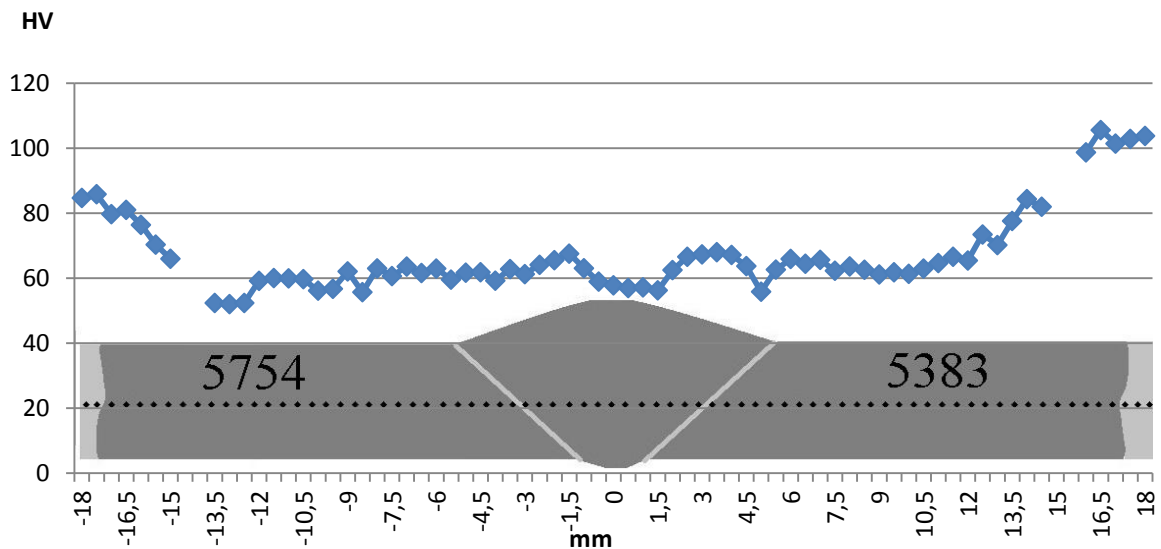
As Figuras 5.10, 5.11 e 5.12 apresentam os resultados dos valores de microdureza Vickers e os correlacionam com a localização em que foram feitas nos corpos de prova para as ligas soldadas de forma dissimilar. As imagens presentes no fundo das três figuras são meramente ilustrativas e correspondem as zonas presentes na junta (cordão de solda, ZTA, linha de fusão) com os locais aproximados onde foram feitas as impressões. A linha

pontilhada central, na cor preta, identifica o local onde percorreram as indentações no corpo de prova.

As interrupções contidas nas três figuras ocorreram devido a limitação no comprimento dos CP's imposta pelo diâmetro do embutidor das amostras, o que fez com que fossem seccionados, perdendo 2 mm pelo corte da serra. As ZTA's foram estipuladas a partir do ponto onde as medições se estabilizam, próximas ao valor da microdureza encontrado na liga como recebida.

Observa-se na Figura 5.10 que para a liga 5754 ocorreu uma diminuição nos valores de dureza no cordão de solda e na ZTA, quando comparado à dureza média da liga como recebida, de 84,02 HV_{0,2}. A ZTA ocorreu até 17,5 mm do centro do cordão, a medida que as marcações se distanciam, os valores chegam próximos aos encontrados na liga como recebida. Para a liga 5383 H34, na ZTA ocorreram decréscimos na microdureza de até 54,6%, quando comparada à liga como recebida, com 102,27 HV_{0,2}. A região com o menor valor de dureza ocorreu na linha de fusão (linha que divide a ZTA do cordão de solda), de 55,85 HV_{0,2}. A ZTA situa-se até 17 mm do centro do cordão de solda.

Figura 5.10: Resultado da microdureza Vickers das ligas 5754-5383.



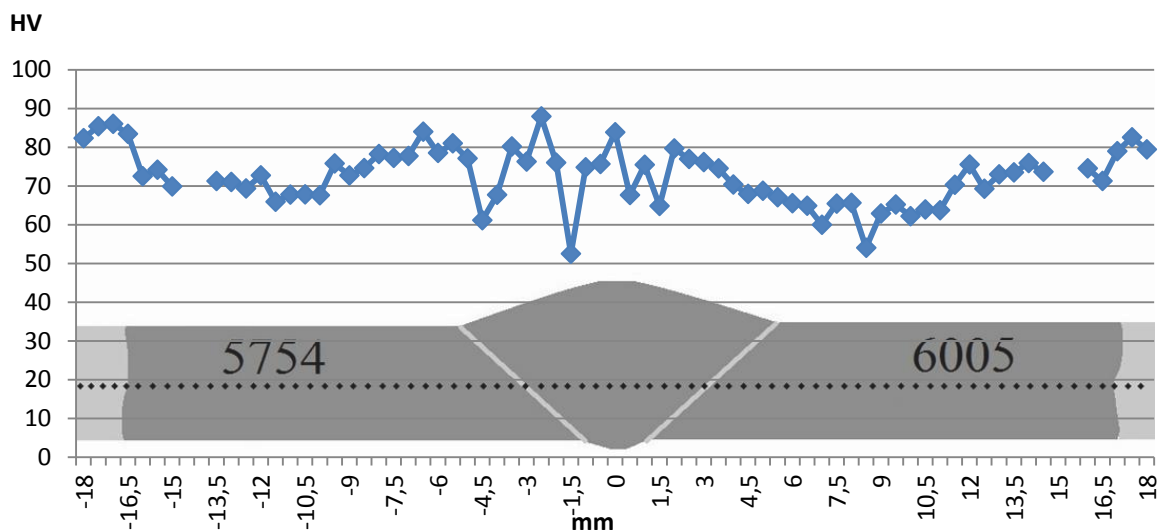
Para as ligas dissimilares 5754-6005 (Figura 5.11) houve um aumento nos valores de microdureza da liga 5754 na ZTA próximo à linha de fusão, quando comparado ao restante da ZTA, que se estendeu até 17 mm do centro do cordão. A causa provável é da

impressão ter recaído em uma região com grande concentração de alumina (Al_2O_3), que são partículas presentes em ligas de alumínio e magnésio e aumentam significativamente a dureza do material (SCHUL; FERGUSON; ROHATGI, 2011).

As oscilações nos valores durezas medidos na linha de fusão e também no cordão de solda, são causadas pela presença de poros situados abaixo da superfície onde foi feita a indentação.

Para a liga 6005 houve redução da dureza na ZTA, até 16,5 mm de distância do centro do cordão. Gungor *et al.* (2014) também registraram perda de dureza na região termicamente afetada para ligas semelhantes. Observaram que para a liga 6062 (tratamento térmico de precipitação), após a solda, a dureza na região do cordão foi de 82 HV_{0,2}, enquanto que na ZTA foi de 67,9 HV_{0,2}, o que revela que este tipo de comportamento demonstra-se comum para esta família de ligas.

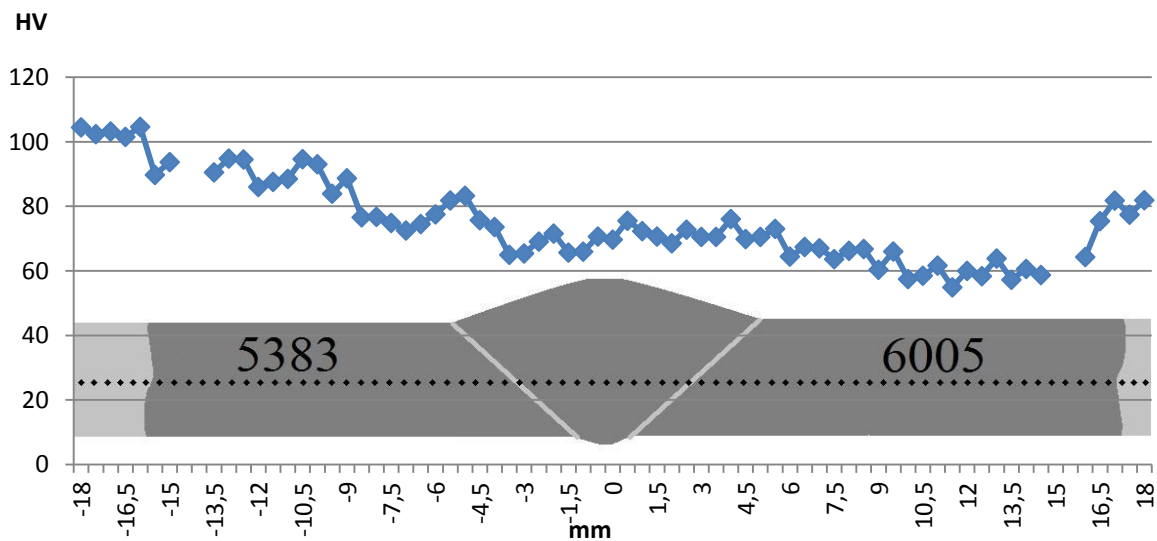
Figura 5.11: Resultado da microdureza Vickers das ligas 5754-6005.



Na Figura 5.12 estão apresentados os resultados de microdureza Vickers para a liga mais dura, a 5383, soldada com a menos dura, a 6005. Percebe-se uma redução nos valores de dureza, comparada à liga como recebida, com início a 15,5 mm do centro da junta, na liga 5383. O cordão de solda teve menor oscilações nas medições. Foi observada redução média na microdureza no cordão de 30,45% quando comparado à liga 5383 como recebida e de

14,64% quando comparado à 6005 como recebida, de 83,32 HV_{0,2}. A dureza na ZTA da liga 6005 foi reduzida devido a perda do tratamento térmico causado pelo aporte de calor gerado pela soldagem.

Figura 5.12: Resultado da microdureza Vickers das ligas 5383 e 6005.



5.4 Ensaio de Dobramento

O ensaio de dobramento foi realizado com o objetivo de avaliar e comparar o comportamento dos cordões de solda das ligas e suas combinações perante deformação plástica, simulando como isto aconteceria em uma possível solicitação quando em serviço. A norma ASTM E 190 (2014) não foi seguida em sua totalidade no quesito da usinagem dos cordões e equalização de espessuras das chapas. Os cordões de solda foram mantidos íntegros assim como as diferentes espessuras das ligas devido ao objetivo do estudo de caso, simulando o uso específico das ligas em diferentes espessuras sofrendo deformação plástica.

Por meio das imagens das Figuras 5.13 e 5.14, feitas após o ensaio de dobramento, verifica-se em quais CP's ocorreram trincas e o local da ocorrência.

Figura 5.13: Fotografia das amostras das ligas similares 5754 (a), 5383 (b) e 6005 (c) após ensaio de dobramento.

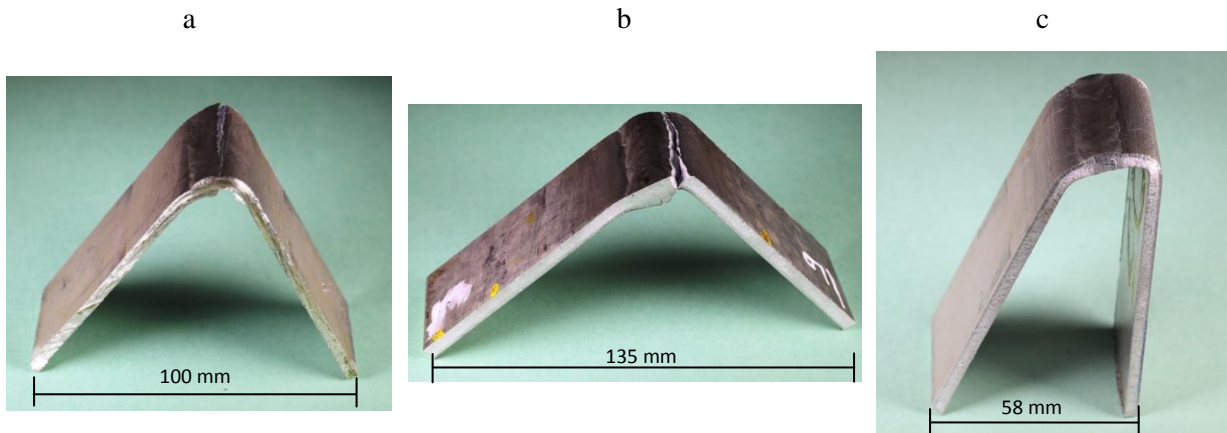
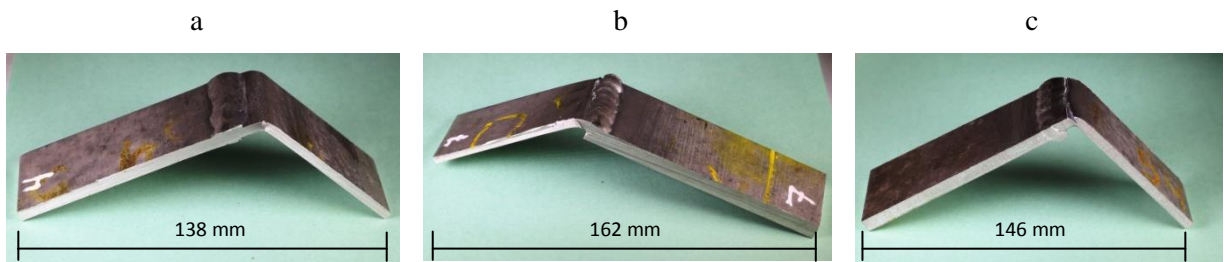


Figura 5.14: Fotografia das amostras das ligas dissimilares 5754-6005 (a), 5383-6005 (b), 5754-5383 (c) após ensaio de dobramento.



Para os materiais soldados de maneira similar, 5754-5754 e 5383-5383, a trinca ocasionada no ensaio de dobramento ocorreu na linha de fusão. Como se tratam de ligas laminadas, a linha que separa a área mecanicamente endurecida da que houve fusão durante a soldagem gerou o início das microfissuras, as quais se propagaram devido a força exercida pelo cutelo. Nos ensaios de tração, a fratura da liga 5754-5754 ocorreu na ZTA, o mesmo não se repetiu no ensaio de dobramento, pois o momento fletor é maior no centro da união, local onde foi aplicada a força. No caso da liga 5383, a fratura formada no ensaio de tração foi no centro do cordão de solda, tal fato não se repetiu no ensaio de dobramento devido a cavidade existente pela falta de penetração da solda, causadora da ruptura no ensaio de tração, estar situada no local onde o cutelo exerceu a força, logo ela foi comprimida no ensaio de dobramento e não gerou a falha. Sendo assim, local com maior momento fletor, que não teve a seção de área aumentada pelo metal de adição, é na linha de fusão, que foi onde ocorreram as trincas.

Na liga similar 6005-6005 não houveram trincas contínuas e visíveis pois este material é menos duro, conforme constatado no ensaio de microdureza. A dobra ocorreu no mesmo local onde houve a ruptura no ensaio de tração e no ponto menos duro da junta, verificado pelo ensaio de microdureza, ou seja, na ZTA a cerca de 12 mm do centro do cordão de solda. Constata-se que esse é o local da junta mais susceptível a falhas.

Para as ligas soldadas de forma dissimilar (Figura 5.14), a dobra ocorreu na liga de menor dureza e menor espessura. A trinca gerada devido ao dobramento ocorreu na linha de fusão para todas as amostras, pois é uma região onde a dureza foi afetada pelo calor e é o local mais próximo do cutelo onde não houve aumento seção de área pelo metal de adição.

Os valores obtidos no ensaio de dobramento estão apresentados na Tabela 5.4. Diferentemente do ensaio de tração, a força máxima do dobramento da união entre ligas dissimilares não corresponde à força máxima equivalente à união similar da liga menos resistente ao dobramento, percebe-se que nos três casos dos CP's de ligas dissimilares houve um ligeiro aumento neste quesito.

Os dados obtidos pelo ensaio de dobramento podem ser usados para prever as tensões máximas que podem ser aplicadas até que o material comece a sofrer deformações plásticas, projetos com esses materiais soldados similar ou dissimilarmente devem estar sujeitos a tensões aquém de tais esforços. De forma geral observou-se que o local mais propício a falhas em situações de deformação por dobramento é na linha de fusão, e uma possível deformação plástica ocorreria na ZTA na liga menos espessa.

A causa das trincas do ensaio de dobramento terem ocorrido na linha de fusão pode ser derivada de defeitos de solda presentes nessa região. No intuito de detectar tais defeitos e o motivo da perda de resistência à tração e perda na deformação específica constatadas nos ensaios de tração, foi realizado o ensaio com líquidos penetrantes.

Tabela 5.4: Valores obtidos no ensaio de dobramento.

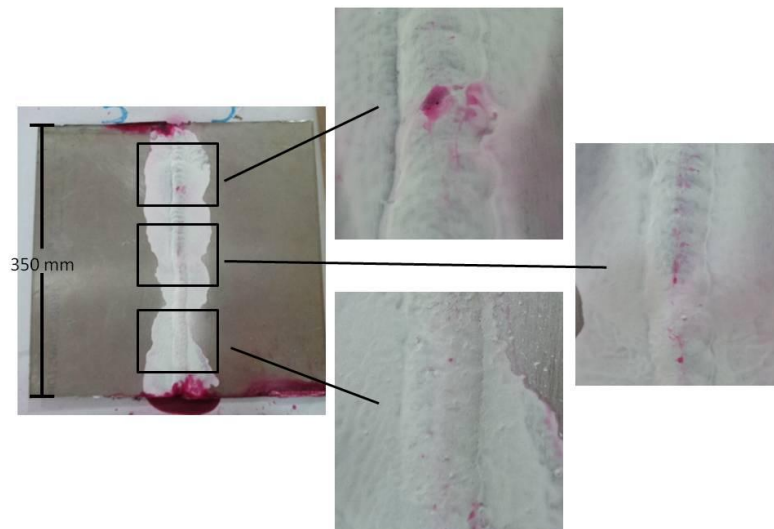
Combinação de ligas em alumínio	Primeira microfissura (N)	Distância do cutelo na primeira trinca visível (mm)	Ângulo de dobra na primeira trinca visível (°)	Força máxima (N)	Início da deformação plástica (N)
5754-5754	3120	22	115	4069	2230
5383-5383	7195	7	158	8348	4800
6005-6005	1480	-	-	1864	600
5754-5383	2480	21	117	4183	2350
5754-6005	1850	20	120	2079	1100
5383-6005	2010	13	139	2090	990

5.5 Líquidos Penetrantes

Poros e descontinuidades superficiais mais grosseiros podem ser vistos a olho nu, porém para um melhor rastreamento desses defeitos, faz-se necessário o auxílio de outros métodos como lupa e os líquidos penetrantes. Visando avaliar o comportamento da soldagem ao longo do cordão de solda, além das verificações visuais, foi realizado o ensaio com líquidos penetrantes para as seis combinações estudadas. Os CP's utilizados para este ensaio foram posteriormente usinados e utilizados para o ensaio de tração.

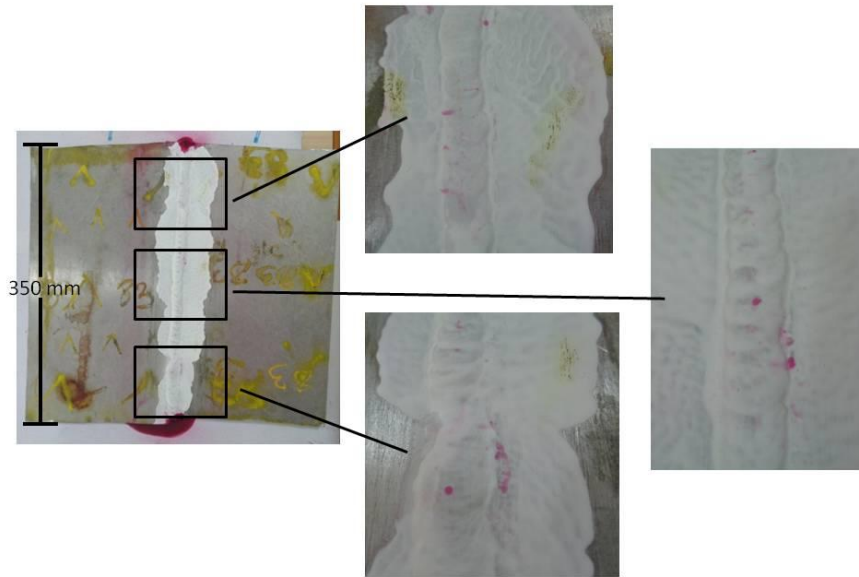
Na junta das ligas 5754-5754, além das descontinuidades presentes no início e no fim do cordão de solda, que são comuns, foi possível observar 13 poros situados ao longo do cordão, conforme visualizado da Figura 5.15.

Figura 5.15: Fotografia da liga similar 5754-5754 com líquido penetrante depois de revelado.



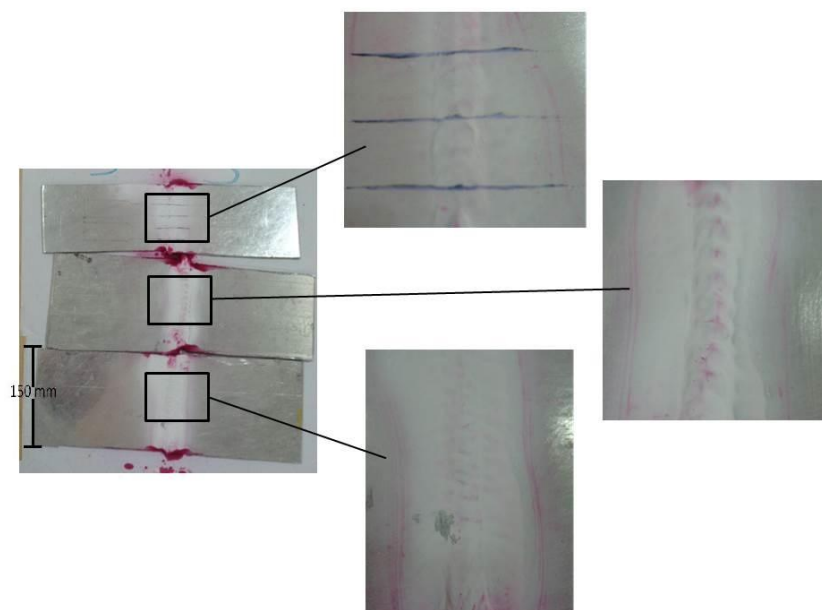
As imagens referentes ao ensaio de líquidos penetrantes da soldagem da liga 5383-5383 podem ser vistas na Figura 5.16. O ensaio revelou cinco poros no centro e três poros na extremidade do cordão de solda, além de três descontinuidades na linha de fusão.

Figura 5.16: Fotografias da liga similar 5383-5383 com líquido penetrante depois de revelado.



A liga 6005-6005 apresentou apenas pequenos vestígios do líquido revelado, de acordo com o que pode ser visto na Figura 5.17, o que não caracteriza a presença de poros ou defeitos superficiais. A mancha vermelha é resultado da concentração do líquido penetrante retido nas cavidades transversais das cristas do cordão, que não causa perda da resistência mecânica.

Figura 5.17: Fotografias da liga similar 6005-6005 com líquido penetrante depois de revelado.

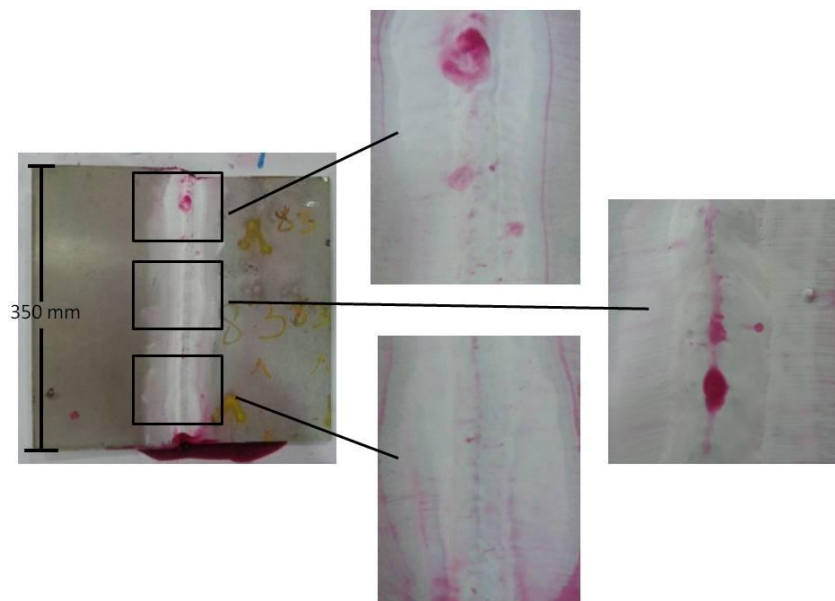


De forma geral, com relação aos defeitos de solda das ligas similares, foram verificadas em maior quantidade na ligas 5754-5754. A liga 6005-6005 foi a que teve menor quantidade de defeitos, porém, foi essa a liga que apresentou a menor resistência mecânica no ensaio de tração, por ser uma liga caracteristicamente menos resistente. Avaliando-se a perda de resistência quando comparadas às ligas soldadas de forma similar com a liga sem solda, a maior diminuição de resistência constatada foi da liga 5383. Como essa liga não apresentou a maior porosidade no ensaio com líquidos penetrantes, atribui-se a redução da resistência registrada no ensaio de tração à resistência inferior do arame de solda e ao fenômeno de concentração de tensão na cavidade (MEYERS; CHAWLA, 2009).

Também foram ensaiadas as ligas soldadas de forma dissimilar, conforme pode ser visto nas Figuras 5.18, 5.19 e 5.20.

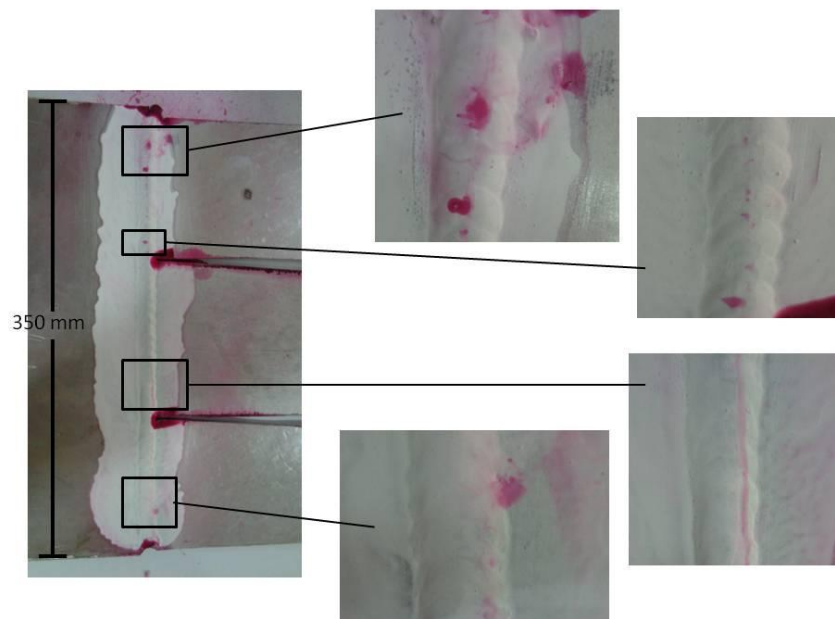
A solda das ligas dissimilares 5754-5383, visualizada na Figura 5.18, apresentou um poro que podia ser visto a olho nu, outros 12 poros no centro do cordão de solda e dois poros situados na extremidade do cordão. Percebe-se uma linha avermelhada de líquido no centro do cordão de solda, que demonstra uma maior concentração dos poros em sentido linear, seguindo a linha central da união entre os corpos de prova.

Figura 5.18: Fotografias das ligas dissimilares 5754-5383 com líquido penetrante depois de revelado.



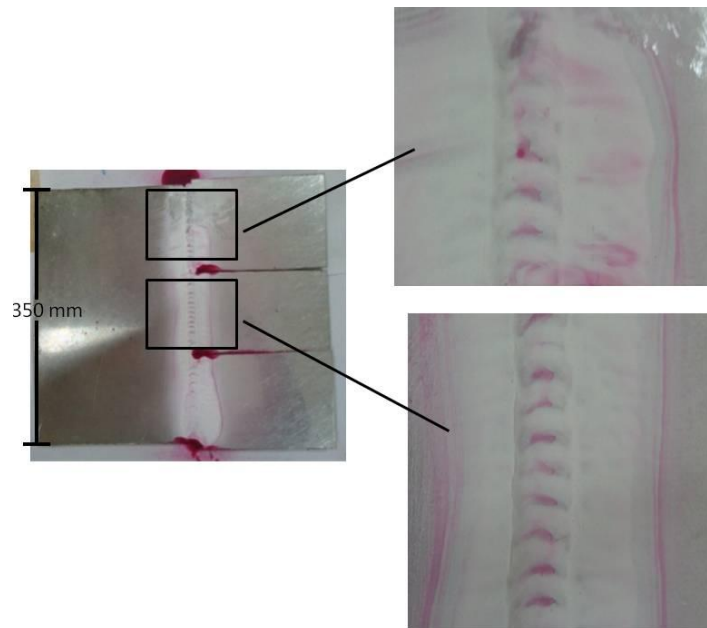
A soldagem entre as ligas 5754-6005, Figura 5.19, apresentou nove poros no centro do cordão, um na linha de fusão entre o metal base e o cordão de solda e uma descontinuidade linear na extremidade do cordão. Também ocorreram descontinuidades lineares ao longo do centro do cordão de solda.

Figura 5.19: Fotografias das ligas dissimilares 5754-6005 com líquido penetrante depois de revelado.



No ensaio com as ligas 5383-6005, Figura 5.20, nota-se a existência de um poro apenas. No restante da solda algumas manchas avermelhadas de líquido foram identificadas nos vales das cristas do cordão, o qual não caracteriza a perda de resistência.

Figura 5.20: Fotografias das ligas dissimilares 5383-6005 com líquido penetrante revelado.



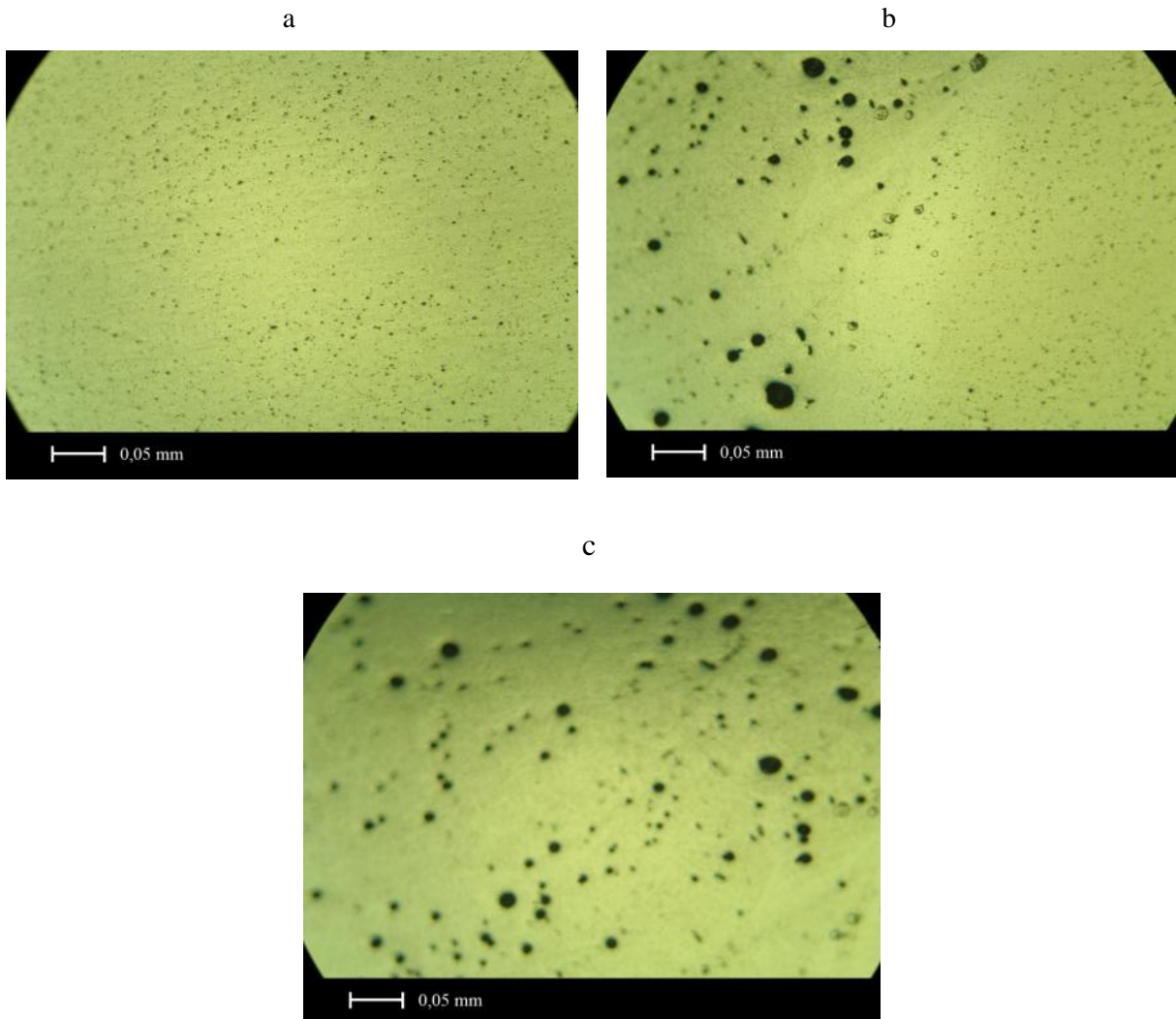
Dentre as ligas dissimilares exibidas nas Figuras 5.18, 5.19 e 5.20, a combinação 5754-5383 foi a que apresentou maior quantidade de poros superficiais, o que justifica a maior redução da resistência, 18% na tensão máxima registrada no ensaio de tração. No entanto a junta 5383-6005, teve somente um poro revelado e apresentou segunda maior diminuição de resistência à tração, de 17,6%, enquanto a 5754-6005 apresentou redução de 12,7% na resistência à tração, sendo que o ensaio de líquidos penetrantes revelou dez poros além da linha central de concentração de descontinuidades, ou seja, a quantidade de descontinuidades superficiais revelada pelos líquidos não foi proporcional à perda de resistência resultante do ensaio de tração, para avaliar a porosidade interna do cordão de solda e os defeitos causados pelo processo de soldagem, os corpos de prova foram seccionados e examinados por meio de microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura.

6.6 Microscopia Óptica (MO)

A M.O. foi usada para identificar poros e descontinuidades internos, que não puderam ser vistos com a lupa e nem identificados pelos ensaios de líquidos penetrantes, e averiguar como a microestrutura se comportou com o aporte de calor gerado pela soldagem nos diversos pontos da junta e sua influência sobre as propriedades mecânicas.

A Figura 5.21 apresenta imagens de MO da liga 5754-5754 sem ataque químico, onde se compara a quantidade e tamanho dos poros no cordão de solda, na ZTA e no material como recebido.

Figura 5.21: Micrografias ampliadas 20x da liga similar 5754-5754. Como recebido (a), na ZTA (b) e no cordão de solda (c).



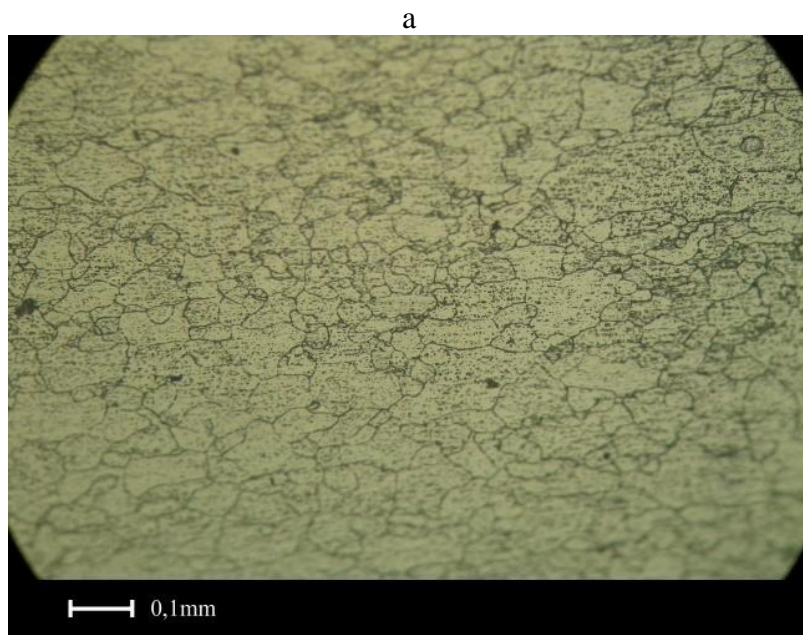
A grande quantidade de poros encontrados na região da solda da liga 5754 é considerada comum (KATSAS; NIKOLAOU; PAPADIMITRIOU; 2007), e foram causados principalmente pela infiltração de hidrogênio, proveniente das impurezas infiltradas na superfície do alumínio, dos hidrocarbonetos trazidos pelo arame de solda e do sistema de lubrificação da máquina (SANTOS, 2000). Os poros existentes no cordão causam perda de resistência mecânica devido a redução de seção de área causada pelos vazios, porém esta

perda é compensada pelo excedente de metal depositado na parte superior e retido na parte inferior da junta, oriundos do metal de adição. Por este motivo a ruptura dos CP's nos ensaios de tração ocorreram na ZTA das combinações 5754-5754, 6005-6005, 5754-5383, 5754-6005 e 5383-6005.

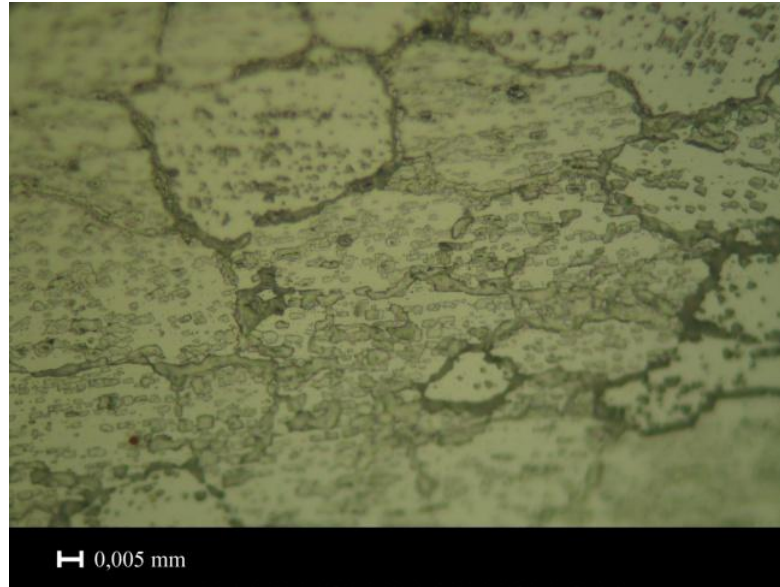
Para compreender o motivo de a maioria das fraturas terem ocorrido na ZTA, foram feitas micrografias das amostras após terem sido submetidas a ataque químico, com os Reagentes 1 e 2, de modo a permitir a visualização de contornos de grãos, partículas intermetálicas, impurezas, e identificar como esta morfologia interferiu para reduzir a resistência mecânica.

A Figura 5.22 apresenta micrografia da liga 6005 como recebida atacada pelo Reagente 2. O ataque químico reage em maior grau com os precipitados de segunda fase (ASM, 2004), retirando-os do material, desta forma os locais em que havia maior concentração de precipitados formou-se reentrâncias, caracterizadas pela cor mais escura nas imagens. Visualiza-se a maior presença destes precipitados nos contornos de grão e alguns pontos dispersos no centro do grão.

Figura 5.22: Micrografia da liga 6005 como recebida atacada pelo Reagente 2 durante 15 s. Com 10x de ampliação (a), e 50x de ampliação (b).



b



A composição dos precipitados de segunda fase das famílias de ligas 5XXX e 6XXX já foram estudadas e estão descritas na Tabela 5.5. Como o resultado da análise química das ligas não apresentou a presença do elemento níquel, conclui-se que a composição química dos precipitados de segunda fase é Mg_2Si .

Tabela 5.5: Composição dos precipitados para ligas da família 5XXX e 6XXX.

Liga	Constituinte das fases	
	Estado bruto	Estado tratado
5xxx (Mg), Al-Mn-Mg-Cr, Al-Mn-Mg-Cr, Al-Mn-Mg, Al-Mg	Mg_2Si , $Al_{18}Mg_3Cr_2$, Al_6Mn	Mg_2Si , Al_3Ni
6xxx (Mg, Si), Al-Si-Cu-Mg-Cr, Al-Si-Mg, Al-Si-Mg-Cr, Al-Si-Mn-Mg	$\beta-AlFeSi$, Mg_2Si , $\alpha-Al(FeSi)$	Mg_2Si

Fonte: ASM International (2004).

Na Tabela 5.6 são apresentadas outras informações a respeito dos precipitados de segunda fase.

Tabela 5.6: Constituintes das fases Mg₂Si e Al₃Ni.

Fase	Estrutura cristalina	Parâmetro da célula (Angstroms)	Composição wt%	Composição at%	Morfologia dos precipitados
Mg ₂ Si	Cúbica, CFC, Fm3m	a = 6.351	63.2% Mg, 36.8% Si	66.6% Mg, 33.3% Si	<i>Fine Chinese script</i> , partículas dispersas
	Hexagonal, β'	a = 7.05 c = 4.05			
Al ₃ Ni	Ortorrômica	a = 6.611 b = 7.366 c = 4.812	42% Ni	25% Ni	<i>Branched polyhedra</i>

Fonte: ASM International (2004)

A liga 6005 possui o mecanismo de aumento de resistência por tratamento térmico da solução sólida, classificado como T6. Depois de tratada, a mobilidade individual dos átomos e o fenômeno da difusão são restringidos devido à presença da fina camada de precipitados nos contornos de grão (WANG *et al.*, 2015). A sequência controlada de variação de temperatura feita no tratamento térmico tem outra função além da precipitação, que é a redução do tamanho dos grãos. Grãos pequenos tem maior área total de contorno, causando maior dificuldade de movimentação de discordâncias, aumentando a resistência do metal (KING; HORWOOD, 1987). O tamanho médio de grão da liga 6005, observado na Figura 5.22, foi de 0,015 mm².

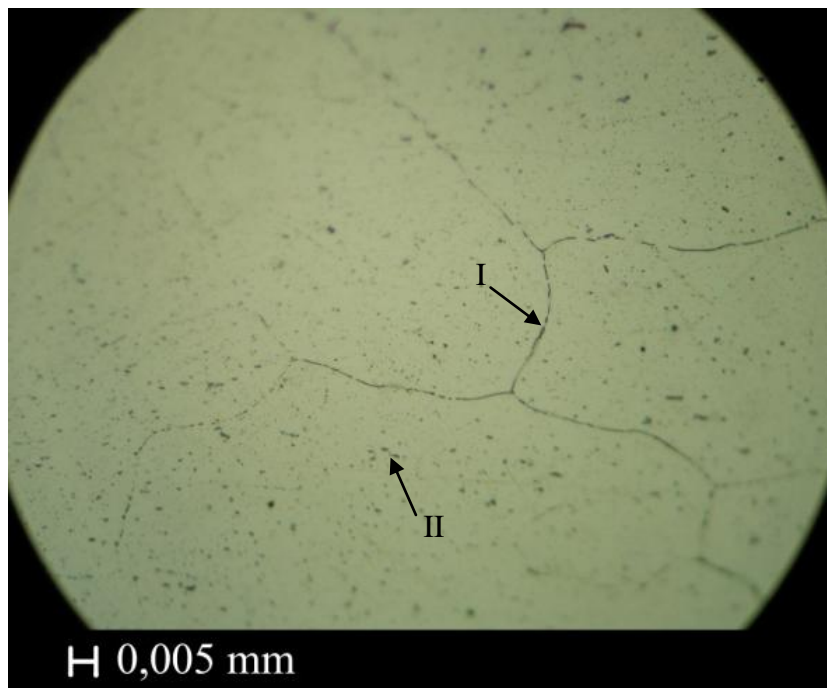
Foi constatado por meio do ensaio de tração que houve redução de resistência mecânica na ZTA, então supõe-se que os mecanismos de aumento da resistência no metal como recebido, atribuídos por tratamentos termo-mecânico prévios, foram perdidos na ZTA. Como na liga 6005 estes mecanismos são criados por meio de tratamento térmico, presume-se que o aporte de calor gerado pela solda foi o causador da perda da resistência. Partindo disso, foram geradas micrografias da ZTA da liga 6005 para verificar se de fato houveram alterações microestruturais com a solda. O tempo do ataque foi reduzido para 5 s, com o propósito de enfatizar as linhas de contornos de grão.

A imagem da Figura 5.23a foi realizada a 7,5 mm do centro do cordão de solda. Na indicação “I” observa-se um contorno de grão, e na “II”, pontos mais escuros que são precipitados de segunda fase. A 7,5 mm do centro do cordão, o tamanho médio de grão

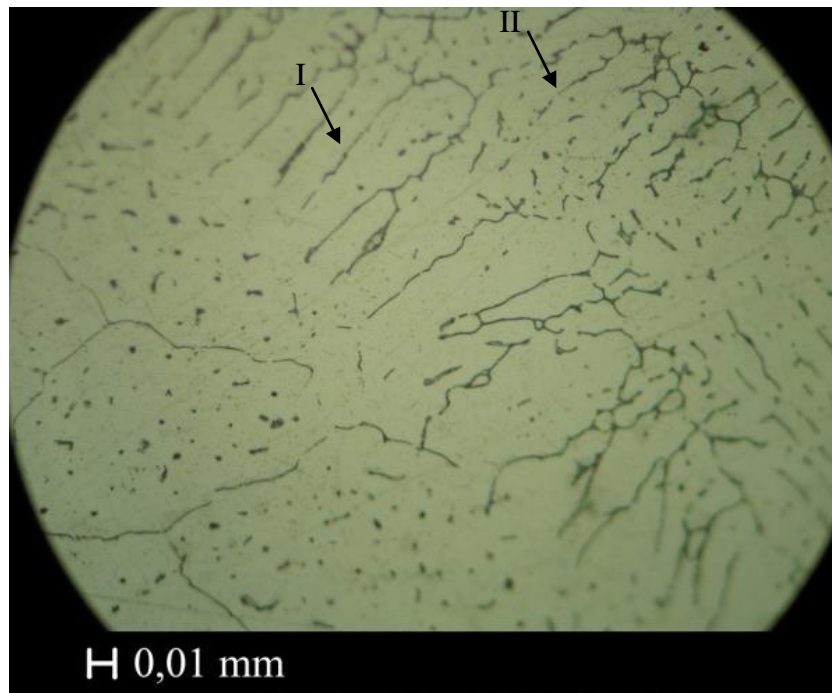
aumentou para $0,096 \text{ mm}^2$. A Figura 5.23b é uma micrografia feita a 6 mm do centro do cordão de solda, região da interface entre a ZTA e o cordão. Nela os precipitados presentes nos contornos de grão começam a ser dissolvidos, e perdem a continuidade linear presente no contorno de grão verificado da Figura 5.23a. Na indicação “I” verifica-se o início da transição, onde a forma ainda mantêm-se linear, na indicação “II” a linearidade começa a ser perdida. A Figura 5.23c apresenta a micrografia do centro do cordão de solda, onde houve a dissolução dos precipitados causada pelo calor. Na indicação “I” observa-se um local de precipitados parcialmente dissolvidos, e na indicação “II” um local de precipitados dissolvidos. A dissolução faz com que o tamanho reduzido dos grãos e sua morfologia sejam descaracterizados pela ação do calor gerado pela solda, deve-se principalmente a isso a perda da resistência deste local, constatada nos ensaios de tração.

Figura 5.23: Micrografias ópticas, com 50x de ampliação, da soldagem de ligas similares 6005-6005 atacado pelo Reagente 2 durante 5 s. Na ZTA (a); da interface do cordão de solda com a ZTA(b); e no cordão de solda (c).

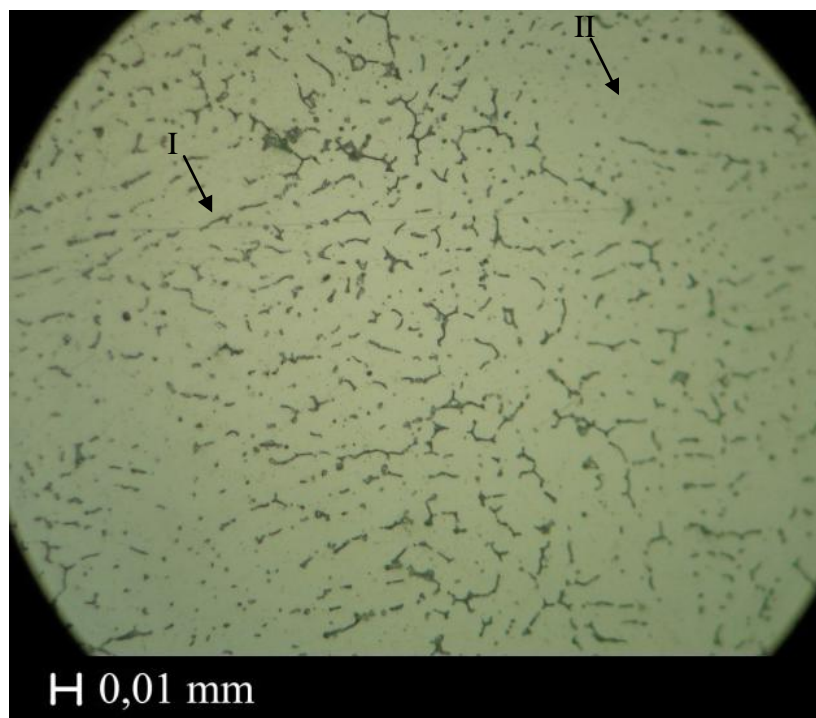
a



b



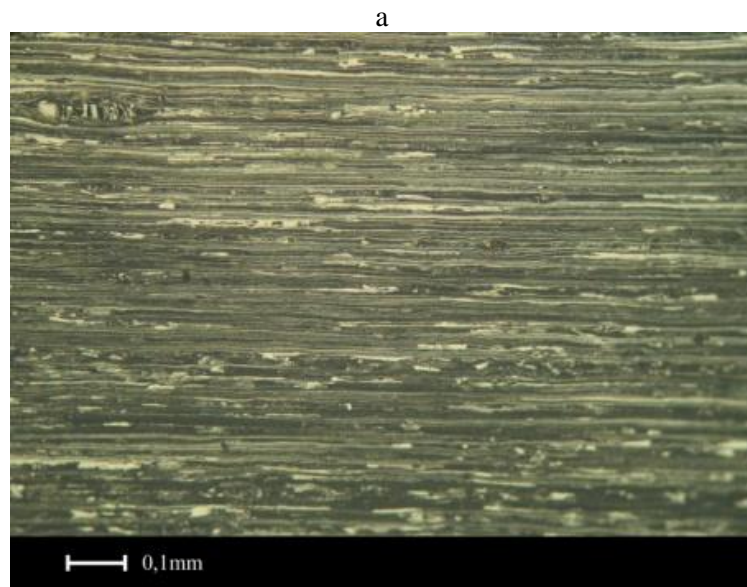
c

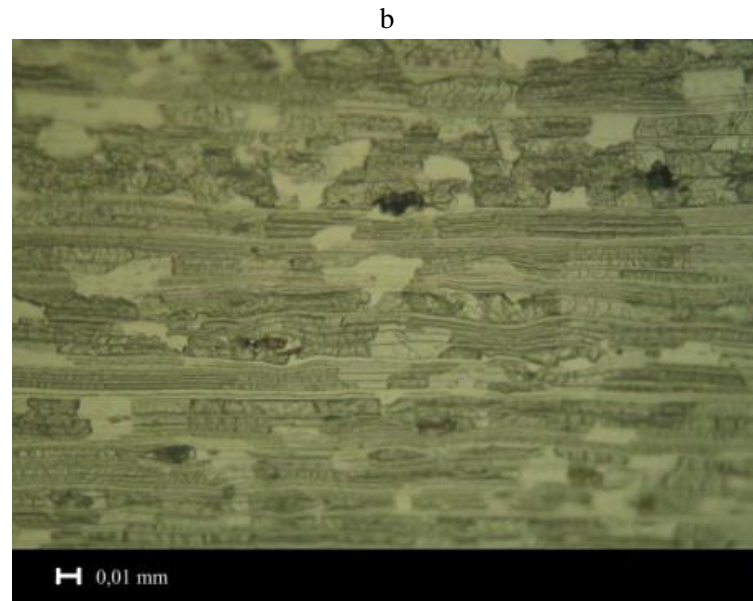


As ligas da família 5XXX não possuem tratamento térmico, o mecanismo de aumento da resistência é o encruamento, que é originado do processo de laminação e faz com que a

distância média de separação entre as discordâncias seja reduzida, causando o aumento da resistência mecânica (CALLISTER, 2015; MATHERS, 2002). Pode-se verificar na Figura 5.24 que os grãos são finos e alongados e vão diminuindo à medida que se distanciam do cordão de solda. Também verifica-se algumas manchas pequenas em cor escura na Figura 5.24c, nas indicações I, são impurezas típicas deste tipo de liga. Calcraft *et al.* (1999) realizou ensaios por EDX (*Energy Dispersive X-ray Spectrometer*) e EPMA (*Electron Probe Microanalyzers*) para a liga 5383 e detectou que as manchas semelhantes às mais claras da Figura 5.24b tem composição de $(\text{Fe, Mn})\text{Al}_6$; e as manchas semelhantes às mais escuras são fases com composições de Mg_2Si , como são mais duras do que a liga (ASM, 2004), sofrem menor deformação com a pressão exercida pelo processo de laminação, e os grãos da liga, menos duros, foram comprimidos entorno desta composição, conforme a indicação II.

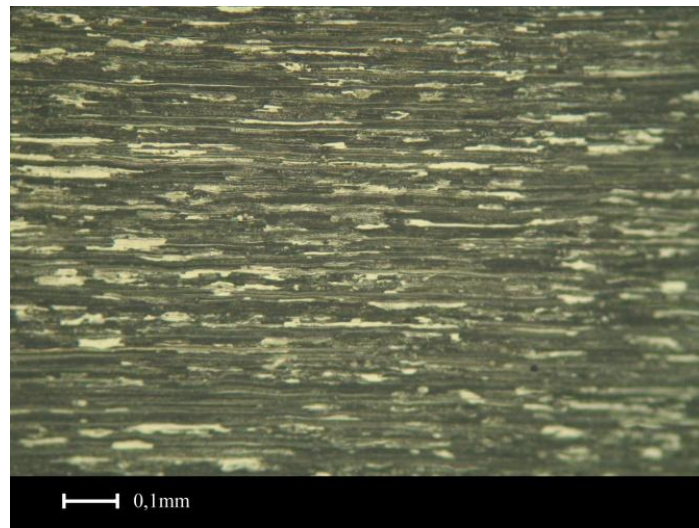
Figura 5.24: Micrografias ópticas da soldagem da liga similar 5383-5383 da região da amostra como recebida atacada pelo Reagente 1, com 10x (a), 50x (b) e 100x (c) de ampliação.





A micrografia da Figura 5.25 tem a mesma ampliação da Figura 5.24a, e foi feita em posições diferentes em relação ao cordão de solda, assim pode-se comparar a microestrutura onde não houve alteração microestrutural causada pelo calor, e onde o calor já afetou a morfologia dos grãos, a 8 mm (Figura 5.25) do centro do cordão de solda. Fazendo a varredura manual com o MO, visualizou-se que os grãos alongados, característicos das ligas laminadas, são afetados pelo calor a partir de 12 mm de distância do centro do cordão de solda. Tal diferença é constatada pelo aumento da seção vertical e redução no comprimento dos grãos e este aumento é gradativo.

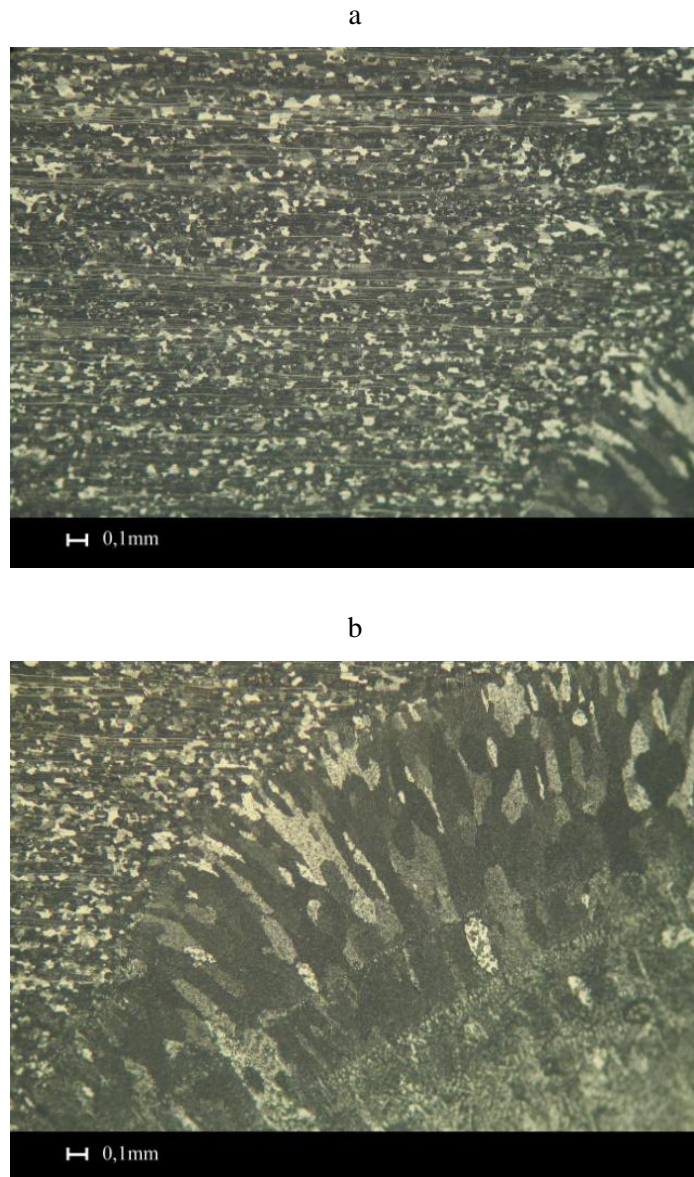
Figura 5.25: Micrografia óptica da soldagem de ligas similares 5383-5383 com 10x de ampliação, atacada pelo Reagente 1, na ZTA, a 8 mm do centro do cordão de solda.



Próximo ao cordão de solda, os grãos vão tomando forma menos alongada, mas ainda ficam com tamanho reduzido. Uma grande modificação no tamanho de grão acontece a 1 mm da borda do cordão de solda (Figura 5.26a). O tamanho médio de grão passou de $0,0011 \text{ mm}^2$ para $0,0083 \text{ mm}^2$. Na Figura 5.26b verifica-se o local houve reorientação na microestrutura, pois se observa que na região não afetada pelo calor, os grãos se encontravam alongados horizontalmente, e na solidificação da poça de fusão, os grãos aumentaram de tamanho, tomaram formas equiaxiais e se orientaram no sentido do gradiente de temperatura. Conforme a poça de fusão resfriou-se depois da soldagem, os grãos cresceram acompanhando o gradiente de temperatura, apontando para o centro do cordão, que foi a última região a se solidificar.

Correlacionando a Figura 5.26 com as Figuras 4.12 e 4.14 (perfis de microdureza desta liga), constata-se que o aumento em 7,5 vezes no tamanho médio de grão acarretou redução média na microdureza de 20,1%.

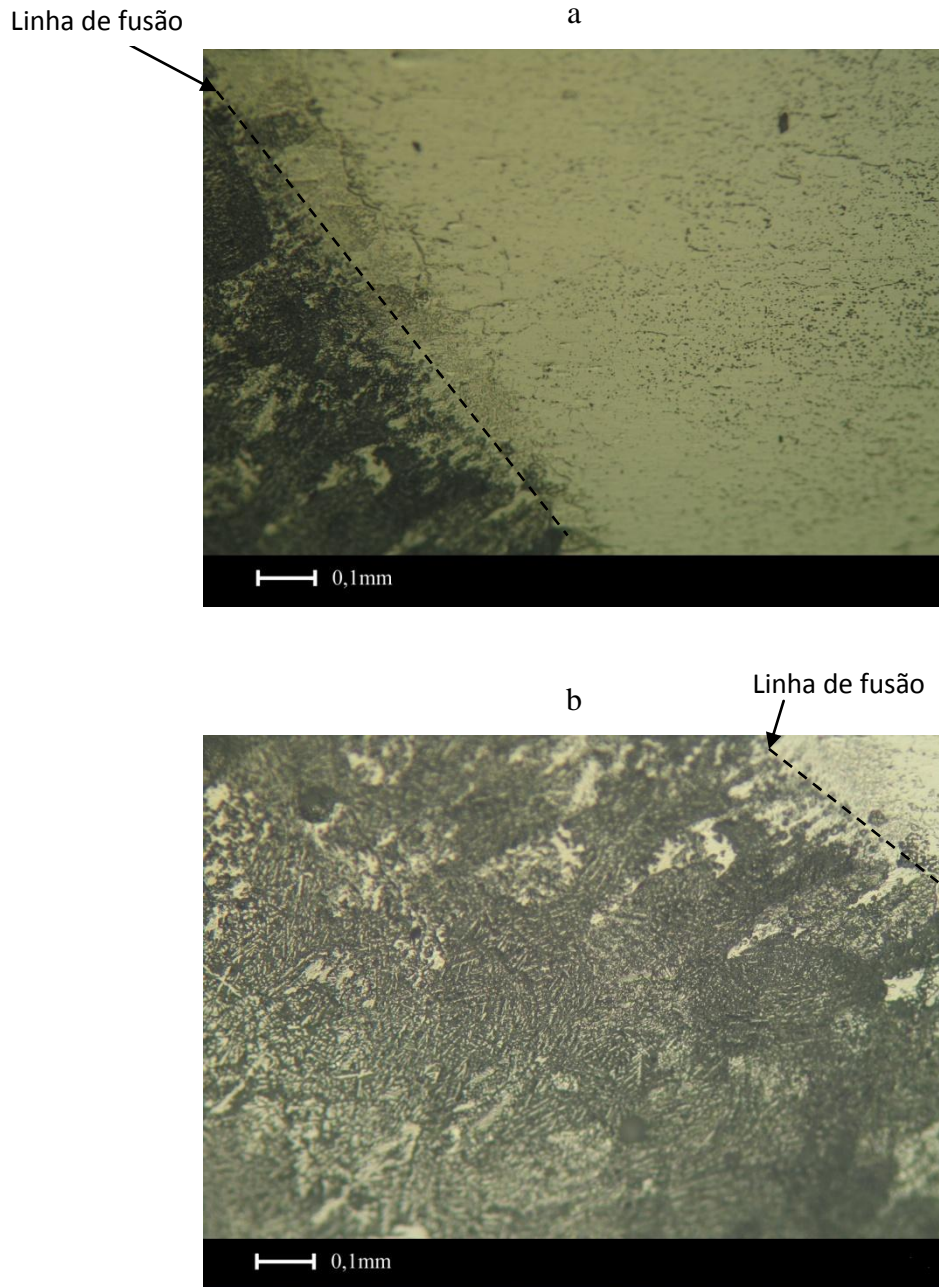
Figura 5.26: Micrografias ópticas da soldagem da liga similar 5383-5383 com 5x de ampliação, atacada pelo Reagente 1. Na ZTA (a), e na linha de fusão com o cordão de solda (b).



No caso de solda das ligas dissimilares, em particular da família 5XXX comparada com a 6XXX, apresentam diferentes mecanismos de aumento da resistência, trabalho mecânico e tratamento térmico. Quando unidas pela soldagem, supõe-se que os componentes químicos solubilizados nestas ligas, para o aumento de dureza e resistência mecânica, presentes de forma distinta em cada uma delas, são misturados na poça de fusão juntamente com o metal de adição. Para entender como isto ocorre e como afeta a resistência da união, as micrografias das ligas 5383-6005, depois de serem soldadas, foram geradas na zona da

interface de onde houve a fusão do arame de solda com a liga 6005, Figura 5.27a, e com a liga 5383, Figura 5.27b.

Figura 5.27: Micrografias ópticas da soldagem das ligas dissimilares 5383-6005 com 10x de ampliação, atacada pelo Reagente 1. Na linha de fusão da liga 6005 (a), e na linha de fusão da liga 5383 (b).



Na Figura 5.27a percebe-se que há poucos vestígios de precipitados nos contornos de grão, mecanismo característico de aumento da resistência da liga 6005, e na Figura 5.27b, não percebe-se grãos compridos e estreitos provenientes do processo de laminação, característico

do mecanismo de aumento da resistência da liga 5383. Pela ausência dessas morfologias nesses locais, que contribuem para o aumento da resistência das ligas, conclui-se que a solda causou redução da resistência nesse local.

5.7 Microscopia Eletrônica de Varredura

Outro fator que acarreta perda de resistência à tração e redução na dureza de ligas de alumínio soldadas são os defeitos oriundos do processo de soldagem, os quais devem ser conhecidos e considerados pelo projetista para que o projeto seja dimensionado de acordo com o processo ao que será submetido. Devido a limitações da técnica de MO, como a ampliação restrita a 100x e a profundidade de campo, que gera perda de foco em orifícios, poros e cavidades, a técnica de MEV foi utilizada para identificar e avaliar os defeitos de solda. Sendo assim, foram realizadas micrografias por esse método para as seis combinações em estudo.

Pelas imagens da Figura 5.28, pode-se verificar alguns defeitos de soldagem ocorridos na liga 5754. Na Figura 5.28b observa-se uma microfissura entre o cordão e o metal base, causada pela falta de fusão da solda. Isto é comum na soldagem de ligas de alumínio e ocorre devido à contração do metal de adição ou aquecimento desigual (SALAZAR, 2015). Esse é outro fator pelo qual as trincas verificadas nas Figuras 5.13 e 5.14 (resultado do ensaio de dobramento das ligas 5754 e 5383) partirem desse local.

Na Figura 5.28c constata-se um gradiente de porosidade de maior grau da superfície e reduzindo-se em direção ao centro. A porosidade é proveniente do contato da poça de fusão, no ato da soldagem, com o hidrogênio. A porosa camada superficial de óxido, presente no alumínio, absorve a umidade e os produtos químicos, principalmente hidrocarbonetos, oriundos do processo de fabricação das ligas, que ao sofrerem a transformação sólido-líquida na poça de fusão, geram hidrogênio na forma de bolhas, causando a porosidade observada (SHTRIKMAN, 2009). Na Figura 5.28d pode-se observar a inclusão de impureza não metálica, oriunda de contaminantes ou sujeira. A Figura 5.29 refere-se à mesma amostra, porém em regiões e ampliações diferentes.

Figura 5.28: Liga similar 5754-5754 atacada pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a); Micrografia de MEV, com 18x de ampliação, em diferentes regiões (b), (c) e (d).

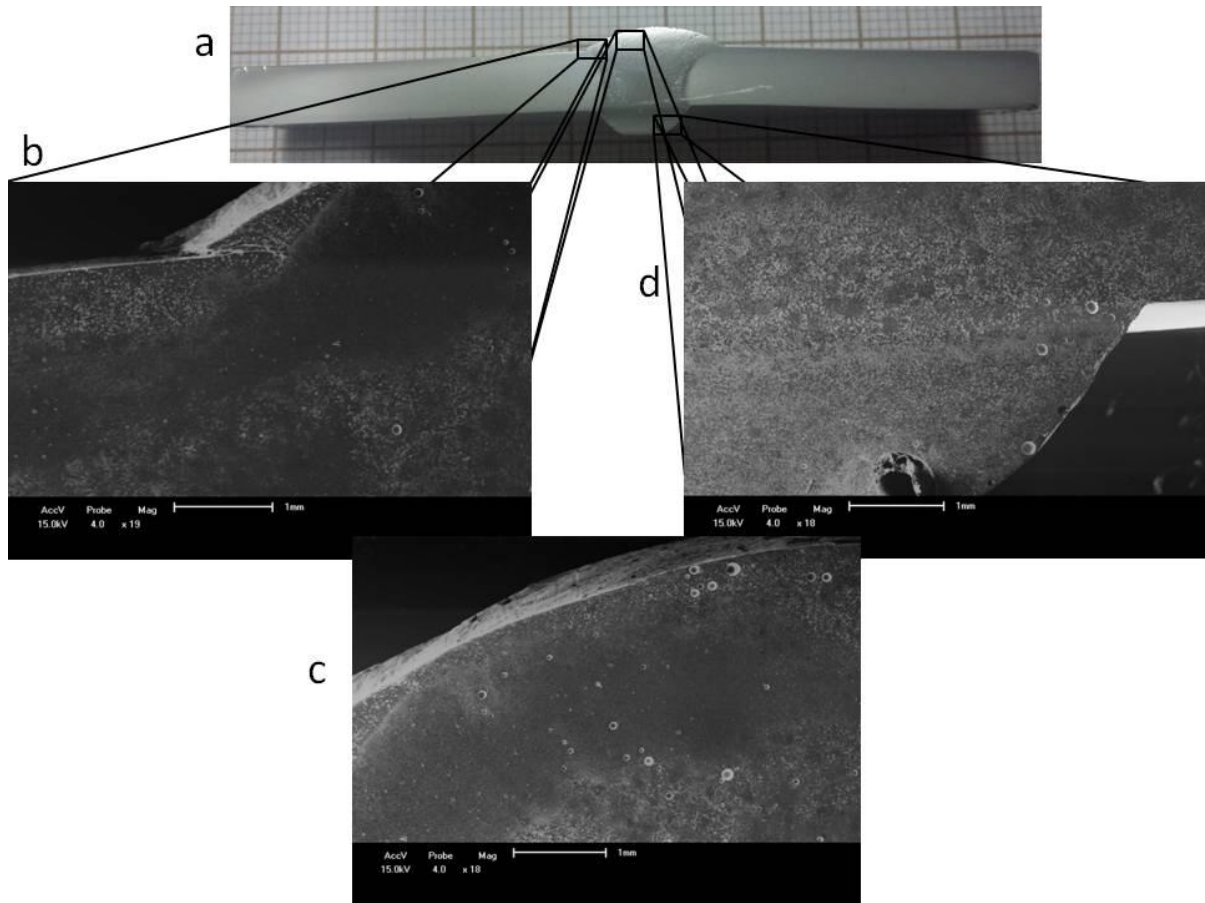
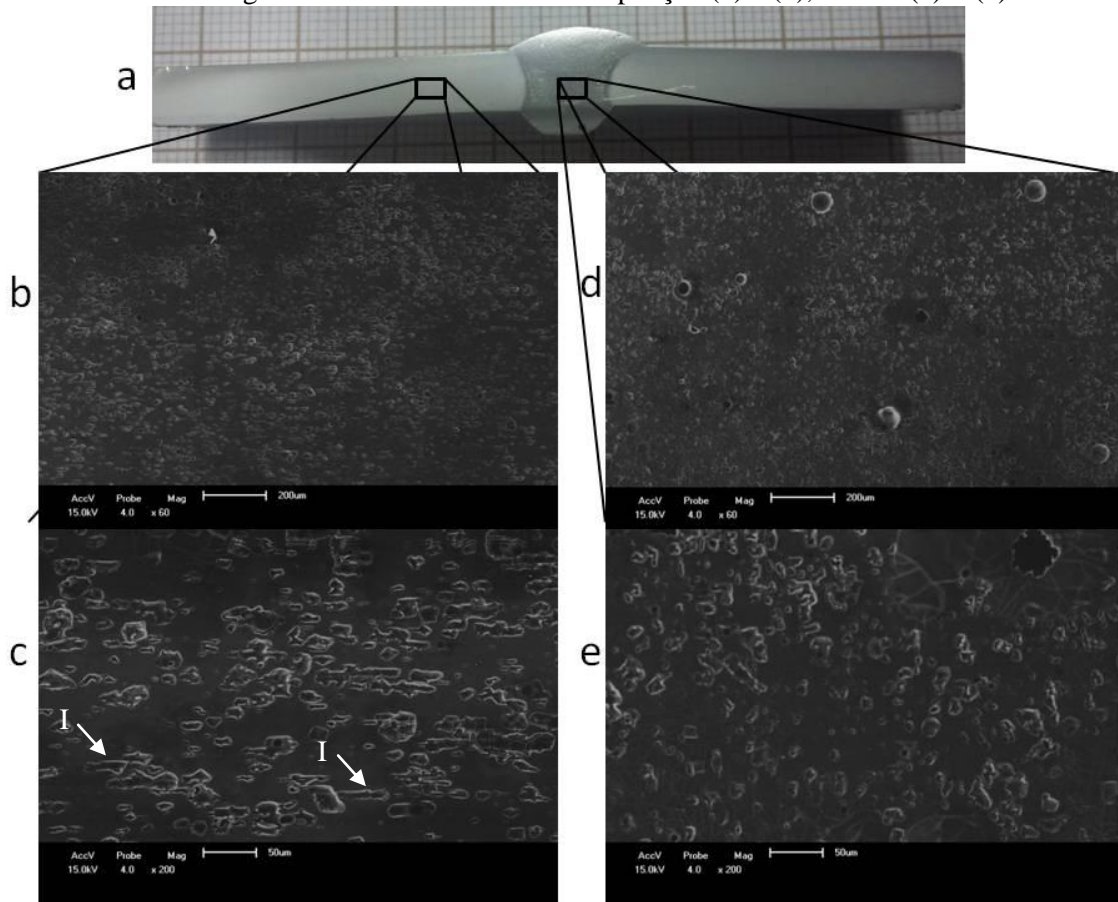


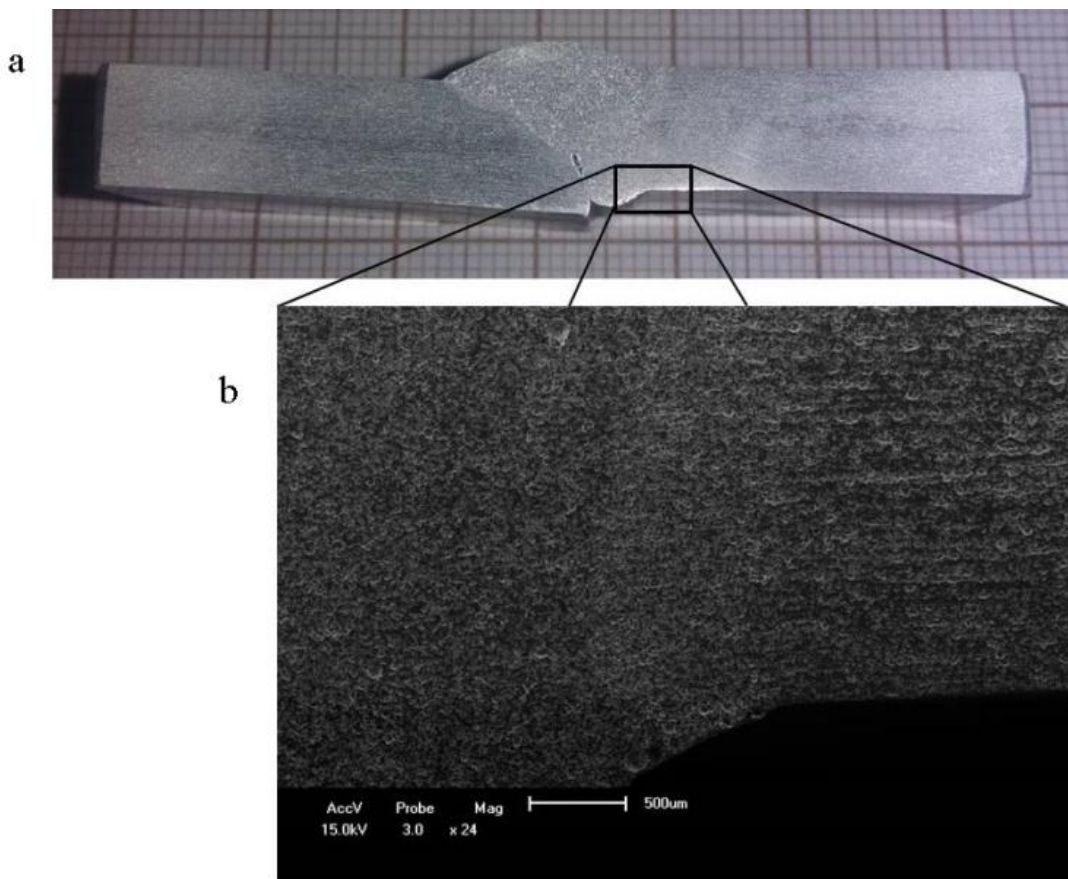
Figura 5.29: Solda da liga similar 5754-5754 atacadas pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a), Micrografias de MEV com 60x de ampliação (b) e (d), e 200x (c) e (e).



Visualiza-se na Figura 5.29 a microestrutura do metal base e do cordão de solda de forma comparativa. As cavidades observadas nas imagens b e c, indicadas por “I”, podem ser atribuídas aos precipitados em segunda fase orientados horizontalmente, no sentido da laminação da liga 5754. Esta morfologia é mais comumente apresentada por alumínio fundidos (ASM, 2004). A orientação e alongamento dos grãos são derivados do trabalho mecânico sofrido no processo da laminação do metal, o que faz com que seu limite de escoamento seja aumentado (CALLISTER, 2015), nas Figuras 5.29d e 5.29e, observa-se que no cordão de solda, a morfologia e a orientação dos precipitados se diferenciam, quando comparada com a Figura 5.29b e 5.29c, sendo assim o mecanismo de aumento da resistência proveniente da laminação foi descaracterizado no cordão de solda pelo processo de soldagem. No entanto, a fratura no ensaio de tração não ocorreu no cordão de solda devido a maior seção de área neste local, criada pelo metal de adição. No cordão de solda verificam-se a presença de poros, discutidos anteriormente, no entanto agora é possível visualizar a forma e profundidade dos mesmos, assim como a dispersão dos precipitados.

Para a liga de maior resistência mecânica, das três ensaiadas, a 5383 a fratura ocorreu no cordão de solda e constatou-se perda na microdureza a partir de 11,2 mm (em média) de distância do centro do cordão. Desta forma, foram feitas micrografias tanto do cordão de solda quanto da ZTA para avaliar os fatores que degradaram tais propriedades, apresentadas na Figura 5.30.

Figura 5.30: Solda similar da liga 5383-5383 atacada pelo Reagente 1. Imagem macroscópica (a); Micrografia de MEV da linha de fusão, com 24x de ampliação (b).



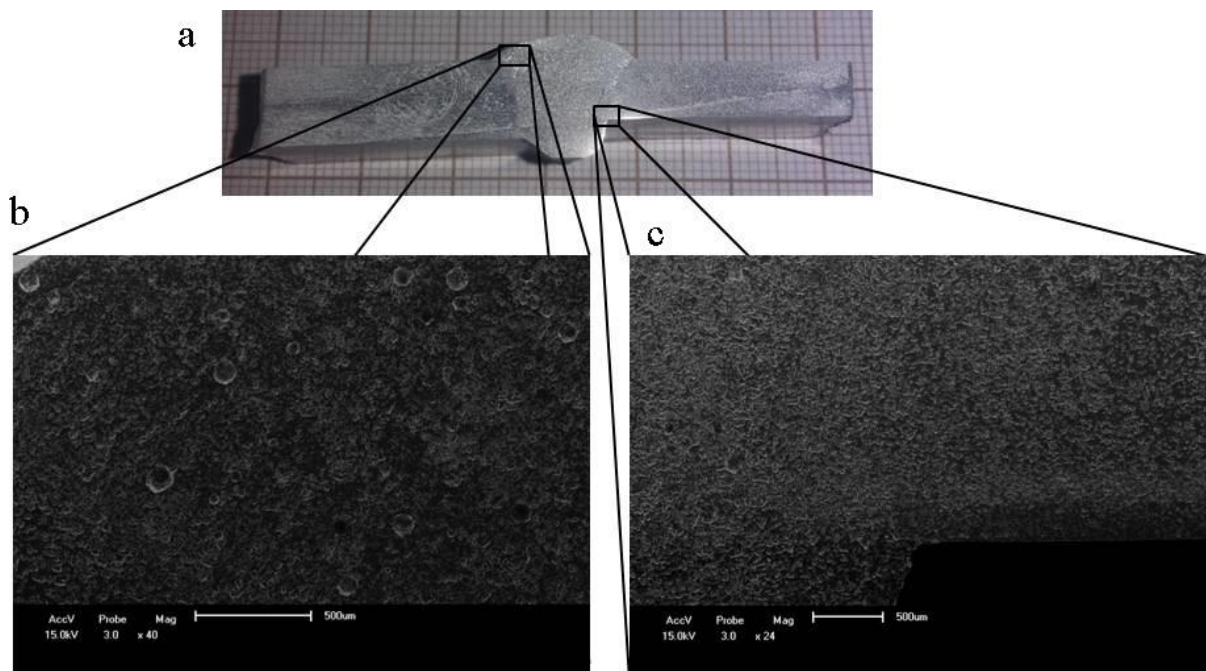
Na Figura 5.30a constata-se uma pequena distorção, causada pela dilatação demasiada na região da solda e pela grande quantidade de metal de adição necessária para a soldagem em chapas espessas, efeito comum na soldagem do alumínio (KOBAYASHI, 2011), na região inferior pode-se perceber que a solda não penetrou totalmente, que pode ser causado pela velocidade excessiva de soldagem, diâmetro do arame de solda pequeno ou grande em relação à espessura das chapas ou corrente baixa (EASTERLING, 1992).

Na Figura 5.30b observa-se a transição da microestrutura laminada da liga 5383 para o cordão de solda. Percebe-se a microestrutura de grãos com orientação no sentido horizontal,

na região direita da imagem. A ZTA, com coloração mais esbranquiçada, e o cordão de solda possui as mesmas características na solda da liga 5754, discutidas na Figura 5.29.

Na Figura 5.31, percebe-se alguns poros em maior concentração na região superior da amostra, porém não são fontes causadoras de perda de resistência nessa região, devido a rupturas não terem ocorrido neste local, conforme observado no ensaio de tração.

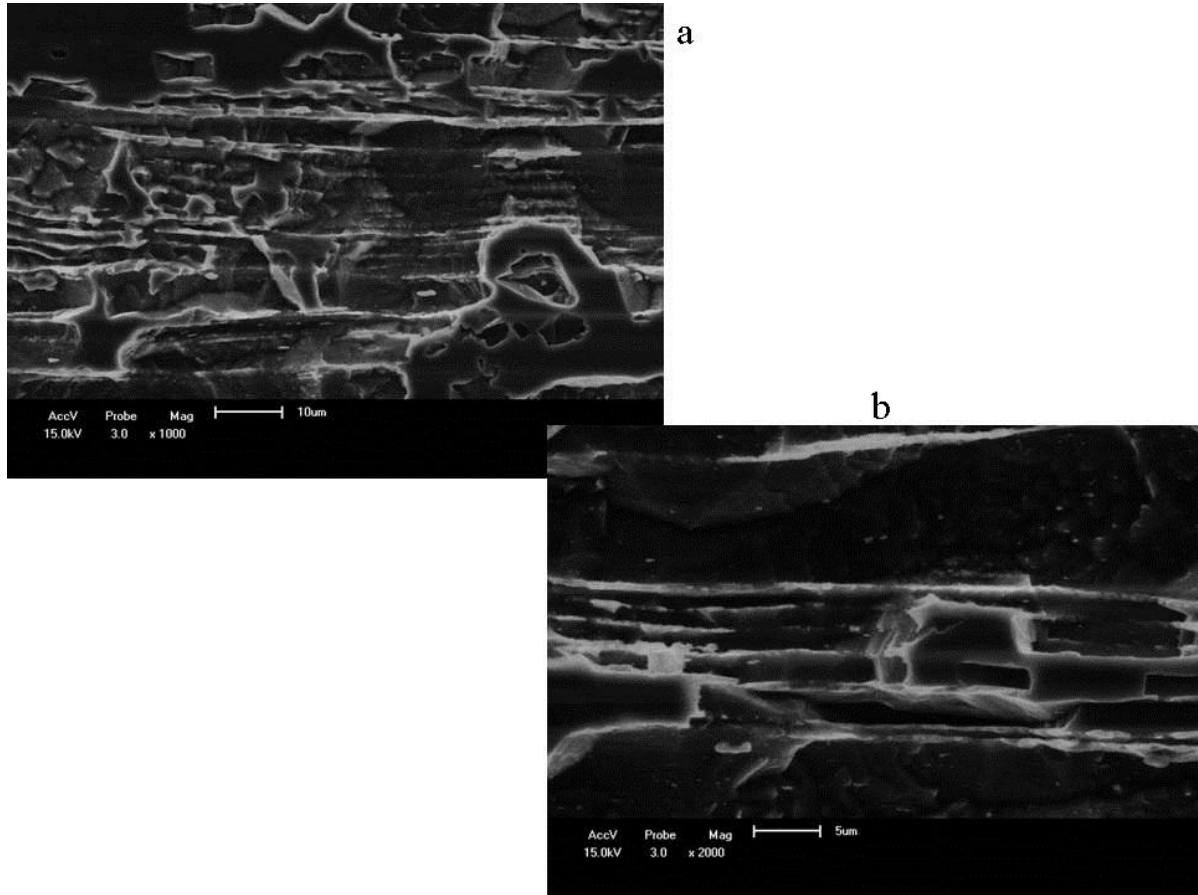
Figura 5.31: Solda das ligas dissimilares 5754-5383 atacadas pelo Reagente 1. Imagem macroscópica da solda (a), micrografia de MEV da linha de fusão entre a ZTA da liga 5383 e o cordão de solda, com 40x de ampliação (b), e micrografia de MEV da linha de fusão entre a ZTA da liga 5754 e o cordão de solda, com 24x de ampliação (c).



As Figuras 5.31b e 5.31c permitem identificar dois principais tipos de poros, os com coloração mais clara, cujo tamanho médio é de 50 μm , e os escuros, com tamanho aproximado de 10 μm . Os maiores são causados pela infiltração de hidrogênio, os menores são oriundos da inclusão de óxido (Al_2O_3) formado na camada superficial do alumínio que esteve em contato com o ar atmosférico no ato da soldagem, esse óxido tem ponto de fusão próximo a 2050°C e é mais denso do que a poça de fusão formada pela solda a arco elétrico, formando as inclusões observadas (SAPA, 2015).

Para verificar o mecanismo de aumento de resistência da liga foram feitas micrografias com ampliações de 1000x e 2000x, conforme visualizadas na Figura 5.32.

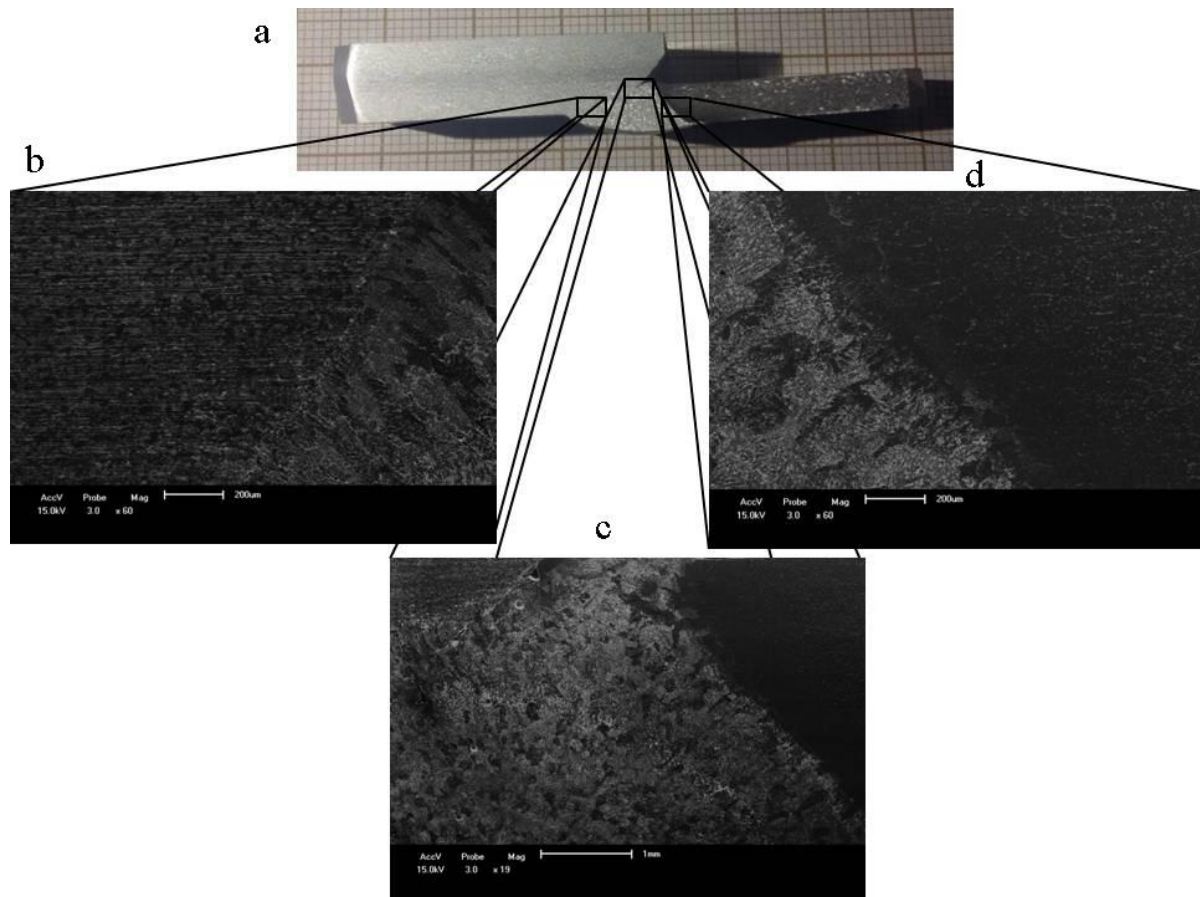
Figura 5.32: Micrografia da solda da liga dissimilares 5383-6005 como recebida atacada Reagente 1. Com ampliação de 1000x (a), e 2000x.



A sequência de imagens com aumento gradativo permite observar o detalhe da formação das linhas de escorregamento mediante movimento de discordância (CHIAVERINI, 1986), característica do endurecimento por trabalho a frio (MEYERS; CHAWLA, 2009). Esse mecanismo de aumento da resistência é alterado quando ocorre à fusão do material juntamente com o metal de adição. Isto justifica a redução nos valores de resistência a tração e microdureza observada nos ensaios mecânicos. Para verificar como ocorre essa alteração, a Figura 5.33 apresenta as micrografias da liga 5383 soldadas na liga 6005. Com imagens retiradas das linhas de fusão, pode-se comparar a microestrutura derivada da união de ligas obtidas por processos diferentes, a liga laminada na imagem da Figura 5.33b, com grãos alongados, e a liga 6005, que é a liga extrudada, com alguns grãos que podem ser visualizados em formato que se aproxima do formato circular (Figura 5.33d). Percebe-se que no cordão de solda (Figura 5.33c), dentro das linhas de fusão entre a liga 5383 e o cordão houve a reorientação da estrutura derivada do trabalho mecânico, e entre a liga 6005 T6 houve a dissolução dos precipitados de segunda fase. Para comprovar estes fenômenos, na Figura 5.34

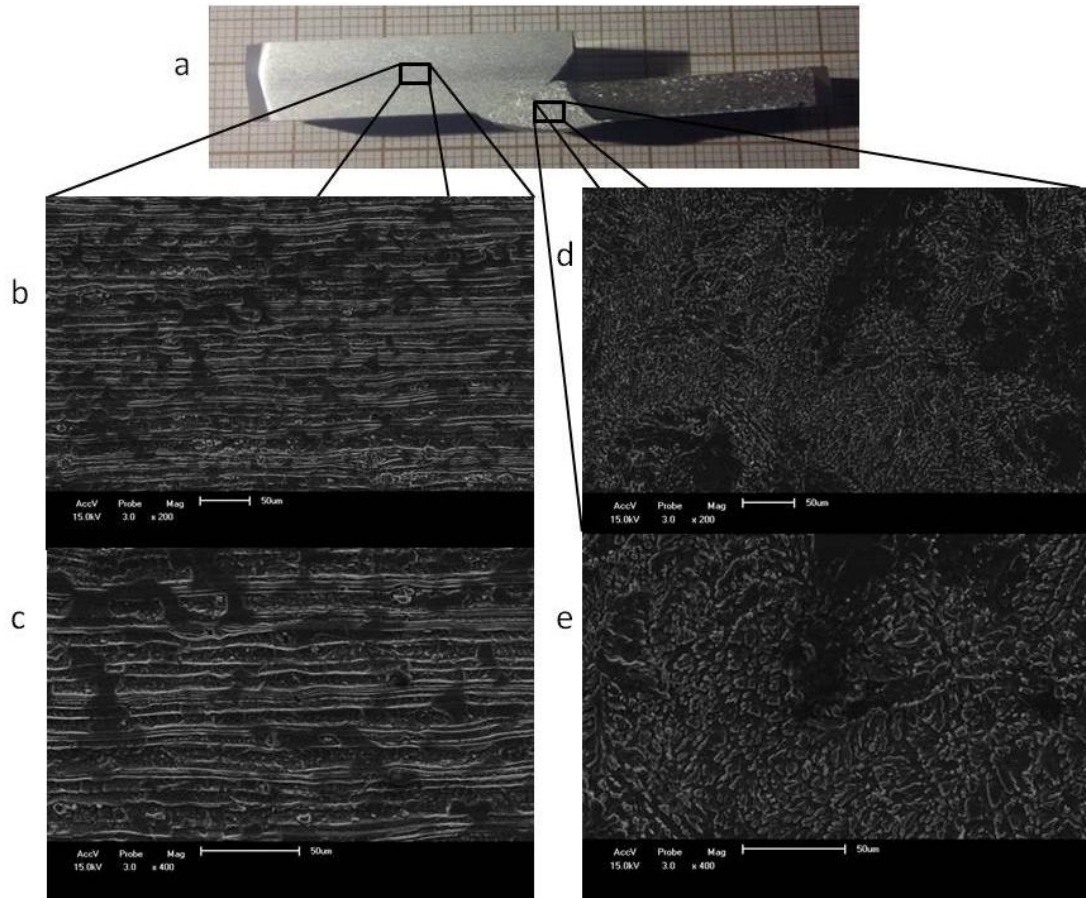
foram feitas imagens desta junta na região não afetada pelo calor e no centro do cordão, com maior aproximação.

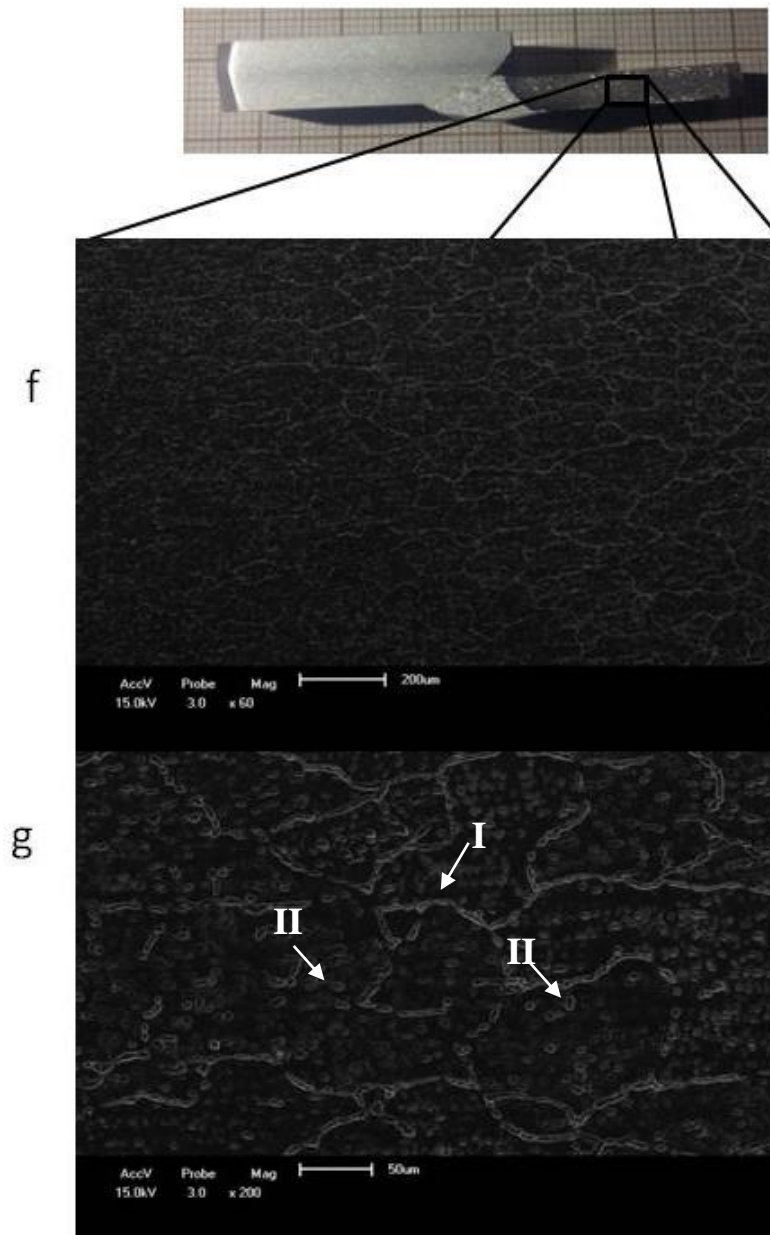
Figura 5.33: Imagens da solda das ligas dissimilares 5383-6005 nas linhas de fusão atacada pelo Reagente 2. Imagem macroscópica (a), micrografia de MEV com barra de escala de 200 μm (a), (b) e (c).



Com maior aproximação, na liga laminada da Figura 5.34b e 5.34c do cordão e liga extrudada, verificam-se grãos finos e alongados, com altura 5 μm e comprimento indeterminado. Na Figura 5.34d e 5.34e verifica-se que houve a dissolução de segunda fase no cordão de solda. Na Figura 5.34g verifica-se na indicação “I” uma linha de contorno de grão. O comprimento médio encontrado foi de 60 μm na liga extrudada 6005.

Figura 5.34: Imagens comparativas entre zonas não afetadas pelo calor e cordão de solda das ligas dissimilares 5383-6005 da amostra atacada pelo Reagente 2. Macrografia (a), Micrografias em MEV com 200x de ampliação(b), (d) e (g); 60x (f); e 400x (e).



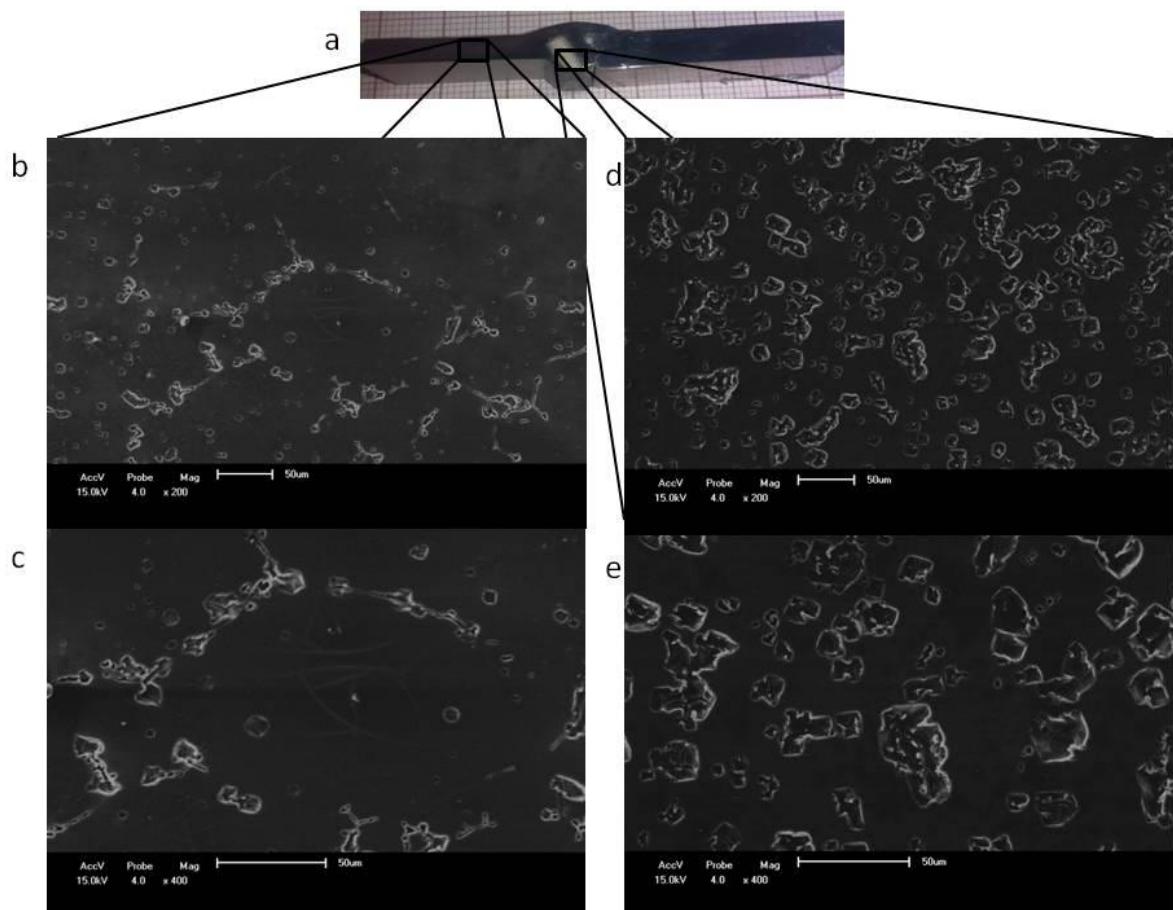


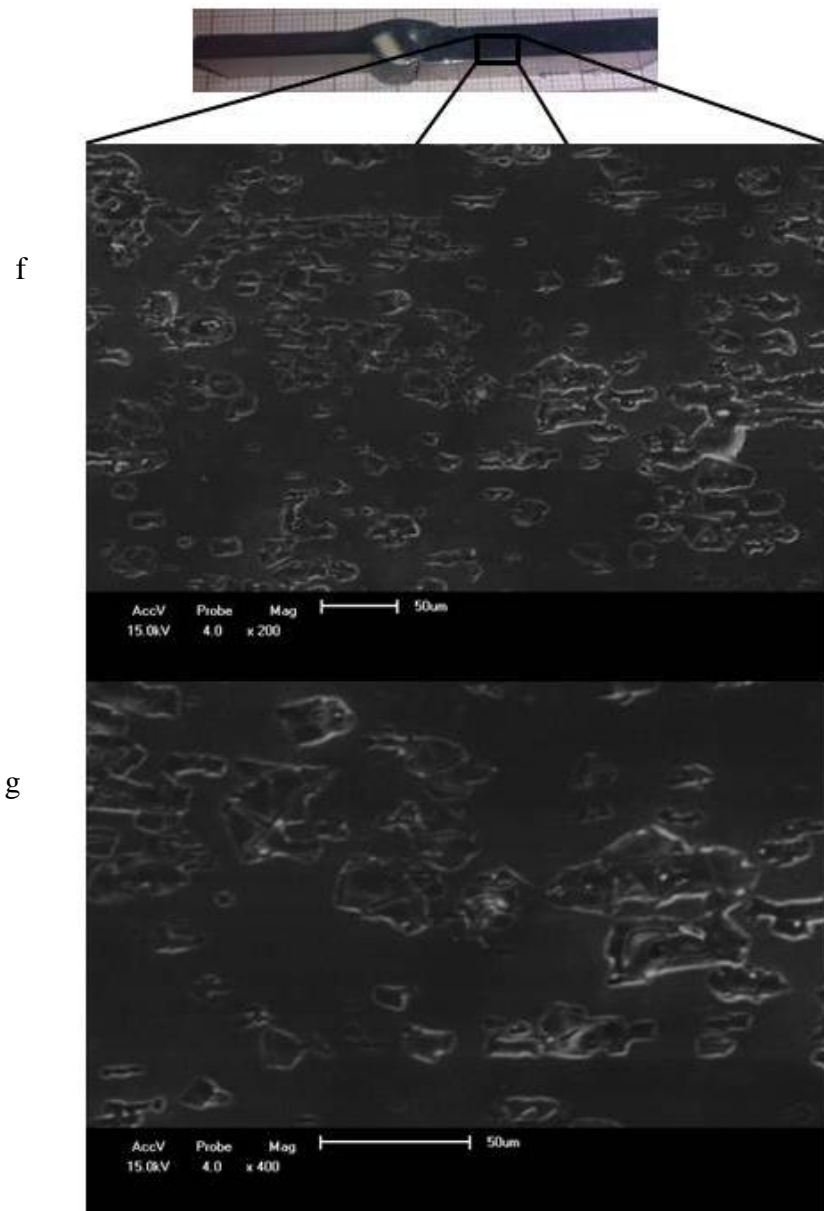
Mrówka-Nowotnic e Sieniawski (2005) estudaram ligas da família 6XXX e encontraram microestrutura semelhante à das Figuras 5.34a e 5.34b, segundo eles as manchas mais claras seriam precipitados compostos por uma mistura de fases intermetálicas de α -AlFeSi e β -AlFeMnSi conectadas a Mg_2Si , distribuídas nos contornos de grão. Depois de aquecidos a temperaturas acima de 570 °C e resfriado a temperatura ambiente, os materiais estudados pelos autores formaram uma microestrutura semelhante às das Figura 5.34f e 5.33g, e a partir desta temperatura

ocorre a transformação de fases de β -AlFeSi para fases de α -Al(FeMn)Si, que tem formato esferoidal, semelhante ao visualizado na Figura 5.34g. Este fenômeno pode ser comparado ao que ocorre no processo de soldagem.

Outro fator importante a ser observado em ligas da família 6XXX é a geometria dos precipitados (ABÚNDEZ, 2016), as indicações “II” da Figura 5.34g exemplificam precipitados de geometria elíptica, presente em 90% dos observados, o que atribui maior limite de escoamento a ligas de alumínio com estrutura CFC (AHMADI, 2013).

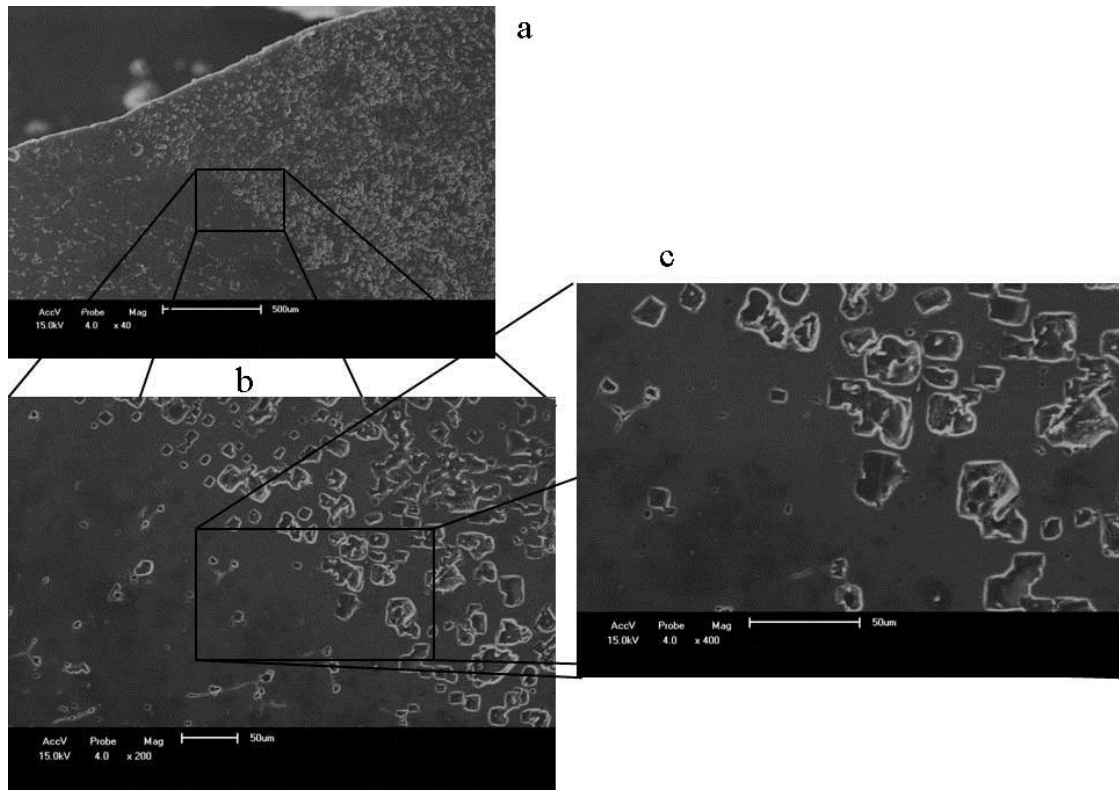
Figura 5.35: Imagens da solda das ligas dissimilares 5754-6005 atacadas pelo Reagente 2. Macrografia (a); Micrografia de MEV comparativa entre três diferentes pontos das ligas dissimilares, com 200x de ampliação (b), (d) e (f); com 400x (c), (e) e (g).





Na imagem 5.35f e 5.35g, a liga 5754, na região não afetada termicamente, percebe-se a rede descontínua de partículas de segunda fase, característica das ligas extrudadas (ASM Internacional, 2004). O diâmetro médio de grão da liga 6005 é de 100 µm.

Figura 5.36: Imagens da solda das ligas dissimilares 5754-6005 da linha de fusão, atacada pelo Reagente 2. 40x de ampliação (a), 200x (b), e 400x (c).



Na Figura 5.36 verifica-se que a linha de fusão separa a maior densidade de poros presentes no cordão de solda da ZTA. Constata-se que este foi mais um motivo, além dos já citados, das trincas no ensaio de dobramento terem ocorrido na linha de fusão. As trincas das Figuras do ensaio de dobramento, 5.13a, 5.13b, 5.14b e 5.14c, percorreram a linha visualizada na Figura 5.36, onde o material ficou enfraquecido devido aos poros presentes nessa região.

6 CONCLUSÃO

As ligas em alumínio 5754 H34, 5383 H34 e 6005 T6 diminuíram a resistência mecânica após o processo de soldagem, devido a alteração microestrutural. A liga 5383 H34 foi a que apresentou a maior redução na resistência a tração, causada principalmente pela falta de penetração da solda. Mesmo com a maior redução na dureza e das grandes alterações microestruturais na ZTA da liga 5383 H34 em comparação com as outras duas ligas estudadas, quando soldada às ligas 5754 H34 e a 6005 T6, não é a responsável pela perda das principais propriedades mecânicas da junta.

A liga termicamente tratada 6005 T6, apresentou perda de resistência a tração devido ter sofrido as maiores alterações microestruturais, fato que ocasionou a redução das propriedades mecânicas tanto na junta similar quanto nas dissimilares em que esteve presente. A vantagem dessa liga é que as modificações causadas pela solda não geram grandes reduções de dureza na ZTA, nem no desempenho nos ensaios de dobramento.

Mesmo a liga 5383 H34 apresentando redução na microdureza depois de receber a solda, as regiões que apresentam menor microdureza foram na linha de fusão e na ZTA da liga das ligas 5754 H34 e 6005 T6 . Em nível de projeto, podem-se considerar estes pontos da junta os mais susceptíveis a falhas.

Conhecendo-se o comportamento mecânico e microestrutural das ligas estudadas, permite-se uma evolução conceitual de projetos que utilizam estes materiais, de forma que sejam dimensionados de acordo com as perdas sofridas no processo de soldagem e da concepção de perfis e peças com geometria apropriada para que permitam a dissipação dos esforços sofridos para locais menos comprometidos pela solda.

REFERÊNCIAS:

- ABAL, Guia Técnico do Alumínio – Extrusão, Vol. 1, 5ª Edição, São Paulo, 2014.
- AHMADI, M.R.; SONDEREGGER, B.; POVODEN-KARADENIZ, E.; FALAHATI, A., KOZESCHNIK, E. Precipitate strengthening of non-spherical precipitates extended in [100] or {100} direction in fcc crystals. **Materials Science & Engineering A**. 590, 262–266, 2014.
- ALCAN ALUMÍNIO DO BRASIL S/A. Manual de soldagem do alumínio. Acesso em: <http://www.ebah.com.br/content/ABAAAmtUAH/manual-soldagem-aluminio>.
- AMBRIZ R.R.; CHICOT D.; BENSEDDIQ N.; MESMACQUE G.; DE LA TORRE S.D. Local mechanical properties of the 6061-T6 aluminium weld using micro-traction and instrumented indentation. **European Journal of Mechanics A/Solids**. V. 30 p.307-315, 2011.
- ASM INTERNATIONAL. Aluminium and Aluminium Alloys. **ASM Specialty Handbook**, Ed. The materials Information Society, Materials Park, Ohio, 1993.
- ASM INTERNATIONAL. Metallography and Microstructures. **ASM Handbook**, vol.9, 2004.
- ASM INTERNATIONAL; Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Special Purpose Materials. **ASM Handbook**, vol. 2, 1990.
- ASTM - AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E 190-14. Standard Test Method for Guided Bend Test for Ductility of Welds, 2014
- BONFITTO, G. B. B. **Estudo do comportamento mecânico da liga Al-Mg-Si 6005A solubilizada e envelhecida**. Dissertação. (Mestrado em Engenharia de Materiais). Universidade Presbiteriana Mackenzie. São Paulo. 2016
- BOZKURT, Y.; SALMAN, S.; ÇAM, G. Effect of welding parameters on lap shear tensile properties of dissimilar friction stir spot welded AA 5754-H22/2024-T3 joints, **Science and Technology of Welding and Joining**, 18:4, p.337-345, 2013.
- CAI Y.L.; YANG S.L.; WANG Y.H.; FU S.H.; SHANG Q.C. Characterization of the deformation behaviors associated with the serrated flow of a 5383 Al-based alloy using two orthogonal digital image correlation systems. **Materials Science & Engineering A**, 2015.
- CALCRAFT, R.; M.A. WAHAB, M; VIANO, D, O. SCHUMANN G., PHILLIPS R.; AHMED N. The development of the welding procedures and fatigue of butt-welded structures of aluminium-aa5383. **Journal of Materials Processing Technology**. Victoria, Australia, 1999.
- CALLISTER, W. D. J. **Ciência e engenharia dos materiais Uma introdução**. 8 ed. Rio de Janeiro: LTC, 2015.

CAMPANELLE S.L.; CASALINO G.; CONTUZZI. Multi-objective optimization of laser milling of 5754 aluminum alloy, **Optics & Laser Technology**, Bari, Itália.

CHIAVERINI, V. Tecnologia Mecânica – **Estrutura e propriedades das ligas metálicas**. Ed. Mc Grill, São Paulo, Brasil, 1986.

COLPAERT, H. **Metalografia dos produtos siderúrgicos comuns 4.ed.** São Paulo: Blucher, 2008.

CONSTANTINO, V. R. L.; ARAKI K.; SILVA D.O.; OLIVEIRA W. **Química Nova** Departamento de Química Fundamental, Instituto de Química, Universidade de São Paulo, CP 26 077, 05513-970 São Paulo – SP Vol.25, No. 3, 490-498, 2002.

EAA. **Aluminium in Commercial Vehicles**, Bruxelas, Bélgica, 2011. Disponível em: http://european-aluminium.eu/media/1295/aluminium-in-commercial-vehicle_en.pdf > Acesso em: 03 abr 2017.

EAA. **Aluminium packaging: convenient, safe and infinitely recyclable.** Disponível em: http://www.european-aluminium.eu/media/1346/packaging-brochure_en.pdf > Acesso em: 03 abr 2017.

EAA. **Aluminium penetration in cars Final Report**, Boulogne-Billancourt, França, 2012. Disponível em: http://www.european-aluminium.eu/media/1308/eea-aluminium-penetration-in-cars_final-report-public-version.pdf > Acesso em: 03 abr 2017.

EAA. **Metals for Buildings - European metals alliance for recyclable & sustainable buildings.** Bruxelas, Bélgica, 2013. Disponível em: http://www.european-aluminium.eu/media/1351/201309_metals-for-buildings-position-construction-and-demolition-waste-should-contribute-to-resource-efficiency_europeanaluminium.pdf > Acesso em: 03 abr 2017.

EAA. **Present and future CO2 reduction potential thanks to aluminium in European articulated trucks.** Bruxelas, Bélgica, 2014. Disponível em: <http://www.european-aluminium.eu/media/1339/present-and-future-co2-reduction-potential.pdf> > Acesso em: 03 abr 2017.

EASTERLING, K. **Introduction to the Physical metallurgy of welding.** Ed. Butterworth Heinemann, Grã-Bretanha, 1992.

FANG, X.; DU, Y.; SONG, M.; LI, K.; JIANG, C.; Effects of Cu content of the precipitation process of Al-Zn-Mg alloys. **J. Mater. Sci.** 47 8174-8187, 2012.

FORTAIN, J.M.; GADREY,S.; How to select a suitable shielding gas to improve the performance of MIG and TIG welding of aluminium alloys. **Rivista Italiana della Saldatura**, Vol. 27, No. 12, p.936–947, 2011.

GUNGOR, B.; KALUC, E.; TABAN, E.; SIK, A. Mechanical, fatigue and microstructural properties of friction stir welded 5083-H111 and 6082-T651 aluminum alloys. **Materials and Design**, p.84-90, 2014.

HU L.; ROLLETT A.D.; IADICOLA M.; FOECKE T.; BANOVIC S. Constitutive rela for aa 5754 based on crystal plasticity, **The Minerals, Metals & Materials Society ASM International**, 2011.

HUANG, H.; DU, D.; CHANG, B. H., SUI B.; CHEN Q. Distortion analysis for self-piercing riveting of aluminium alloy sheets. **Science and Technology of Welding and Joining**. 12(1), 73-78. Beijing, China, 2007.

JIDONG, K.; MCDERMID, J.R.; BRUHIS M. Determination of the constitutive behavior of AA6022-T4 aluminium alloy spot welds at large strains. **Materials Science & Engineering A**, 567, 95–100, Hamilton, Canadá, 2013.

KATSAS, S.; NIKOLAOU, J.; PAPADIMITRIOU, G. Corrosion resistance of repair welded naval aluminium alloys. **Materials and Design**, Vol.28(3), 831-836, Londres, 2007.

KING, F.; HORWOOD, E. **Aluminium and Its Alloys**. New York, Ellis Horwood Ltd, 1987.

KOU, S. **Welding Metallurgy**. Department of Materials Science and Engineering. Ed. Willey Interscience, Wisconsin, 2003.

KVACKAJ, T. **Aluminium Alloys, Theory and Applications**. Ed. Intech, 2011.

LEE W. B.; YEON Y.M.; JUNG S. B. Evaluation of the microstructure and mechanical properties of friction stir welded 6005 aluminum alloy, **Materials science and Technology**, ng, Sungkyunk, Coréia, 2003.

LUIJENDIJK, T. Welding of dissimilar aluminium alloys. **Journal of Materials Processing Technology**, 103(1), p. 29-35, 2000.

MACKE K. L. Effects of thermal exposures on the stress corrosion cracking of aluminum alloy 5383-h131, **Master of Science**, Cleveland, Ohio, 2015.

MACWAN A.; CHEN D.L., Ultrasonic spot welding of rare-earth containing ZEK100 magnesium alloy to 5754 aluminum alloy, **Material Science and Engineering**, 2016.

MATHERS, G. **The welding of aluminium and it's alloys**. 1 ed. Cambridge England, CRC Press, 2002.

MEYERS, M.; CHAWLA, K. **Mechanical behavior of materials**, 2 ed. New York, Cambridge University Press, 2009.

MOROS, I.; ALCÂNTARA, N.; SANTOS, J.; Caracterização microestrutural e propriedades mecânicas da liga de alumínio 2198-T851 em configuração tailored blank soldada por FSW–Friction Stir Welding; **Soldagem e inspeção**. Vol.17 no.1, São Paulo, 2012.

MROWKA-NOWOTNIK G.; SIENIAWSKI, J. Influence of heat treatment on microstructure and mechanical properties of 6005 and 6082 aluminium alloys, **Journ. Materials Processing Technology**. Rzesz, Polônia, 2005.

NIE, J.; MAJ. R.; SHIY. Correlation between stability of aluminium alloy pulsed metal-inert gas welding and pulse current signal, **Materials Research Innovations**, 2015, Vol. 19 Supl.5.

PADILHA, F. A. **Materiais de engenharia microestrutura propriedades**. Curitiba, Hemus, 2000.

PATHAK, N.; BANDYOPADHYAY, K.; SARANGI, M.; SUAHERANTA K. P., Microstructure and mechanical performance of friction stir spot-welded aluminum-5754 sheets. **Journal of Materials Engineering and Performance**, Kharagpur, India, 2012.

RHENALU, P. **Semilavorati in alluminio**. Pechiney, Courbevoie, France, 1997.

SAFRA. Aluminium copper welding wire. Italia, 2017. Disponível em: <http://www.safrspa.it/en/index.html> >. Acesso em 20/07/2017.

SALARI E.; JAHAZI M.; KHODADANDEH A.; NANESA H. G., Friction stir lap welding of 5383 aluminum alloy with different sheet thickness: process optimization and microstructure evolution. **Journal of Manufacturing Technology**. Londres, Inglaterra, 2015.

SAPA PROFILER AB, **Manual de Projeto de Perfis - Sucesso com o metal verde**, Itu, São Paulo, 2015.

SILVA, C. F. A.; BRAGA, F.O.; FIGUEIREDO, M.A.V; MOREIRA, P.M.G.P; Ultimate tensile strength optimization of different FSW aluminium alloy joints. **Springer-Verlag**, Londres, 2015.

SALAZAR, P. D. J. **Estudio del Proceso de Soldadura SMAW con Electrodo E4043 Aplicado en la Aleación de Aluminio 6005-T6 Y su Efecto en las Propiedades Mecánicas de la Junta a Tope Soldada del Marco de la Ventana del Bus en Carrocerías Imce**. Tese. Universidad Técnica de Ambato. Facultad de Ingeniería Civil y Mecánica. Ambato, Ecuador, 2015.

SANTOS, F.T. **Estudo Sobre a Abertura e Estabilidade do Arco MIG na Soldagem do Alumínio. Florianópolis**. Tese (Doutorado em Engenharia Mecânica) - Universidade Federal de Santa Catarina Brasil, Florianópolis, 2002.

SAVI, B.M. **Desenvolvimento Tecnológico para Soldagem Mig de Ligas de Alumínio 5083 H116**. UFSC, Florianópolis, 2014.

SCHULTZ, B.F.; FERGUSON J.B.; ROHATGI P.K. Microstructure and hardness of Al₂O₃ nanoparticle reinforced Al–Mg composites fabricated by reactive wetting and stir mixing. **Materials Science and Engineering A**. 530(1), p. 87–97, Milwaukee, EUA, 2011.

SELAMAT, N.F.M.; BAGHDADI, A.H.; SAJURI, Z.; KOKABI, A.H. Friction stir welding of similar and dissimilar aluminium alloys for automotive applications. **International Journal of Automotive and Mechanical Engineering**, 13(2), 3401 – 3412, Kenbangsaam, Malasia, 2016.

SHTRIKMANA, M.M.; PINSKIYA, A.V.; FILATOV, A.A.; KOSHKIN, V.V.; MEZENTSEV, E.A.; GUKB, N.V. Methods for reducing weld porosity in argon-shielded arc welding of aluminium alloys. **Welding International**. Vol. 25, No. 6, , 457–462, Moscow, Russia, 2011.

STÖRZEL, K.; BRUDER T.; HANSELKA H. Durability of welded aluminium extrusion profiles and aluminium sheets in vehicle structures. **International Journal of Fatigue**. 34(1) 76–85, Darmstadt, Alemanha, 2012.

SVETSAREN, **The Esab Welding And Cutting Journal**. Esab. Vol. 58 No.1, Utrecht, Países Baixos, 2003.

WANG, X.; GUO, M.; CHAPUIS, A.; LUO, J.; ZHANG, J.; ZHUANG, L. Effect of solution time on microstructure, texture and mechanical properties of Al-Mg-Si-Cu Alloys. **Materials science & engineering A, Structural materials: properties, microstructure and processing**. V.644 p. 137 - 151, Xiaofeng, China, 2015.

WOELKE, P.B.; HIRIYUR B.K.; NAHSHON K.; HUTCHINSON J.W. A practical approach to modeling aluminum weld fracture for structural applications. **Engineering Fracture Mechanics** V. 175 p. 72–85, Nova Iorque, EUA, 2017.